

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ

НАУКОВИЙ ТА ІНФОРМАЦІЙНИЙ ЖУРНАЛ

Металознавство
та
термічна обробка металів

ЗАСНОВАНИЙ У 1997 РОЦІ

№ 1 (100)

ДНІПРО

2023



УДК 669017
ББК 34.2
М 54

Свідоцтво про державну реєстрацію друкованого засобу масової інформації **КВ № 2376** від 09.01.1997 р.

Свідоцтво – Серія ДК № 1291 від 20.03.2003 р. про внесення ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» як суб'єкта видавничої справи до Державного реєстру видавців та поширювачів видавничої продукції.

Засновник журналу:

ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Позиція ректорату академії та редколегії може не збігатися з думками авторів журналу.

Рекомендовано до друку вченою радою ПДАБА (протокол № 10 від 28.03.2023 р.).

Мови видання: українська та англійська.

Згідно з додатком 4 до наказу № 886 Міністерства освіти і науки України від 02.07.2020 р. журнал входить до Переліку наукових фахових видань України (категорія «Б»), в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора та кандидата технічних наук за спеціальностями 192 – Будівництво та цивільна інженерія; 132 – Матеріалознавство.

Наукометричні бази та електронні бібліотеки, в яких зареєстрований науковий журнал: *Інформаційно-аналітична система – ResearchBib; електронні бібліотеки та пошукові системи – Українські наукові журнали, Національна бібліотека України ім. В. І. Вернадського.*

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ:

головний редактор – д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

В. І. Большаков;

заст. гол. редактора – д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

Є. А. Єгоров;

відповідальний секретар та випусковий редактор – к-т техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

О. А. Тимошенко.

ЧЛЕНИ РЕДАКЦІЙНОЇ КОЛЕГІЇ:

В. С. Вахрушева, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА,

м. Дніпро. **В. М. Волчук,** д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **С. І. Губенко,** д-р техн. наук,

ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **В. В. Данішевський,**

д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро.

О. В. Бекетов, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА,

м. Дніпро. **Т. С. Кравчуновська,** д-р техн. наук,

ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **В. В. Колохов,** к-т техн.

наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **Ю. Я. Мєшков,**

д-р техн. наук, Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ.

Т. Д. Нікіфорова, д-р техн. наук,

ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **А. Г. Пригунова,** д-р техн.

наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ. **Г. Д. Сухомлин,**

д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро.

Х. А. Аскеров, к-т техн. наук, Університет Карабюк,

м. Карабюк (Туреччина). **В. І. Куксенко,** к-т техн.

наук, Управління з атомної енергетики Великобританії, м. Оксфорд (Великобританія).

Технічний редактор
Олена Тимошенко

Комп'ютерна верстка
Сергій Моїсєєнко

Перекладач
Світлана Циганкова

Редактор, коректор
Валентина Маловик

I ISSN 2413- 7405



9 772413 740002

Україна, 49005, м. Дніпро, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а

Придніпровська державна академія будівництва та архітектури

Тел. +38 (050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com, [http : //www.mtom.pgasa.dp.ua](http://www.mtom.pgasa.dp.ua)

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
PRYDNIPROVSKA STATE ACADEMY OF CIVIL ENGINEERING
AND ARCHITECTURE

SCIENTIFIC AND INFORMATION JOURNAL

Metal Science
and
Heat Treatment of Metals

E s t a b l i s h e d i n 1 9 9 7

№ 1 (100)

DNIPRO
2023



UDC 669017
LBC 34.2
M 54

State Registration Certificate of Publication Media, series
KB № 2376 dated 09.01.1997.

Sertificate – Series ДК № 1291 dated 20.03.2003 about
admitting SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil
Engineering and Architecture” as the subject
of publishing in the State Register of publishers
and publishing products distribution

Founder of the journal:

SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil
Engineering and Architecture”

The position of the rectorate of the academy and the
editorial board can do not coincide with the opinions of
the authors of the magazine.

Recommended for publication by the Academic Council
of the PSACEA (protocol no. 10 from 28.03.2023).

Languages: Ukrainian and English.

According to Annex 4 to Order № 886 of the Ministry of
Education and Science of Ukraine dated 02.07.2020, the
journal is included in the List of scientific professional
publications of Ukraine (category "B"), which may
publish the results of dissertations for the degree of doctor
and candidate of technical sciences by specialties
192 – Construction and Civil Engineering;
132 – Materials Science.

Scientometric databases and electronic libraries in which
was the scientific journal: *Information and analytical
system* – ResearchBib; *electronic libraries and search
engines* – Ukrainian scientific journals, National library
of Ukraine named after V. I. Vernadskyi

EDITORIAL BOARD:

V.I. Bolshakov, Chief Editor, Doctor of Engineering
Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

Yev.A. Yehorov, Deputy Chief Editor, Doctor
of Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

O.A. Tymoshenko, Executive Secretary & Editor,
Candidate of Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

MEMBERS OF EDITORIAL BOARD:

V.S. Vakhrusheva, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **V.M. Volchuk**, Doctor of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

V.V. Danishevskiyi, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **O. V. Beketov**, Doctor of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

T.S. Kravchunovska, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **V. V. Kolokhov**, Candidate of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

S.I. Gubenko, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **Yu.Ya. Mieshkov**, Doctor of
Engineering Science, *G. V. Kurdyumov Institute for Metal
Physics of the N. A. S. of Ukraine, Kyiv*.

T.D. Nikiforova, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **A.G. Pryhunova**, Doctor of
Engineering Science, *Physico-Technological Institute of
Metals and Alloys of the N. A. S. of Ukraine, Kyiv*.

H.D. Sukhomlyn, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **H. Askerov**, Candidate of Engineering
Science, *Karabük University, Karabük (Turkey)*.

V.I. Kuksenko, Ph.D. in Physics (France), *UK Atomic
Energy Authority, Oxford, Great Britain*.

Technical Editor

Olena Tymoshenko
Desktop publishing

Serhii Moiseienko
Translator

Svitlana Tsyhankova
Editor and Proof-reader

Valentyna Malovyk

I SSN 2413-7405



9 772413 740002

Ukraine, 49005, Dnipro 24-a, Architect Oleh Petrov St.,
Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture
Tel. +38(050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com, [http : //www.mtom.pgasa.dp.ua](http://www.mtom.pgasa.dp.ua)

© Prydniprovsk State Academy
of Civil Engineering and Architecture, 2023


ЗМІСТ

Вахрушева В. С., Малиш О. Д., Грузін Н. В. ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ТРУБАХ.....	8
Губенко С. І., Парусов Е. В., Чуйко І. М. ОСОБЛИВОСТІ РОЗВИТКУ ПРОСКОВЗУВАННЯ УЗДОВЖ ГРАНИЦЬ ГЕТЕРОФАЗНЕ ВКЛЮЧЕННЯ «ТУГОПЛАВКА ФАЗА, ОТОЧЕНА ЛЕГКОПЛАВКОЮ ОБОЛОНКОЮ» – МАТРИЦЯ СТАЛІ.....	14
Кононенко Г. А., Кімстач Т. В., Сафронова О. А., Подольський Р. В. ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК МІЖ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ БРОНЬОВОЇ СТАЛІ ТА ЇЇ БАЛІСТИЧНОЮ СТІЙКІСТЮ (огляд).....	22
Конопляник О. Ю., Котов М. А., Волчук В. М., Ільєв І. М. ВПЛИВ ВИДУ ЗВАРЮВАННЯ НА МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ З'ЄДНАНЬ АРМАТУРНИХ СТРИЖНІВ ІЗ МЕТАЛЕВОЮ ПЛАСТИНОЮ.....	32
Парусов Е. В., Бобирь С. В., Приходько І. Ю., Чуйко І. М., Захарчук С. С. ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ РОБОЧОГО ШАРУ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ.....	39
Ткачова В. В., Березюк Г. Г., Солод Л. В., Адегов О. В., Прокоф'єва Г. Я. СИСТЕМАТИЗАЦІЯ СТАНІВ ГАЗОРОЗПОДІЛЬНИХ МЕРЕЖ ЗА ЇХ РОБОТОЗДАТНІСТЮ.....	46
Філоненко Н. Ю., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Волчук В. М. ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ, ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВУ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ СТАЛЕЙ.....	52
Плахтій Є. Г., Волчук В. М., Шибко О. М. ДОСЛІДЖЕННЯ ФОТОЛЮМІНЕСЦЕНЦІЇ НАНОКРИСТАЛІВ ZnS_xSe_{1-x} ТА $ZnS_xSe_{1-x}: Mn$, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ САМОПОШИРЮВАННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗУ ДЛЯ ОПТОЕЛЕКТРИЧНИХ ПРИЛАДІВ.....	61
Погребна Н. Е., Носко О. А., Аюпова Т. А., Гребенєва А. В., Аюпов О. А. ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ БЕЙНІТНОЇ СКЛАДОВОЇ МАТРИЦІ В ЕКОНОМЛЕГОВАНИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВИХ СПЛАВАХ.....	73

CONTENT

Vakhrusheva V.S., Malysh O.D., Hruzin N.V. DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN PIPES.....	8
Gubenko S.I., Parusov E.V., Chuiko I.N. FEATURES OF THE DEVELOPMENT OF SLIPPING ALONG THE BOUNDARIES HETEROPHASE INCLUSION “HIGH-MELTING PHASE SURROUNDED BY A LOW-MELTING SHELL” – STEEL MATRIX.....	14
Kononenko G.A., Kimstach T.V., Safronova O.A., Podolsky R.V. THE RELATIONSHIP BETWEEN THE MECHANICAL PROPERTIES OF ARMOR STEEL AND ITS BALLISTIC RESISTANCE (overview).....	22
Konoplianyk O.Yu., Kotov M.A., Volchuk V.M., Iliev I.M. THE INFLUENCE OF WELDING TYPE ON THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF CONNECTIONS OF REINFORCING BARS WITH A METAL PLATE.....	32
Parusov E.V., Bobyr S.V., Prykhodko I.Yu., Chuiko I.M., Zakharchuk S.S. PREDICTION OF THE STRUCTURAL STATE OF THE WORKING LAYER OF LARGE-SIZE ROLLS DURING THERMAL HARDENING.....	39
Tkachova V.V., Bereziuk H.H., Solod L.V., Adehov O.V., Prokofieva H.Y. SYSTEMATIZATION OF STATES OF GAS DISTRIBUTION NETWORKS ACCORDING TO THEIR OPERABILITY.....	46
Filonenko N.Yu., Babachenko O.I., Kononenko G.A., Volchuk V.M. THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION, HEATING TEMPERATURE AND COOLING RATE ON THE FORMATION OF STRUCTURAL COMPONENTS OF STEELS.....	52
Plakhtii Ye.H., Volchuk V.M., Shybko Ok.M. INVESTIGATION OF PHOTOLUMINESCENCE OF ZnS_xSe_{1-x} AND ZnS_xSe_{1-x} : Mn NANOCRYSTALS OBTAINED BY COMBUSTION SYNTHESIS FOR OPTOELECTRIC DEVICES.....	61
Pohrebna N.E., Nosko O.A., Aiupova T.A., Hrebenieva A.V., Aiupov O.A. REGULATIONS OF THE FORMATION OF BAINETIC COMPONENT MATRIX IN ECONOMY ALLOYED CHROMO-MANGANESE ALLOYS.....	73

Шановні колеги!

ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ

19 квітня 2023 року

проводить

**Міжнародну науково-практичну конференцію
«Стародубовські читання – 2023», присвячену
119-й річниці з дня народження
академіка АН УРСР, д.т.н., професора
Кирила Федоровича Стародубова,
за темою «Актуальні проблеми матеріалознавства у
будівництві і архітектурі та втілення нових наукових
розробок в роботах по ліквідації наслідків бойових дій і
у повоєнній відбудові країни»**

У рамках конференції плануються напрями роботи:

- прикладне матеріалознавство;
- будівництво, архітектура;
- будівельні сталі;
- будівельне виробництво;
- будівельна механіка;
- ВІМ-технології в будівництві та цивільній інженерії;
- термомеханічна обробка сталей;
- комп'ютерне моделювання структури та властивостей матеріалів;
- моделювання дронів і активних систем захисту будівель і споруд.

Мови конференції: українська, англійська, німецька, французька.

Заявки про участь у конференції з вказівкою теми доповіді та автора надсилайте за електронними адресами: volchuky@gmail.com або mb.pdaba@gmail.com (секретар оргкомітету конференції – Т. А. Шпаковська).

**Голова оргкомітету конференції,
лауреат Державної премії України
в галузі науки і техніки,
Заслужений діяч науки і техніки
України, д. т. н., проф.**



Володимир БОЛЬШАКОВ

19.04.2023 м. Дніпро

УДК 669.1.017.548.735.6

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.8.939

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ТРУБАХВАХРУШЕВА В. С.^{1*}, докт. техн. наук, проф.,МАЛИШ О. Д.², ст. наук. співроб.,ГРУЗИН Н. В.³, канд. техн. наук., доц.^{1*} Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: vs062@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2663-2714² Державне підприємство «Науково-дослідний інститут трубної промисловості», вул. Писаржевського, 1-а, 49600, Дніпро, Україна³ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: hruzin.nataliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-7589-6548

Анотація. Мета роботи: удосконалення та виклад методики оцінювання тангенціальних та осьових залишкових напружень у холоднодеформованих трубах та трубах після термічної обробки методом М. М. Давиденка. **Методи досліджень:** метод М. М. Давиденка розрізання кілець та вирізання смуг із труб. Розрахунки залишкових напружень. **Результати.** Удосконалено та наведено методику оцінювання тангенціальних та осьових залишкових напружень у трубах після холодної деформації та після термічної обробки. Наведено формули розрахунку залишкових напружень. **Практичне значення.** Трубним заводам для розроблення технологічних процесів виготовлення нових видів труб та для виконання стандартів на труби потрібна оцінка залишкових напружень. Удосконалена та викладена методика допоможе виробникам в оцінюванні залишкових напружень. **Висновки.** Розглянуто сучасні методи оцінювання залишкових напружень. Наведено методику розрахунку тангенціальних та осьових залишкових напружень за М. М. Давиденком розрізанням кілець та вирізанням смуг із металу досліджуваних труб. Методика офіційно зареєстрована, що дозволяє застосовувати її для офіційного оцінювання якості труб.

Ключові слова: залишкові напруження; метод М. М. Давиденка; тангенціальні та осьові залишкові напруження

DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN PIPESVAKHRUSHEVA V.S.^{1*}, Ph. D., Prof.,MALYSH O.D.², Sen. Res.,HRUZIN N.V.³, Cand. Sc. (Tech), Assoc. Prof.^{1*} Department of Materials Science and Materials Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: vs062@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2663-2714² State Enterprise “Research and design-technology institute of the tube industry”, 1-a, Pysarzhevskoho St., Dnipro, 49600, Ukraine³ Department of Materials Science and Materials Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: hruzin.nataliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-7589-65487

Abstract. During production, operation, transportation, and aging of finished products, stresses occur in the pipe metal. As a rule, these residual stresses affect the quality of pipes. The presence of residual stresses in products can cause brittle fracture, cracking due to corrosion, reduced elasticity, warping, etc. The development of methods for managing residual stresses in metals and products is the realization of a powerful reserve for improving the quality of metal products, which means increasing the reliability of machinery. The question arises as to which method, convenient in production conditions, should be used to assess residual stresses. A simple and affordable method for estimating residual stresses is needed in production conditions. This paper presents a simplified method for estimating residual stresses in pipes. **The purpose of the work** is to improve and present a methodology for estimating tangential and axial residual stresses in cold-formed pipes and tubes after heat treatment according to the method of M.M. Davydenko. **Research methods:** M.M. Davydenko's method for cutting rings and cutting strips from pipes. Calculation of residual stresses. **Results.** The method for estimation of tangential and axial residual stresses in pipes after cold deformation and after heat treatment is improved and presented. The formulas for calculating residual stresses are given. **Practical value.** Pipe plants need to estimate residual stresses to develop technological processes for the manufacture of new types of pipes and to meet pipe standards. The improved and presented methodology will help

manufacturers in assessing residual stresses. **Conclusions.** Modern methods for assessing residual stresses have been considered. A methodology for calculating tangential and axial residual stresses according to M.M. Davydenko by cutting rings and cutting strips from the metal of the studied pipes is presented. The methodology is officially registered, which allows it to be used for official assessment of pipe quality.

Keywords: residual stresses; M.M. Davydenko's method; tangential and axial residual stresses

Вступ

У процесі виробництва, експлуатації, транспортування під час вилежування готової продукції виникають напруження у металі труб. Як правило, ці залишкові напруження відіграють негативну роль в якісних показниках труб. Наявність залишкових напружень у виробках може викликати крихке руйнування, розтріскування внаслідок корозії, зниження межі пружності, жолоблення тощо.

Так, для газопровідних труб показано, що залишкові напруження вносять значні зміни в розподіл напружень у тілі труби, що викликані внутрішнім тиском [1; 2]. Але іноді залишкові напруження стискного характеру можуть відігравати і позитивну роль, наприклад, підвищувати вібраційну та втомну міцність. Тому автори праці [3] вважають, що розроблення методів управління залишковими напруженнями у металах та виробках – це реалізація можливостей потужного резерву підвищення якості металопродукції, а значить, підвищення надійності техніки.

Залишкові напруження – це напруження, пов'язані з пружними деформаціями, які існують у металі після повного припинення зовнішніх впливів на метал. Згідно з найбільш вдалою класифікацією М. М. Давиденка [4], існують залишкові напруження трьох родів, які відрізняються об'ємами, де вони врівноважуються. Напруження першого роду (макронапруження), врівноважуються у макроскопічних об'ємах, часто в об'ємах усього зразка чи деталі. Напруження другого роду (мікронапруження) врівноважуються в об'ємах одиничних кристалів і частинок кристалітів, що містяться між діючими площинами ковзання. Початковий термін «напруження третього роду», які врівноважуються у межах декількох груп атомів, поступово

змінили на термін «статичні спотворення кристалічної решітки», що зумовлені полями деформацій, пов'язаних із точковими дефектами, дислокаціями [5].

Найбільші залишкові напруження лежать у поверхових шарах, де напружений стан близько до двовісного. Тоді можливо рахувати, що найбільші залишкові напруження :

$$\sigma_{ост} \leq 1.15 \sigma_T.$$

Найбільш поширений спосіб визначення залишкових напружень у трубах – механічний спосіб розрізання кілець. У промислових умовах метод розрізання кілець націлений на визначення окружних напружень біля стінки труби. Позитивні значення $\sigma_{ост}$ відповідають напруженням розтягу, а негативні – стиску.

У цій статті розглянуто напруження першого роду стосовно холодно-деформованих труб. Залишкові напруження першого роду виникають за дії деформації, неоднорідного нагрівання або охолодження, під час фазових та структурних перетворень.

Для розроблення нових технологічних процесів виготовлення труб із різних металів та сплавів часто замовник вимагає оцінити рівень залишкових напружень, на цій основі вибрати режими термічної обробки. Так, у разі виготовлення труб із сплаву титану замовник потребує поставки труб у стані CWSR (холодна прокатка + низькотемпературна термічна обробка для зняття залишкових напружень) [6].

Вибір режимів термічної обробки передбачає оцінювання залишкових напружень у трубах. Виникає питання, яким методом, зручним в умовах виробництва, слід оцінити залишкові напруження.

В умовах виробництва потрібен простий та доступний метод оцінювання залишкових напружень. Найбільш універсальні методи оцінювання напружень такі: механічні,

рентгенівські, ультразвукові, хімічні, магнітні, поляризаційно-оптичні та термічні.

Механічні методи отримали широке застосування у визначенні напружень у прутках, дроті, трубах після холодної деформації. І. А. Біргер систематизував та математично обґрунтував механічні методи визначення залишкових напружень у деталях найбільш поширених форм [7].

Метод М. М. Давиденка розрізання кілець, придатний для оцінювання залишкових напружень у порожніх циліндрах і трубах, вважається класичним.

У Науково-дослідному та конструкторсько-технологічному інституті трубної промисловості ім. Я. Ю. Осади (ДП НДТІ) розроблено та затверджено спрощену «Методику визначення залишкових

напружень у трубах» МВВ 244-74-13 [8]. Вона передбачає визначення залишкових напружень тангенціальних (σ_t) та осьових (σ_s) у металевих трубах діаметром від 20 мм до 250 мм і товщиною стінки від 1 мм до 10 мм за кімнатної температури (20_{-10}^{+15}) °С. Методика удосконалена для зручного розрахунку.

Визначення тангенціальних напружень методом М. М. Давиденка

Для визначення тангенціальних напружень цим методом застосовують зразки у вигляді кілець довжиною 12 мм (рис. 1) у кількості трьох штук від однієї труби. Кільця шліфують з двох сторін, при цьому сторони повинні бути строго паралельні.

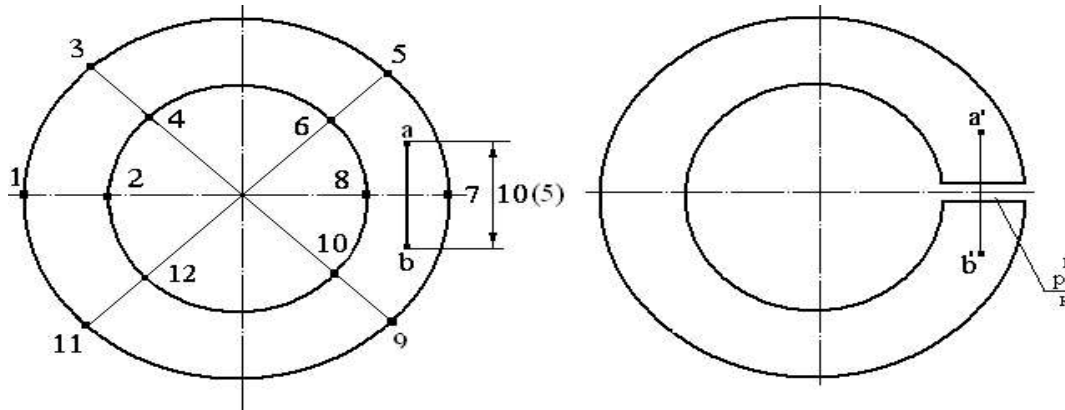


Рис. 1. Кільцевий зразок для визначення залишкових тангенціальних напружень у трубах

Перед замірами зразків проводять їх розмітку, наносять мітки в точках a і b ($ab = 5$ мм для труб діаметром до 50 мм; $ab = 10$ мм для труб діаметром понад 50 мм (рис. 1). Для цього проводять перпендикуляр до діаметра у середині товщини стінки і проводять кернення у точках a і b . Заміри виконують на інструментальному мікроскопі з похибкою 0,001 мм. Заміряють $D_{зовн.}$ (зовнішній діаметр труби у точках 1–7, 3–9, 5–11) і визначають $D_{зовн.}$ середнє. Заміряють $D_{внут.}$ (внутрішній діаметр труби) у точках 2–8, коло D_k ср.

Далі заміряють середню товщину стінки S між точками 1–2, 3–4, 5–6, 7–8, 9–10, 11–12 і визначають середню товщину стінки кільця $S_{ср.}$; заміряють відстань між точками a і b фактичну до розрізання кільця.

Виконують одностороннє розрізання кільця фрезою (товщина фрези не більше 2 мм) по лінії 7–8 строго перпендикулярно до стінки кільця (розрізання вести на мінімальних оборотах із мінімальним поданням та з охолодженням). Після розрізання кільця визначають відстань $a^1 b^1$.

Розрахунок тангенціальних напружень σ_t :

- визначити зміну відстані між кернами:

$$\pm \Delta S = a^1 b^1 \pm ab;$$

- визначити зміну діаметра кільця після розрізання ΔD :

$$\pm \Delta D = \frac{\Delta S}{\pi};$$

- за формулою розрахувати тангенціальні напруження:

$$\sigma_t = \frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{1 + \frac{\delta_{ср.}}{3 \cdot D_{0ср.}}}{D_{0ср.} \cdot (1 + \frac{D_{0ср.}}{\delta_{ср.}})} \cdot (\pm \Delta D)$$

де E – модуль пружності (для вуглецевої сталі $1,8-2,1 \times 10^5$), Н/мм²; μ – коефіцієнт Пуассона для даної марки сталі (0,28–0,3); $D_{0\text{ ср}}$ – діаметр середньої окружності до розрізки, мм; $\delta_{\text{ср}}$ – середня товщина стінки кільця, мм; ΔD – зміна діаметра кільця після розрізки, мм.

$$\frac{E}{1-\mu^2} = \frac{2,1 \cdot 10^5}{1-0,3^2} = 230770$$

Ці розрахунки виконують для кожного з трьох кілець.

Визначення осевого напруження.

Вид зразків та вимоги до їх виготовлення

Від труби відрізають патрубок довжиною 100 мм, шліфують з двох сторін по торцях, при цьому сторони повинні бути строго паралельними (рис. 2). Заміряють мікрометром товщину стінки труби t (рис. 2).

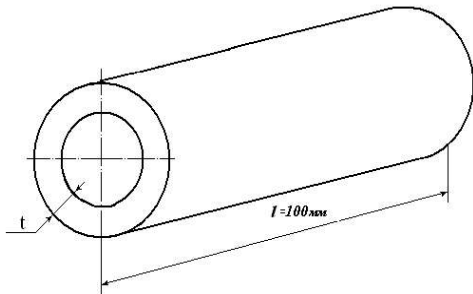


Рис. 2. Розмір патрубку до вирізання стрічки

Потім механічним способом за допомогою фрези товщиною не більше 2 мм вирізають уздовж осевої лінії три смуги шириною 10 мм. Вирізані смуги викривляються внаслідок неоднакових осевих напружень по їх товщині та довжині (рис. 3).

Заміряють на інструментальному мікроскопі довжину кожної смуги l_{ab} (між точками a і b) і l_{cd} (між точками c і d).

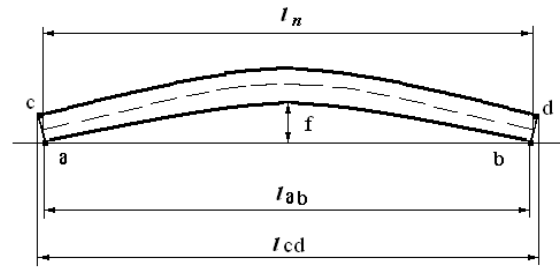


Рис. 3. Смуга після вирізання

Визначають довжину смуги $l_{\text{п}}$ по середній лінії :

$$l_{\text{п}} = \frac{l_{ab} + l_{cd}}{2}, \text{ мм.}$$

На інструментальному мікроскопі заміряють стрілу прогину f .

Розрахунок осевих напружень

Осьове напруження труби визначають за формулою:

$$\sigma_s = \frac{E \cdot t \cdot f}{L^2 (1 - \mu)}$$

де E – модуль пружності (для вуглецевої сталі $1,8-2,1 \times 10^5$), Н/мм²; μ – коефіцієнт Пуассона для даної марки сталі (0,28–0,3); f – стріла прогину смуги, мм; t – товщина стінки труби, мм; L – половина довжини смуги l , мм.

Розрахунок виконують для кожної з трьох смуг.

Метод «язичка». Виготовлення зразків

Для визначення осевого напруження методом «язичка» на патрубку довжиною 50–100 мм відділяють від стінки труби (прорізають із трьох сторін) поздовжній «язичок». Схема та розташування «язичка» наведені на рисунку 4.

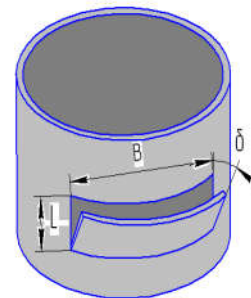


Рис. 4. Схема і розташування «язичка»

Довжина «язичка» L повинна бути не менше 15 мм, а ширина 0,1–0,2 від зовнішнього діаметра труби. «Язичок» вирізають посередині довжини зразка-патрубка, не з самого краю. Вирізання виконують електроіскровим методом або на верстатах із дотриманням заходів (охолодження та режимів різання), що виключають зміну властивостей металу під час нагрівання, наклепу, деформації, які виникають у процесі механічної обробки.

Вимірювання зразків

Виконують до вирізання «язичка» наступним чином: товщину стінки зразка-патрубка заміряють у двох місцях у місці вирізання «язичка» з похибкою не більше 0,01 мм. Середнє з двох вимірювань приймають за товщину стінки.

Після вирізання «язичка» довжину L вимірюють штангенциркулем або іншим способом, який забезпечує похибку вимірювань не більше 0,05 мм; відхилення «язичка» δ вимірюють на інструментальному мікроскопі з похибкою не більше 0,01 мм.

Розрахунок осьового напруження σ_s проводять за формулою:

$$\sigma_s = \frac{E \cdot S \cdot \delta}{L^2 (1 - \gamma^2)} \text{ Н/мм}^2$$

де σ_s – осьове залишкове напруження; E – модуль пружності (для сталей $E = 2,1 \cdot 10^5 \text{ Н/мм}^2$); S – товщина стінки зразка-патрубка; δ – відхилення язичка, мм; L – довжина язичка, мм; γ – коефіцієнт Пуассона (для сталей $\gamma = 0,3$).

Обробка результатів вимірювань

За результатами випробувань трьох зразків у вигляді кілець розраховують середнє арифметичне значення тангенціальних напружень σ_t , а за результатами випробувань трьох смуг – середнє арифметичне значення осьових напружень σ_s .

Висновки

Розглянуто сучасні методи оцінювання залишкових напружень. Наведено сучасну класифікацію залишкових напружень; методику розрахунку тангенціальних залишкових напружень за М. М. Давиденком розрізанням кілець від досліджуваних труб, а також методику розрахунку осьових залишкових напружень під час вирізання смуг із металу досліджуваних труб та методику «язичка».

Методика офіційно зареєстрована, що дозволяє застосовувати її для офіційного оцінювання якості труб в умовах виробництва.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Сичов Ю. С. Вплив залишкових напружень на втомну міцність бурильних труб. *Науковий вісник ФНГУНТ*. 2014. № 2 (37). С. 97–110.
2. Репин Д. Г., Лисин В. Н., Спиридович Е. Н., Никитина Н. Т. Влияние технологии изготовления труб большого диаметра на возможность КРН. *Газовая промышленность*. 2008. № 3. С. 63–68.
3. Вишняков Я. Д., Писарев В. Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. Москва : Металлургия, 1989. 255 с.
4. Буркин С. П., Шимов Г. В., Андрюкова Е. А. Остаточные напряжения в металлопродукции : учеб. пособ. Екатеринбург : изд-во Уральского университета, 2015. 248 с.
5. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах : монография. Москва, 1962. 495 с.
6. AMS 4946. Titanium alloy tubing, seamless, hydraulic 3A1–2,5V, controlled contractile strain ratio, cold worked, stress relieved. SAE International. 2006.
7. Биргер И. А. Остаточные напряжения : монография. Москва : Машгиз, 1963. 232 с.
8. Методика МВИ 244-74-13. Определение остаточных напряжений в трубах. Днепропетровск, 2013. 8 с.

REFERENCES

1. Sychev Yu.S. *Vplyv zalushcovuch naprugen na vtomny micnist burilnych trub* [The effect of residual stresses on the fatigue strength of drill pipes]. *Naykovyy vicnik FNGUNT* [Scientific Bulletin of the FNUGNT]. 2014, no. 2 (37), pp. 97–110. (in Ukrainian).
2. Repin D.G., Lisin V.N., Spiridovich E.N. and Nikitina N.T. *Vliynie technologii izgotovleniy trub volshogo diametra na vozmozhnost KRN* [Influence of manufacturing technology of large-diameter pipes on the possibility of SCC]. *Gasovay promushlennost* [Gas Industry]. 2008, no. 3, pp. 63–68. (in Russian).

3. Vyshnyakov Y.D. and Pisarev V.D. *Upravlenie ostatochnymi napryazheniyami v metallach i cplavach* [Management of residual stresses in metals and alloys]. Moscow : Metallurgiya Publ., 1989, 255 p. (in Russian).
4. Burkin S.P., Shimov G.V. and Andryukova E.A. *Ostatochnyye napryazheniya v metalloproduksii : uchebnoye posobiye* [Residual stresses in metal products : a tutorial]. Ekaterinburg : Ural. University Publ., 2015, 248 p. (in Russian).
5. Van Buren. *Defects v crystals : monografiya* [Defects in crystals : monograph]. Moscow, 1962, 495 p. (in Russian).
6. AMS 4946 C. Titanium alloy tubing, seamless, hydraulic 3A1–2,5V, controlled contractile strain ratio, cold worked, stress relieved. SAE International. 2006.
7. Birger I.A. *Ostatochnyye napryazheniya : monografiya* [Residual stresses : monograph]. Moscow : Mashgiz Publ., 1963, 232 p. (in Russian).
8. *Metodika MVI 244-74-13. Opredelenie octatochnuch naprjzhenii v trubach* [Methodology MVI 244-74-13. Determination of residual stresses in pipes]. Dnipropetrovsk, 2013, 8 p. (in Russian).

Надійшла до редакції: 03.03.2023.

УДК 669.18

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.14.940

ОСОБЛИВОСТІ РОЗВИТКУ ПРОСКОВЗУВАННЯ УЗДОВЖ ГРАНИЦЬ ГЕТЕРОФАЗНЕ ВКЛЮЧЕННЯ «ТУГОПЛАВКА ФАЗА, ОТОЧЕНА ЛЕГКОПЛАВКОЮ ОБОЛОНКОЮ» – МАТРИЦЯ СТАЛІ

ГУБЕНКО С. І.^{1,2*}, *докт. техн. наук, проф.*,ПАРУСОВ Е. В.³, *докт. техн. наук, с. н. с.*,ЧУЙКО І. М.⁴, *канд. техн. наук*

^{1*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (067) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

^{2*} Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6626-3979

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

⁴ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

Анотація. *Мета дослідження* – вивчення особливостей просковзування на міжфазних границях гетерофазне включення «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою» – матриця сталі в інтервалі температур гарячої деформації. *Методика.* Зразки сталей 08Т, 08Ю, 12ГС, 08кп, 09Г2С, НБ-57, 08ГСЮТФ піддавали розтягуванню за температур 20...1 200 °С у вакуумі на пристрої ІМАШ-5С зі спеціальними захватами, швидкість переміщення яких становила 20 мм/хв. Застосовували методи дослідження: петрографія, мікрорентгеноспектральний аналіз («Camesa MS-46, Nanolab-7», оптична мікроскопія (Neophot-21)). *Результати.* Встановлено, що різноманітність фаз, які становлять гетерофазні включення типу «тугоплавка фаза, що оточена легкоплавкою оболонкою», викликає їх різну поведінку за пластичної деформації. Показано, що за умов високотемпературної деформації міжфазні границі включення – матриця, що є границями між фазою-оболонкою включень та сталеву матрицею, проявляють пластичність у результаті просковзування. Встановлено, що залежно від рівня пластичності фаз, які становлять включення, просковзування відбувається з різною інтенсивністю. Проаналізовано особливості процесу просковзування для гетерофазних включень типу «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою». *Наукова новизна.* Обговорюється механізм просковзування для включень типу «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою», які містять фази з різним рівнем пластичності, пов'язаний з рухом власних міжфазних дислокацій на ділянках границь включення – матриця (власне просковзування) або внесених дислокацій, а також із контактним тертям і внутрішнім тертям, що виникає в границях за рухом дислокацій. Показано, що активізація просковзування може відбуватися завдяки перебудовам дефектів, які знаходяться на міжфазних границях включення – матриця сталі. Встановлено, що відмінність природи фаз-оболонки, а також вплив другої фази включень «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою» сприяють розрізненню пластичності границь включення – матриця сталі за високотемпературної деформації. *Практична значимість.* Використання отриманих результатів дозволить розробити технології отримання сталей з регламентованими видами гетерофазних неметалевих включень, що дозволить суттєво підвищити їх технологічні та експлуатаційні характеристики, а також запобігти утворенню різноманітних дефектів під час обробки сталей тиском та експлуатації виробів.

Ключові слова: *сталь; гетерофазні неметалеві включення; просковзування; фази; міжфазні границі*

FEATURES OF THE DEVELOPMENT OF SLIPPING ALONG THE BOUNDARIES HETEROPHASE INCLUSION “HIGH-MELTING PHASE SURROUNDED BY A LOW-MELTING SHELL” – STEEL MATRIX

GUBENKO S.I.^{1,2*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,PARUSOV E.V.³, *Dr. Sc. (Tech.), Sen. Res.*,CHUIKO I.M.⁴, *Ph. D.*

^{1*} Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Sq. Acad. Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (067) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

^{2*} Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6626-3979

³ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Sq. Acad. Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

⁴ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Sq. Acad. Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

Abstract. Purpose. To study features of slippage at the interphase boundaries, heterophase inclusion “refractory phase surrounded by a low-melting shell” – steel matrix in the temperature range of hot deformation. **Methods.** Samples of steels were subjected to stretching at temperatures of 20...1 200 °C in a vacuum on the IMASH-5S device with special grippers, the speed of which was 20 mm/min. Research methods were used: petrography, micro-X-ray spectral analysis (“Cameca MS-46, Nanolab-7”, optical microscopy (Neophot-21)). **Results.** It was found that the diversity of phases composing the heterophase inclusions of the “high-melting phase surrounded by a low-melting shell” type leads to their different behavior under plastic deformation. It was shown that during the high-temperature deformation the inclusion – matrix interphase boundaries, which are the boundaries between the inclusion-shell phase and the steel matrix, exhibit plasticity as a result of slipping. It was found that depending on the plasticity level of the phases composing the inclusion, the slipping occurs with different intensity. The features of the slipping process for heterophase inclusions of the “high-melting phase surrounded by a light-melting shell” type were analyzed. **Scientific novelty.** It is discussed the slipping mechanism for inclusions of the “high-melting phase surrounded by a low-melting shell” type containing phases with different plasticity levels, which is associated with the movement of interface dislocations at the inclusion – matrix boundaries (intrinsic slipping) or inserted dislocations as well as with contact friction and internal friction occurring at the boundaries due to the dislocation movement. It is shown that the activation of the slipping can occur due to the rearrangements of defects located at the interphase boundaries of the inclusion – matrix of steel. It was established that the difference in the nature of the phases-shells, as well as the influence of the second phase of inclusions “high-melting phase surrounded by a low-melting shell” contribute to difference in plasticity of inclusion-matrix boundaries of steel under high-temperature deformation. **Practical value.** The use of the obtained results will make it possible to develop technologies for producing steels with regulated types of heterophase non-metallic inclusions, which will significantly increase their technological and operational characteristics, as well as prevent the formation of various defects during the processing of steels by pressure and the operation of products.

Keywords: steel; heterophase non-metallic inclusions; slipping; phases; interphase boundaries

Вступ

Основні види гетерофазних неметалевих включень в сталях, розглянуті у працях [1–10], свідчать про велику різноманітність міжфазних границь включення – матриця. Нерідко одна з фаз на різних ділянках має різні границі (міжфазна границя з іншою фазою включення, міжфазна границя зі сталеву матрицею). Оскільки фази в гетерофазних включеннях мають різний рівень пластичності і міцності за будь-яких температур деформації, в процесі навантаження на міжфазних границях включення – матриця неминуче виникають напруження, які можуть зумовити їх пластичну поведінку (просковзування) або руйнування [8; 11–14].

Мета роботи – вивчення особливостей просковзування на міжфазних границях гетерофазне включення «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою» –

матриця сталі в інтервалі температур гарячої деформації.

Матеріали та методики

Зразки сталей 08Т, 08Ю, 12ГС, 08кп, 09Г2С, НБ-57, 08ГСЮТФ піддавали розтягуванню за температур 20...1 200 °C у вакуумі на пристрої ІМАШ-5С зі спеціальними захватами, швидкість переміщення яких становила 20 мм/хв. Застосовували методи дослідження: петрографія [7; 15–18], мікрорентгено-спектральний аналіз («Cameca MS-46, Nanolab-7», оптична мікроскопія (Neophot-21).

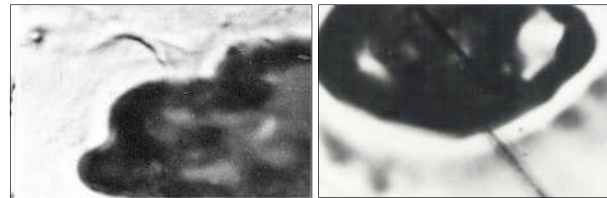
Результати

Гетерофазні включення типу «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою» складаються з фази-оболонки ф-01 та внутрішньої фази ф2. Тому тільки фаза-оболонка ф-01 контактує зі сталеву матрицею та утворює з нею міжфазну границю включення – матриця ф-01↔м.

В інтервалі температур 25...600 °С поблизу включень спостерігали локалізацію деформації сталеві матриці. За температур 700...900 °С з'явилися ознаки просковзування на границях зерен сталеві матриці. Просковзування на границях включення – матриця ф-о1↔м спостерігається за температур 1 000...1 200 °С. Воно проявляється у розширенні міжфазних границь (рис. 1, а), появі рельєфу деформації та підтверджується фактом розриву рисок поблизу включень (рис. 1, б). Поблизу включень, як і за нижчих температур, спостерігалася локалізація деформації, причому з обох боків від міжфазної границі включення – матриця у

разі пластичних силікатних чи сульфідних фаз ф-о1.

Деформація з обох боків від границі ф-о1↔м була несиметричною, що пов'язано з різним рівнем пластичності сталеві матриці та фази-оболонки включення ф-о1.



а

б

Рис. 1. Просковзування на границях включення – матриця ф-о1↔м за температур 1 000 (а, MnO·SiO₂ + Al₂O₃, 08Ю) і 1 100 °С (б, (Fe, Mn)S + MnO·SiO₂, 08Ю); ×1 000

Таблиця 1

Величина зміщення рисок Δ, мкм, для включень «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою»

t, °С	Включення ф-о1 + ф2, сталь		
	MnO·SiO ₂ + Al ₂ O ₃ , 08Ю	(Fe, Mn)S + MnO·SiO ₂ , 08Ю	(Fe, Mn)S + TiCN, 08Т
1 000	9	15	12
1 100	18	24	20
1 200	оплавлено	оплавлено	оплавлено

Відомо, що пластичність сульфідної та силікатної фази-оболонки ф-о1 залежить від температури деформації [7; 12; 14; 15]. Сульфідні фази ф-о1 легкоплавкі. Вони деформуються спільно з матрицею і фазою включення ф2 до температури 1 050...1 120 °С, за досягнення якої відбувається їх плавлення, що спричинює різку зміну характеру міжфазних границь ф-о1↔м. За більш високих температур з'являються порожнини, заповнені розплавом. Силікати MnO·SiO₂ пластичні за температур вище 900 °С, коли, власне, і спостерігається явище, яке вивчається. За більш низьких температур силікати пластично не деформуються [7; 12; 14; 15].

Очевидно, на границях ф-о1↔м мають спостерігатися «сплески» пластичної деформації, які можна виявити спеціальними дослідженнями [7; 15–19]. Застосовуючи метод нанесення реперних ліній поблизу включень, вивчали розподіл локальної мікронеоднорідної деформації уздовж ліній, які є дотичні до включення.

Розподіл величин інтенсивності деформації η_i та коефіцієнта концентрації деформації K_ε за відсутності просковзування на міжфазній границі ф-о1↔м залежав від температури деформації та типу сталі.

За підвищення температури деформації просковзування на границях ф-о1↔м розвивалося з різною інтенсивністю, що залежить від рівня пластичності фази-оболонки включення ф-о1, однак в усіх випадках на реперній лінії спостерігали «сплески» інтенсивності деформації (табл. 2). Відмінність природи фаз-оболонки включення ф-о1 відбилася на величині параметрів інтенсивності η_i та коефіцієнта концентрації деформації K_ε. Максимально «сплески» інтенсивності деформації виявляються за підвищення температури для кожного виду гетерофазного включення досліджуваного типу.

Механізм просковзування уздовж міжфазних границь включення – матриця ф-о1↔м пов'язаний з рухом власних

граничних дислокацій або внесених на границі дислокацій зі сталеві матриці, причому останні можуть генеруватися джерелом у самій границі $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ або бути внутрішньозеренними дислокаціями, що продисоціювали на граничні дислокації [8; 20]. Дислокації в міжфазних границях за підвищених температур стають нестійкими та делокалізуються, створюючи пластичні несумісності, що викликають рух дислокацій уздовж цих границь. За делокалізації ядер дислокацій та їх руху атомна структура границь включення –

матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ безперервно перебудовується і виявляється у структурно-нестійкому стані, що спричинює зниження опору граничному зсуву [8; 19; 20].

Активізація просковзування може відбуватися завдяки наявності некомпенсованих потоків вакансій та домішок на границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$. Швидкість просковзування лімітується неконсервативним рухом міжфазних дислокацій у границях, що вивчаються. Як правило, просковзування відбувається уздовж усієї границі $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$.

Таблиця 2

Значення інтенсивності η_i та коефіцієнта концентрації деформації K_ϵ в сталевій матриці поблизу гетерофазних включень «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою» за розвитку просковзування на границях за різних температур та середніх ступенів деформації

Включення $\phi\text{-}01 + \phi 2$, сталь	t, °C	ϵ , %	η_i	K_ϵ
MnO·SiO ₂ + Al ₂ O ₃ , 08Ю	950	10	1,8...2,6	2,8...3,6
	1 100		2,3...3,7	3,3...4,7
(Fe, Mn) S + MnO·Al ₂ O ₃ , 08Ю	800	12	2,4...3,9	3,4...4,9
	1 100		3,5...4,3	4,4...5,3
MnO·SiO ₂ + TiCN, 08Т	950	12	2,1...2,5	3,1...3,5
	1 100		2,5...3,8	3,5...4,8

Просковзування на границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ – це динамічна контактна взаємодія фаз-оболонки $\phi\text{-}01$ включень і сталеві матриці в процесі їх спільної деформації. Динамічний контакт цих фаз можна пояснити, застосовуючи модель конфігураційної локалізації валентних електронів [21]. Між фазою-оболонкою включення $\phi\text{-}01$ та сталеві матрицею через міжфазну границю відбувається обмін електронами, оскільки фаза $\phi\text{-}01$ включення є донором електронів, а сталеві матриця – акцептором електронів.

На міжфазній границі $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ зосереджені атоми фази $\phi\text{-}01$ включення та матриці з найбільш порушеними електронними конфігураціями та зниженою статистичною вагою атомних стабільних конфігурацій. Міжфазні дислокації, дефекти упаковки (розщеплені дислокації), присутні у структурі границі включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ [8–10; 20], розсіюють електрони, що рухаються через границю, за рахунок пружних та електростатичних спотворень, і це впливає на електронну зонну структуру

цих границь. Електростатичні спотворення пов'язані з тим, що міжфазні дислокації, вакансії, домішкові атоми є електронними дефектами, оскільки поля їх напружень створюють локальні порушення розподілу зарядів, викликаючи неоднорідності у розподілі електронної щільності [22].

Відомо, що дислокації мають електричний заряд, який впливає на взаємодію між ними. В міжфазній границі утворюються угруповання дефектів, що створюють різні за знаком і величиною електричні поля, і це сприяє перерозподілу самих дефектів. Таким чином, рух міжфазних дислокацій у границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ в процесі просковзування має також внутрішню електростимульовану природу.

Рух міжфазних дислокацій у процесі просковзування відбувається у складному середовищі електростатичної взаємодії фаз (включення та матриці) та міжфазних дефектів, що містяться у границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$. Безперервні зміни зарядової щільності електронів у

границях, які вивчаються, мабуть, служать стимулювальним фактором просковзування, оскільки порушують локальні рівноваги в системі міжфазної границі включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ і є стимулом для переміщення міжфазних дислокацій у межах цієї границі. Таким чином, просковзування на границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ – електростимульований динамічний дислокаційний процес.

Розглядаючи механізм просковзування на міжфазних границях $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$, слід враховувати, що між фазою-оболонкою $\phi\text{-}01$ включення і сталеву матрицею розвивається контактне тертя, зумовлене взаємодією їх поверхонь [7; 14; 15]. Контактне тертя проявляється на мікроструктурному рівні і перешкоджає відносному переміщенню фази включення $\phi\text{-}01$ і сталевій матриці, тому воно гальмує вплив на просковзування уздовж міжфазної границі $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$. Розглянуте тертя – це кінематичне сухе тертя ковзання, що описується законом Амонтона [7; 14; 15]. На більш тонкому рівні на міжфазних границях $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ проявляється внутрішнє тертя, пов'язане з рухом міжфазних та внесених дислокацій уздовж зазначених границь [8; 23].

Дислокації (решіткові, зернограничні, міжфазні) в металі, які становлять одне з головних джерел внутрішнього тертя, створюють релаксаційний спектр за різних температур [23]. За високо-температурної деформації відбувається взаємодія релаксаційних процесів у міжфазних границях $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$, що є складовою механізму просковзування уздовж зазначених границь. Розсіювання енергії релаксаційних коливань пов'язане з опором зазначених границь пробігу міжфазних та внесених дислокацій [23].

Очевидно, в процесі просковзування на границях включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ виникають напруження, пов'язані з гальмуванням руху дислокацій. Якщо відбувається перебудова дислокаційної структури, можливе динамічне розщеплення цих границь, результатом якого є формування нових зерен та рух нових

границь у зерно [8; 15–19]. У ході просковзування та випромінювання акомодативних решіткових дислокацій поблизу включення може з'явитися дефектний шар із підвищеною щільністю дислокацій. Це повинно викликати зниження швидкості просковзування на границі $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$, оскільки далекодійні поля напружень дефектного шару будуть перешкоджати випромінюванню акомодативних дислокацій.

За високих швидкостей деформації границя включення – матриця може не встигати «засвоювати» дислокації, що потрапляють на неї, в результаті поблизу включення також виникає дефектний шар, що сприяє зменшенню швидкості просковзування, а в системі міжфазних дислокацій відбуваються складні динамічні процеси перебудов.

Просковзування уздовж границь $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ супроводжується безперервними перебудовами в системі міжфазних дислокацій. Це диктується як процесами електростатичної взаємодії дефектів, також і геометричними умовами, коли дислокації прагнуть перерозподілитися в такий спосіб, щоб області з напруженнями різних знаків розподілилися впорядковано.

Такі динамічні перебудови дефектної структури границі включення – матриця $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ пов'язані з кооперативним механізмом групових атомних переходів, результатом яких є динамічне розщеплення границь включення – матриця [8; 15–19]. Очевидно, проявляється стимулювальна дія просковзування, що полегшує перерозподіл дислокацій у міжфазних границях $\phi\text{-}01\leftrightarrow\text{м}$ як процесу самоорганізації в системі міжфазних дефектів за умов їх внутрішньої електростимульованої динамічної взаємодії.

Висновки

За високотемпературної деформації сталей проявляється пластична поведінка міжфазних границь включення – матриця для гетерофазних включень типу «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою», пов'язана з розвитком просковзування. Механізм просковзування для включень типу «тугоплавка фаза,

оточена легкоплавкою оболонкою», які містять фази з різним рівнем пластичності, пов'язаний з рухом власних міжфазних дислокацій на ділянках границь включення – матриця (власне просковзування) або внесених дислокацій, а також із контактним тертям і внутрішнім тертям, що виникає в границях за рухом дислокацій.

Активізація просковзування може

відбуватися завдяки перебудовам дефектів, що містяться на міжфазних границях включення – матриця сталі. Відмінність природи фаз-оболонки, а також вплив другої фази включень «тугоплавка фаза, оточена легкоплавкою оболонкою», сприяють розрізненню пластичності границь включення – матриця сталі за високотемпературної деформації.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Miao Z., Long H., Cheng G., Qiu W., Zhong S., Yu D. Agglomeration and Clustering of CaO–Al₂O₃–MgO Leading to Super Large-Size Line-Shape Inclusions in High Carbon Chromium Bearing Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2022. Vol. 53, iss. 1. Pp. 512–525.
2. Zhe Rong, Hongbo Liu, Peng Zhang, Feng Wang, Geoff Wang, Baojun Zhao, Fengqiu Tang, Xiaodong Ma. The Formation Mechanisms and Evolution of Multi-Phase Inclusions in Ti–Ca Deoxidized Offshore Structural Steel. *Metals*. 2022. № 12. Pp. 511. URL: <https://doi.org/10.3390/met12030511>; URL: <https://www.mdpi.com/journal/metals>
3. Ahmad H., Zhao B., Lyu S., Huang Z. Formation of Complex Inclusions in Gear Steels for Modification of Manganese Sulphide. *Metals*. 2021. № 11. Pp. 2051. URL: <https://doi.org/10.3390/met11122051>
4. Yan Wang, Li-guang Zhu, Jin-xia Huo. Relationship between crystallographic structure of complex inclusions MgAl₂O₄/Ti₂O₃/MnS and improved toughness of heat-affected zone in shipbuilding steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. (IF1.263). DOI: 10.1007/s42243-021-00725-9
5. Губенко С. И. Гетерофазные микрокомпонитные включения в сталях. Germany-Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2019. 330 с.
6. Губенко С. И., Беспалько В. Н. Виды и структура гетерофазных включений в сталях. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 1 (84). С. 30–35.
7. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. Киев : Наукова думка, 2016. 528 с.
8. Губенко С. И. Межфазные границы включение – матрица в сталях. Межфазные границы неметаллическое включение – матрица и свойства сталей. Germany-Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017. 506 с.
9. Gubenko S. I. To the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion-matrix of steel. *Metals*. 1994. № 6. Pp.105–112.
10. Губенко С. И. Структура многофазных неметаллических включений в сталях. *Теория и практика металлургии*. 1999. № 1. С. 22–27.
11. Губенко С. И., Исков М. В. Структура и сопротивление разрушению межфазных границ неметаллическое включение – матрица стали. *Теория и практика металлургии*. 2004. № 5. С. 30–38.
12. Gubenko S. I. Plasticity Origin of Heterophase Inclusions at Steel Forming. *Steel in Translation*. 2020. Vol. 50, № 10. Pp. 730–739.
13. Губенко С. И., Беспалько В. Н., Жиленкова Е. В. Влияние температуры и степени деформации на характер изменения эвтектических боридов в высокохромистой стали с бором. *Теория и практика металлургии*. 2006. № 4–5. С. 158–160.
14. Belchenko G. I., Gubenko S. I. Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Metals*. 1983. № 4. Pp. 80–84.
15. Губенко С. И. Неметаллические включения и пластичность сталей. Физические основы пластичности сталей. Saarbrücken : LAP LAMBERT. Palmarium Academic Publishing, 2016. 549 с.
16. Gubenko S. I. Local peaks of parameters and processes at interfaces of non-metallic inclusion – steel matrix. *Steel*. 1999. № 8. Pp. 64–67.
17. Губенко С. И. Природа всплесков микронеоднородной деформации в стали с неметаллическими включениями. *Физико-химическая механика материалов*. 1999. № 2. С. 53–59.
18. Gubenko S. I. Influence of slippage along the boundaries of a non-metallic inclusion – matrix on the distribution of local micro-inhomogeneous deformation in armco iron and steel. *Physics of Metals and Metal Science*. 1996. Vol.82, № 3. Pp.167–175.
19. Губенко С. И. Возможности трансформации неметаллических включений и межфазных границ включение – матрица при высокоэнергетических обработках. *Металлофизика, новейшие технологии*. 2014. Т. 36, № 3. С. 287–315.
20. Gubenko S. I. Team dislocation effects or phase transformations in “nonmetallic inclusion – matrix” boundaries in steel. *Physics of Metals and Metal Science*. 1990. Vol 6. Pp. 184–188.

21. Самсонов Г. В., Прядко И. Ф., Прядко Л. Ф. Конфигурационная модель вещества. Киев : Наукова думка, 1971. 230 с.
22. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. Москва : Изд-во иностранной литературы, 1962. 584 с.
23. Губенко Светлана. Физическая природа пластичности и упрочнения металлов при деформации. Germany-Mauritius, Beau Bassin : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2020. 341 с.

REFERENCES

1. Miao Z., Long H., Cheng G., Qiu W., Zhong S. and Yu D. Agglomeration and Clustering of CaO–Al₂O₃–MgO Leading to Super Large-Size Line-Shape Inclusions in High Carbon Chromium Bearing Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2022, vol. 53, iss. 1, pp. 512–525.
2. Zhe Rong, Hongbo Liu, Peng Zhang, Feng Wang, Geoff Wang, Baojun Zhao, Fengqiu Tang and Xiaodong Ma. The Formation Mechanisms and Evolution of Multi-Phase Inclusions in Ti–Ca Deoxidized Offshore Structural Steel. *Metals*. 2022, no. 12, pp. 511. URL: <https://doi.org/10.3390/met12030511>; URL: <https://www.mdpi.com/journal/metals>
3. Ahmad H., Zhao B., Lyu S. and Huang Z. Formation of Complex Inclusions in Gear Steels for Modification of Manganese Sulphide. *Metals*. 2021, no. 11, pp. 2051. URL: <https://doi.org/10.3390/met11122051>
4. Yan Wang, Li-guang Zhu and Jin-xia Huo. Relationship between crystallographic structure of complex inclusions MgAl₂O₄/Ti₂O₃/MnS and improved toughness of heat-affected zone in shipbuilding steel. *Journal of Iron and Steel Research International* (IF1.263). DOI: 10.1007/s42243-021-00725-9.
5. Gubenko S. *Geterofaznyke mikrokompozitnyye vklyucheniya v stalyakh* [Heterophase microcomposite inclusions in steels]. Germany–Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2019, 330 p. (in Russian).
6. Gubenko S.I. and Bepalko V.N. *Vidy i struktura geterofaznykh vklyucheniy v stalyakh* [Types and structure of heterophase inclusions in steels]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2019, no. 1 (84), pp. 30–35. (in Russian).
7. Gubenko S.I. and Oshkadev S.P. *Nemetallicheskie vkluchenija v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Kyiv : Naukova Dumka Publ., 2016, 528 p. (in Russian).
8. Gubenko S.I. *Mezhfaznyye granitsy vklyucheniye-matritsa v stalyakh. Mezhfaznyye granitsy nemetallicheskiye vklyucheniye-matritsa i svoystva staley* [Inclusion-matrix interfaces in steels. Non-metallic inclusion-matrix interface and properties of steels]. Germany – Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017, 506 p. (in Russian).
9. Gubenko S.I. *K voprosu o stroyenii mezhfaznykh granits nemetallicheskiye vklyucheniye-matritsa v stali* [To the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion – matrix in steel]. *Metals*. 1994, no. 6, pp. 105–112. (in Russian).
10. Gubenko S.I. *Struktura mnogofaznykh nemetallicheskiy vklyucheniy v stalyakh* [The structure of multiphase nonmetallic inclusions in steels]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 1999, no. 1, pp. 22–27. (in Russian).
11. Gubenko S.I. and Iskov M.V. *K voprosu o stroyenii mezhfaznykh granits nemetallicheskiye vklyucheniye-matritsa v stali* [On the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion-matrix in steel]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 2004, no. 5, pp. 30–38. (in Russian).
12. Gubenko S.I. Plasticity Origin of Heterophase Inclusions at Steel Forming. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no. 10, pp. 730–739.
13. Gubenko S.I., Bepalko V.N. and Zhilenkova E.V. *Vliyaniye temperatury i stepeni deformatsii na kharakter izmeneniya evtekticheskikh boridov v vysokokhromistoy stali s borom* [Influence of temperature and degree of deformation on the nature of changes in eutectic borides in high-chromium steel with boron]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 2006, no. 4–5, pp. 158–160. (in Russian).
14. Belchenko G.I. and Gubenko S.I. Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Metals*. 1983, no. 4, pp. 80–84.
15. Gubenko S.I. *Nemetallicheskiye vklyucheniya i plastichnost' staley. Fizicheskiye osnovy plastichnosti staley* [Non-metallic inclusions and ductility of steels. The physical basis of the ductility of steels]. Saarbrücken : LAP LAMBERT; Palmarium Academic Publishing, 2016, 549 p. (in Russian).
16. Gubenko S.I. *Lokal'nyye piki parametrov i protsessov na granitsakh nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa stali* [Local peaks of parameters and processes at the non-metallic inclusion – matrix boundaries of steel]. *Steel*. 1999, no. 8, pp. 64–67. (in Russian).
17. Gubenko S.I. *Priroda vspleskov mikroneodnorodnoy deformatsii v stali s nemetallicheskiymi vklyucheniyami* [The nature of bursts of micro-inhomogeneous deformation in steel with non-metallic inclusions]. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov* [Physical and Chemical Mechanics of Materials]. 1999, no. 2, pp. 53–59. (in Russian).
18. Gubenko S.I. *Vliyaniye proskal'zyvaniya vdol' granits nemetallicheskiye vklyucheniye-matritsa na raspredeleniye lokal'noy mikroneodnorodnoy deformatsii v armko-zheleze i stali* [Influence of slippage along the boundaries of a non-metallic inclusion-matrix on the distribution of local micro-inhomogeneous deformation in armco iron and steel]. *Physics of Metals and Metal Science*. 1996, vol. 82, no. 3, pp. 167–175. (in Russian).

19. Gubenko S.I. *Vozmozhnosti transformatsii nemetallicheskih vkluchenij I mizhphasnih granits vchluchenie-matritsa pri visokoenegheticheskikh obrabotkah* [Possibilities of transformation of non-metallic inclusions and interphase inclusion-matrix boundaries under high-energy treatments]. *Metalliphizika, noveishie tehnologii* [Metal Physics, New Technologies]. 2014, vol. 36, no. 3, pp. 287–315. (in Russian).
20. Gubenko S.I. Team dislocation effects or phase transformations in ‘nonmetallic inclusion – matrix’ boundaries in steel. *Physics of Metals and Metal Science*. 1990, vol. 6, pp. 184–188.
21. Samsonov G.V., Pryadko I.F. and Pryadko L.F. *Konfiguratsionnaya model' veshchestva* [Configuration model of matter]. Kyiv : Naukova Dumka Publ., 1971, 230 p. (in Russian).
22. Van Buren. *Defekty v kristallakh* [Defects in crystals]. Moscow: Publishing House of Foreign Literature, 1962, 584 p. (in Russian).
23. Gubenko S.. *Fizicheskaya priroda plastichnosti i uprochneniya metallov pri deformatsii* [Physical nature of the ductility and strengthening of metals during deformation]. Germany – Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2020, 341 p. (in Russian).

Надійшла до редакції: 12.02.2023.

УДК 662.313:623.91

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.22.941

ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК МІЖ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ БРОНЬОВОЇ СТАЛІ ТА ЇЇ БАЛІСТИЧНОЮ СТІЙКІСТЮ (огляд)

КОНОНЕНКО Г. А.¹, *докт. техн. наук*,КІМСТАЧ Т. В.², *м. н. с.*,САФРОНОВА О. А.^{3*}, *м. н. с.*,ПОДОЛЬСЬКИЙ Р. В.⁴, *м. н. с.*

¹ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

² Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, e-mail: 1375tatjana@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-8993-201X

^{3*} Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: safronovaaa77@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-4032-4275

⁴ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Анотація. *Актуальність роботи.* Наразі активно розвивається промисловість у галузі виготовлення засобів захисту всіх видів бронетехніки від вогневого ураження стрілецькою та артилерійською зброєю. В даний час забезпечення високої динамічної стійкості броні проти сучасних засобів ураження без збільшення її товщини і, відповідно, маси конструкції в цілому досягають за рахунок застосування різних неметалевих матеріалів (бронекераміки, високоміцних тканин тощо) у складі композицій із традиційною сталеву броню. Розроблення та проектування працездатних матеріалів та конструкцій броньового захисту – складна науково-технічна проблема, для вирішення якої необхідно встановити зв'язок між механічними властивостями броньової сталі та її стійкістю та живучістю. **Мета дослідження** – на підставі аналізу літературних джерел визначити взаємозв'язок між механічними властивостями сталеву броні та її стійкістю. **Методика.** Застосовано метод аналізу науково-технічної літератури щодо вимог до бронеперешкод. **Результати.** Виконано аналітичні дослідження взаємозв'язку між основними механічними властивостями сталеву броні та її балістичною стійкістю, що дозволить прогнозувати оптимальне поєднання значень механічних властивостей, яке забезпечить високу надійність бронезахисту. Підвищення твердості броньової сталі зазвичай знижує ударну в'язкість сталей. Зазначено, що балістична стійкість конструкційних та броньових сталей корелює з межею міцності на розтяг. Показано наявність тісного кореляційного зв'язку між характеристиками міцності матеріалів та їх опором поширенню тріщин за високошвидкісного (вибухового) навантаження. Для ряду матеріалів між передбаченими та вимірними балістичними характеристиками за високих деформацій, пов'язаних із балістичним ударом, існує тісний взаємозв'язок, у разі, коли як міра міцності матеріалу служить стискне напруження течії. Підвищення ударної в'язкості, особливо в класах високої та надвисокої твердості, – важливе завдання для розроблення броньової сталі. Межі твердості тому встановлюються для конкретних класів сталеву броні, щоб контролювати ударну в'язкість під час виробництва та знижувати ризик руйнування або інших крихких ушкоджень для конкретних складів сталі та областей застосування.

Ключові слова: *металева броня; міцність; твердість; робота удару; балістична стійкість*

THE RELATIONSHIP BETWEEN THE MECHANICAL PROPERTIES OF ARMOR STEEL AND ITS BALLISTIC RESISTANCE (overview)

KONONENKO G.A.¹, *Dr. Sc. (Tech.)*,KIMSTACH T.V.², *Junior Res.*,SAFRONOVA O.A.^{3*}, *Junior Res.*,PODOLSKY R.V.⁴, *Junior Res.*

¹ Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

² Department of Heat Treatment of Metal for Mechanical Engineering, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: 1375tatjana@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-8993-201X

^{3*} Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: safronovaaa77@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-4032-4275

⁴ Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Abstract. The relevance of the work. Today the industry is actively developing in the field of manufacturing means for protection of all types of armored vehicles against fire damage by small arms and artillery weapons. At present, ensuring high dynamic resistance of armor against modern weapons without increasing its thickness and, accordingly, the mass of the structure as a whole is achieved due to the use of various non-metallic materials (armor ceramics, high-strength fabrics, etc.) as part of compositions with traditional steel armor. The development and design of workable materials and structures of armor protection is a complex scientific and technical problem. To ensure high stability and survivability of armor, it is necessary to establish a relationship between the mechanical properties of armor steel and its ballistic characteristics. **Purpose.** Based on the analysis of literary sources, determine the relationship between the mechanical properties of steel armor and its ballistic characteristics. **Methodology.** The method of scientific and technical literature analysis regarding the requirements for armored obstacles is applied. **The results.** Analytical investigations of the relationship between the main mechanical properties of steel armor and its ballistic characteristics are conducted in the work, which will allow predicting the optimal combination of mechanical properties' values that will ensure high ballistic resistance. Increasing the hardness of armor steel usually reduces the impact toughness of steels. It is noted that the ballistic characteristics of structural and armor steels are correlated with the tensile strength limit. The existence of a correlation between the strength properties of materials and their resistance to crack propagation under high-speed (explosive) loading is shown. For a number of materials, there is a close relationship between predicted and measured ballistic characteristics at high deformations associated with ballistic impact, when compressive flow stress is used as a measure of material strength. Increasing impact toughness, especially in high and ultra-high hardness classes, is an important task in the development of armor steel. Hardness limits are therefore set for specific grades of steel armor to control impact toughness during production and reduce the risk of fracture or other brittle damage for specific steel compositions and applications.

Keywords: metal armor; strength; hardness; impact work; ballistic resistance

Вступ

Незважаючи на те, що в даний час для створення засобів броньового захисту використовується безліч різних матеріалів (неметалеві матеріали, високоміцні алюмінієві і титанові сплави), броньові сталі продовжуватимуть домінувати в конструкціях захисту транспортних засобів, залишаючись конкурентоспроможним матеріалом, який забезпечує високу балістичну ефективність бронеперешкод.

Для виготовлення сталеві броні найчастіше використовують високоміцні та ультрависокоміцні спеціальні сталі, що характеризуються високою твердістю, пластичністю та в'язкістю, а також достатньою надійністю, низькою вартістю, порівняно із бронєю з титану, алюмінію та сплавів на їх основі, а також універсальністю [1; 2].

Мета дослідження

На підставі аналізу літературних джерел визначити взаємозв'язок між механічними властивостями сталеві броні та її балістичною стійкістю, що дозволить прогнозувати оптимальне поєднання значень механічних властивостей, яке забезпечить високу надійність бронезахисту.

З практичної точки зору, броня необхідна для забезпечення оптимальної ефективності проти низки загроз на полі бою, включаючи загрози пробиття броні та уламків.

Основні вимоги до броньові сталі такі [3]:

- висока стійкість – опірність впливу куль та снарядів;

- живучість – здатність не руйнуватися в разі багаторазових влучень снарядів.

Для забезпечення цих вимог листовий прокат із броньової сталі повинен мати високу міцність та твердість при збереженні характеристик пластичності та в'язкості. Твердість сталі безпосередньо впливає на балістичний захист, а ударна в'язкість необхідна для забезпечення поглинання енергії вибухової хвилі.

Твердість і ударна в'язкість – дві характеристики, що перебувають у постійному протиріччі [3; 4]. Тому, для забезпечення високої стійкості та живучості броні, необхідно встановити зв'язок між основними факторами, найбільш важливими для балістичних і конструкційних характеристик броньової сталі. Таким чином, завдання встановлення зв'язку між механічними властивостями броньової сталі і її балістичними характеристиками стало актуальним.

Методика

На підставі інформаційно-аналітичного дослідження сучасної літератури виконано аналіз вимог до бронеперешкод.

Основні результати досліджень

Один із найпоширеніших механізмів руйнування гомогенної металевої броні – пластичне утворення отворів. Робота з формування пластичного отвору (W_{DHF}) дорівнює роботі з розширення отвору в броні до діаметра снаряда.

У працях [5; 6] запропоновано для опису взаємозв'язку між міцністю броні та її опором пробиванню броньовими снарядами використовувати формулу:

$$W_{DHF} = \frac{\pi \cdot D^2 \cdot h_0 \cdot \sigma_0}{2}, \quad (1)$$

де D – діаметр снаряда, що не деформується, h_0 – товщина броньового листа, σ_0 – відповідне напруження плинності за стиснення (міра міцності матеріалу).

Оцінки напруження плинності за великих квазістатичних деформацій залежать від фактичної швидкості зміцнення [7], і у випадку, що розглядається, використовується одновісне квазістатичне

напруження плинності за дійсної деформації 1,0 [6].

Слід зазначити, що дана формула не застосовується для сферичних куль, наприклад, свинцевих куль із середньою висотою, і краще застосовувати інші методи прогнозування взаємозв'язку між міцністю броні та її опором ураженню броньовими снарядами. Якщо снаряд деформується, як у випадку з кульовими снарядами, наприклад, свинцевими снарядами з мідною оболонкою, тоді виконана робота та балістична границя значно переоцінюються рівнянням (1), і краще застосовувати інші методи прогнозування [8].

Порівнявши рівняння (1) до кінетичної енергії проникного снаряда, можна оцінити швидкість взаємодії (v) або балістичну стійкість матеріалу броні за формулою [7]:

$$v = \sqrt{\frac{\pi \cdot D^2 \cdot h_0 \cdot \sigma_0}{m}}, \quad (2)$$

де m – маса снаряда, $\sqrt{\frac{\pi \cdot D^2}{m}}$ – константа для конкретного вражаючого елемента (ϵ константою для даного снаряда).

Ця залежність може бути використана для оцінювання обмеження за балістичною стійкістю гомогенної металевої броні за її взаємодії з серцевинами снарядів (куль), що не деформуються [6]. При розрахунку враховують виключно пластичну деформацію (пластична течія), а такі характеристики, як інерція, тертя, форма наконечника тощо ігнорують. Тобто ключовим фактором балістичної стійкості броні постає пластична деформація. Однак, можуть виникати й інші механізми руйнування, наприклад, закупорювання в разі адіабатного зсуву або навіть крихке руйнування [3].

Процес підвищення твердості у всій історії розвитку виробництва броні розглядався як один із найбільш очевидних шляхів підвищення її стійкості. Однак ефективність підвищеної твердості залежить від умов обстрілу: від товщини броні, кута

обстрілу, калібру і типу снарядів, їх конструкції та якості.

Між твердістю монолітної броньової сталеві пластини та її балістичними

характеристиками існує складний взаємозв'язок, який схематично показано на рисунку 1 [9].

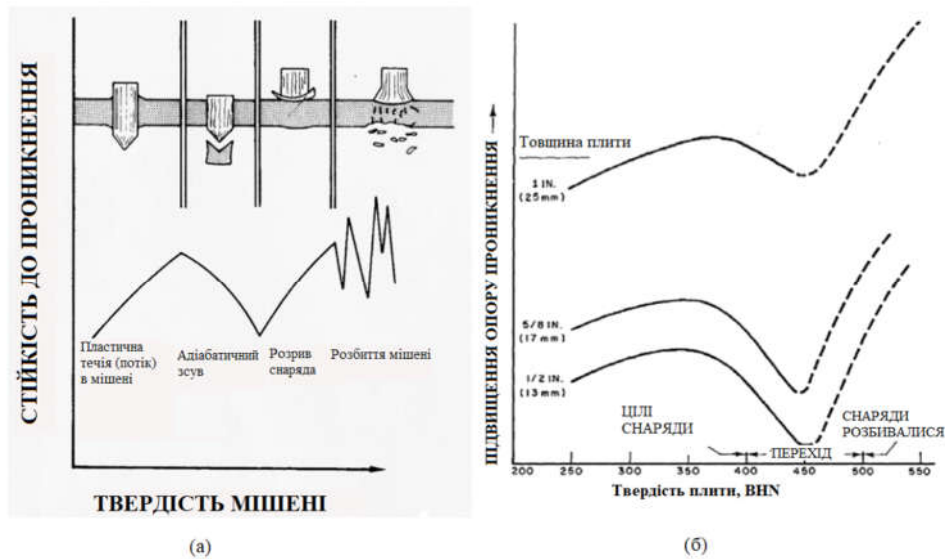


Рис. 1. Взаємозв'язок між твердістю монолітної пластини з броньової сталі та її ефективністю проти броньових снарядів: а – залежність між твердістю плити та опором до пробивання, виражена феноменологічно [10]; б – залежність між твердістю плити й опором до пробивання, яка задана через значення твердості [11]

Початкове підвищення броньової стійкості, що відбувається зі збільшенням твердості пластини на рисунку 1, а є результатом збільшення опору пластичній деформації в процесі формування отвору. Після певного моменту підвищення твердості пластини відбувається зниження захисту через сприйнятливості матеріалу до руйнування за низькоенергетичного адіабатичного зсуву. При ударі матеріал пластини під снарядом швидко прискорюється, створюючи стрибок швидкості, що зумовлює пластичну локалізацію в адіабатичних умовах [12]. Відсутність термічної дифузії спричинює високі температури, які долають ефекти зміцнення від деформації та швидкості деформації, викликаючи катастрофічне падіння міцності.

Смуги адіабатичного зсуву (ASB) поширюються на товщину пластини, що спричинює її руйнування за нижчих рівнів енергії порівняно з іншими класичними моделями руйнування. Ще більше підвищення твердості пластини зумовлює

посилення балістичних характеристик, що, швидше за все, пов'язано з руйнуванням снаряда. За дуже високих значень твердості недостатня в'язкість може спричинити крихке руйнування сталевих листів. Автори статті [11] запропонували аналогічний взаємозв'язок між твердістю гомогенної сталеві пластини та її опором до пробивання снарядами, значення твердості були наведені для різних режимів руйнування.

На підставі досліджень, проведених у працях [9; 13–15], зроблено висновок, що балістична стійкість пов'язана з твердістю сталеві броні, однак за певних значень твердості, залежно від виду снаряда та механізму руйнування, цей зв'язок може зменшуватися або збільшуватися. Ще один важливий вплив твердості броні полягає в тому, чи достатньо вона висока, щоб деформувати чи розбити снаряд, що значною мірою впливає на ефективність броні. З практичної точки зору твердість – це міра міцності, яку можна легко виміряти

для кожної пластини, і її можна використовувати для гарантії якості.

Дослідження, проведені в праці [11], показали, що балістичні характеристики конструкційних і броньових сталей корелюють із твердістю і границею міцності при розтягуванні, але не з границею плинності.

Однак, як показано в праці [6], існує значуща кореляція між механічними властивостями та балістичною стійкістю для ряду матеріалів. Використання напруження течії доцільне при розгляді більших деформацій, пов'язаних із балістичним ударом, особливо через утворення пластичних витків та інших механізмів руйнування.

Woodward [6; 10] продемонстрував сильну кореляцію між прогнозованими та вимірними балістичними характеристиками для ряду матеріалів, коли квазістатичне напруження течії за стиснення в разі високих деформацій, тобто напруження течії за істинної деформації $\sigma_{0,1}$, а не границя плинності за стиснення σ_y використовувалася як міра міцності матеріалу.

Використання напруження течії доцільне, якщо врахувати великі деформації, пов'язані з дією балістичного удару, особливо через утворення пластичного отвору та багато інших механізмів руйнування. Крива квазістатичного істинного напруження стиснення-істинної деформації майже плоска за таких великих деформацій, отже, ця міра напруження течії також значною мірою нечутлива до точного значення деформації [16].

З аналізу залежностей, наведених на рисунку 2 [17], випливає, що за високих швидкостей навантаження напруження течії за великих пластичних деформацій не залежить від швидкості навантаження. Що пов'язано з одночасним перебігом деформаційного ущільнення, за рахунок підвищення напруження в металі і термічного знеміцнення. Показано, що початкове напруження течії прагне наблизитися до значення квазістатичного

напруження течії за великих пластичних деформацій.

Відбувається зміцнення за швидкістю деформації, але загальна форма кривої напруження – деформація змінюється в результаті термічного знеміцнення внаслідок адіабатичного нагрівання, пов'язаного з великою високошвидкісною пластичною деформацією. Іншими словами, крива течії є комбінацією збільшення напруження течії внаслідок зміцнення за певної швидкості деформації, а також зменшення через термічне знеміцнення, що разом може викликати зміни виду кривих напруження – деформація за високих швидкостей навантаження.

Різниця між квазістатичними властивостями за стиснення та розтягу загартованої та відпущеної сталі є диференціалом міцності [18]. Це також стосується динамічного навантаження [19]. Різниця міцності виникає через різну реакцію матеріалу між навантаженням на стиснення і розтягу через низку потенційних причин, таких як: наявність мікроскопічних металургійних тріщин і тріщин загартування; рух дислокації проти границь зерен або включень; ефекти текстури та анізотропії, що виникають внаслідок попередньої пластичної деформації.

Крім того, за дії розтягувального навантаження мікротріщини поширюються, таким чином збільшуючи об'єм матеріалу і, отже, отримаємо більшу пластичну деформацію. Під навантаженням на стиснення мікротріщини примусово закриваються, що зумовлює менші вимірювані пластичні деформації. Будь-яка збережена фаза аустеніту, що залишилася після процесів загартування та відпуску, також матиме іншу поведінку під час розтягування порівняно зі стисненням [6]. Відмінності в поведінці напруження-деформація між стисненням і розтягом можуть бути досить значними для загартованих і відпущених сталей, і моделі Джонсона–Кука [20] і Церіллі–Армстронга [21] здатні представляти поведінку матеріалу за репрезентативної швидкості деформації.

Броньова сталь доступна в діапазоні товщин, і, як наслідок, властивості матеріалу змінюються по перерізу через труднощі в досягненні достатньої швидкості загартування під час термічної обробки для досягнення стабільної та високої твердості по всій товщині пластини. Це спостерігається для RHA (катана гомогенна броня), яка може бути товщиною від 2,5 до 150 мм. Більш товсті листи броні виготовляються з більш високим вмістом

легувальних елементів, щоб підвищити їх здатність до загартування, але зміни складу не завжди можуть повністю компенсувати такі значні зміни товщини, що спричинює зниження твердості в середині поперечного перерізу для більш товстих пластин.

Автори публікації [22] вказали, як на динамічні властивості RHA впливає твердість, що є змінною залежно від товщини пластини, де більш товсті пластини мають меншу поверхневу твердість.

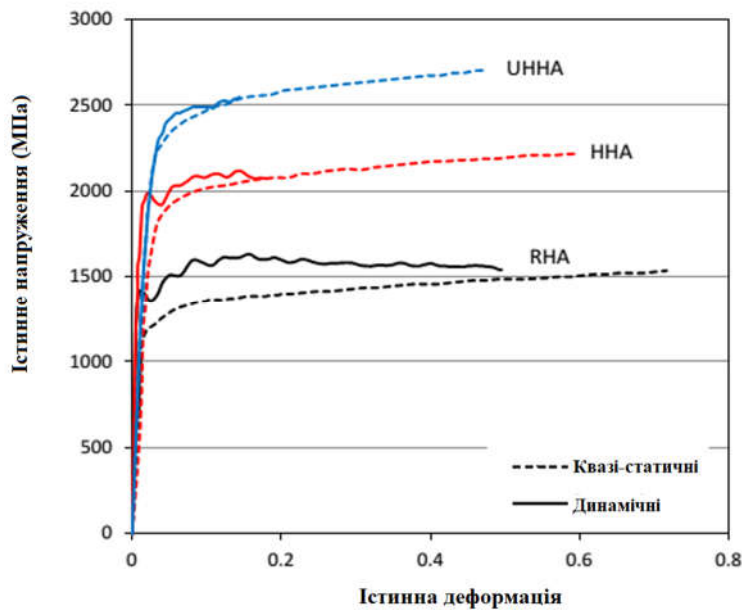


Рис. 2. Криві істинного напруження стиску – деформації для броньових сталей MARS: MARS 190 (RHA), MARS 240 (HHA) і MARS 300 (UHHA) зі швидкостями динамічної деформації 4800 с⁻¹, 3800 с⁻¹ і 1500-2500 с⁻¹ відповідно [11]

Руйнування броньової плити під час балістичного удару можна описати як таке, що відбувається, коли її пластичність недостатня для того, щоб витримувати деформації, пов'язані з вигином, який виникає внаслідок удару, а також згинання, які в комплексі є кращим механізмом для руйнування [23]. Бувають випадки, коли пластина ламається з незначною помітною деформацією, що також може поєднуватися з іншими механізмами руйнування.

З практичної точки зору функціонал матеріалу для таких вимогливих умов, як стійкість до балістичних або вибухових навантажень, залежить від того, як він реагує на наявність вм'ятин або тріщин.

Вм'ятини провокуватимуть високі локальні напруження та високе локальне

збільшення швидкості деформації в корені виїмки [24]. Важливо, що ямки також зумовлюють тривимірний багатовісьовий напружений стан, особливо чутливий безпосередньо до вм'ятин і тим більше до тріщин.

Високоміцні матеріали, включаючи деякі броньові сталі (де пластичність навіть за одновісного напруження може бути дуже низька), часто мають невеликі локальні пластичні зони і, отже, дуже високі локальні напруження, які є ініціаторами тріщин [24].

Навіть за низьких зовнішніх зусиль може виникнути високе локальне напруження, що може спричинити швидке виникнення, поширення мікротріщин і руйнування. Сталі з високим деформаційним зміцненням і високою

деформацією руйнування більш доцільні у використанні, оскільки вони можуть створювати великі пластичні зони перед тріщинами, що зароджуються, та забезпечити більший опір їх поширенню та розповсюдженню. Перевага таких сталей полягає в тому, що більша пластична зона в корені надрізу або тріщини розширює область пружного навантаження в область, де напруження будуть набагато меншими. Тому такі сталі мають значно більшу стійкість до руйнування.

Броньові сталі мають ортотропні механічні властивості (властивості, що різняться уздовж трьох взаємно-ортогональних осей обертової симетрії), зокрема, в'язкість, яка значно вища в поздовжньому та поперечному напрямках пластини порівняно з коротким поперечним (по товщині) напрямком. Це викликано сегрегацією легувальних елементів, зокрема, неметалевих включень на основі сірки, в процесі лиття, а також ортотропною деформацією мікроструктури в процесі прокатки. Усе це викликає появу мікроструктурних смуг у сталях. Leach і Woodward [25] показали, що балістична стійкість і механізм руйнування загартованої і відпущеної сталі змінюються залежно від орієнтації мікроструктурних смуг у пластині.

Міцність – важливий показник для товстих броньових плит через тривісний напружений стан, викликаний більш високим обмеженням товстіших секцій [11]. За таких обставин напружений стан через вм'ятину (заглиблення) наближається до плоскої деформації, а не до плоского напруження, причому перший стан має менше напруження руйнування [25]. Більш товсті броньові сталі, як правило, повинні мати більш високий вміст легувальних елементів у сплаві, щоб підвищити їх ударну в'язкість і краще керувати тривісними напруженими станами [11].

Дослідження низки авторів [26; 27] показали, що деформація руйнування чутлива до напруженого стану (тобто ступеня тривісності), у ряді високоміцних сталей були значні відмінності між

деформаціями руйнування в площині та через товщину. Інші фактори, такі як температура і швидкість навантаження або швидкість деформації, також можуть сильно знизити в'язкість [24]. Whittington та ін. [28], наприклад, досліджували пластичну морфологію руйнування броньової сталі РНА і виявили, що збільшення швидкості деформації зумовлює менше утворення пластичних пустот і навпаки.

Автори [24] стверджують, що результати лабораторних випробувань Шарпі не можна використовувати для точних прогнозів поведінки реальних броньованих конструкцій за польових температур.

Хоча тест Шарпі – важливий практичний засіб для оцінення та класифікації надійності різних броньових сталей, в основному це емпіричний тест із невизначеною тривісною умовою на надрізі, і тому його не можна використовувати для прогнозування початку крихкого руйнування [24]. Удари або вибухи створюють дуже високі локальні напруження, які можуть легко спричинити тріщини. Те, чи такі тріщини поширюються та спричинюють крихке руйнування, залежить від характерних для матеріалу властивостей поширення тріщин, які не вимірюються тестом Шарпі.

Herzig та ін. [29] провели випробування Шарпі, а також вибухові випробування, які вимірювали поширення тріщин для ряду сталей і показали, що результати таких випробувань змінюються залежно від температури (до -40°C від температури навколишнього середовища). Важливо, що було показано, що існує хороша кореляція між властивостями в'язкості матеріалу та його стійкістю до розповсюдження тріщини за високого (вибухового) навантаження.

Висновки

За результатами аналізу встановлено, що між балістичними характеристиками та твердістю сталевих броньових сталей існує тісний взаємозв'язок, який, залежно від типу снаряда та механізму руйнування, може дещо збільшуватись або зменшуватись.

Підвищення твердості броньової сталі зазвичай знижує ударну в'язкість сталей. Межі твердості тому встановлюються для конкретних класів сталевої броні, щоб контролювати ударну в'язкість під час виробництва та знижувати ризик руйнування або інших крихких ушкоджень для конкретних складів сталі та сфер застосування.

Показано, що балістична стійкість конструкційних та броньових сталей корелює з границею міцності на розтяг. Для ряду матеріалів між передбаченими та вимірними балістичними характеристиками за високих деформацій, пов'язаних із балістичним ударом, існує тісний

взаємозв'язок, у разі, коли як міра міцності матеріалу служить стискне напруження течії за істинної деформації $1,0 \sigma_0$.

Показано існування кореляційного зв'язку між властивостями міцності матеріалів і їх опором поширенню тріщин за високошвидкісного (вибухового) навантаження.

Підвищення ударної в'язкості, особливо за високої та надвисокої твердості, – важливе завдання для розроблення броньової сталі. На значення ударної в'язкості значний вплив мають температура та швидкість навантаження чи швидкість деформації.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Кононенко Г. А., Кімстач Т. В., Сафронова О. А., Подольський Р. В., Пучіков О. В., Клинова О. П. Сучасні перспективні металеві матеріали для бронеперешкод (огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, 2022. Вип. 36. С. 325–342. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-325-342.
2. Børvik T., Dey S., Clausen A.H. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *Intern. J. of Impact Engineering*. 2009. Vol. 36, №. 7. Pp. 948–964. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2008.12.0032.
3. Rosenberg Z., Dekel E. *Terminal Ballistics*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012. 323 p.
4. Перчун Г. І., Самофалова А. О., Кононенко Г. А. Методи визначення балістичної стійкості пластин броні. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2015. Вип. 30. С. 337–342.
5. Taylor G. I. The Formation and Enlargement of a Circular Hole in a Thin Plastic Sheet. *Quart J. Mech. and Appl. Math.* 1948. Vol. 1. Pp. 103–124.
6. Woodward R. L. The Penetration of Metal Targets by Conical Projectiles. *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 20. 1978. Pp. 349–359.
7. Tabor D. *The Hardness of Metals*. Oxford : Clarendon Press, 1951. 108 p.
8. Cimpoeu S. J. The Mechanical Metallurgy of Armour Steels. URL: <https://www.semanticscholar.org/paper/The-Mechanical-Metallurgy-of-Armour-Steels-Summary-Cimpoeu/4817ae3537beb38f47ec33a86b716561c5dbcee1>.
9. Ryan S., Li H. Jun., Edgerton M., Gallardy D., Cimpoeu S. J. Ballistic evaluation of an Australian ultra-high hardness steel. *Proceedings of 29th International Symposium on Ballistics*. 2016. Pp. 1773–1778.
10. Woodward R. L. Materials for Projectile Disruption. *Materials Forum*. 1988. № 12. Pp. 26–30.
11. Manganello S. J., Abbott K. H. Metallurgical Factors Affecting the Ballistic Behaviour of Steel Targets. *J. Mat.* 1972. Vol. 7. Pp. 231–239.
12. Ferman-Coker M. Numerical Simulation of Adiabatic Shear Bands in Ti–6Al–4V Alloy Due to Fragment Impact. *Proceedings of the 24th Army Science Conference*. Orlando : Physics, 2004. URL: <https://www.semanticscholar.org/paper/NUMERICAL-SIMULATION-OF-ADIABATIC-SHEAR-BANDS-IN-V-Ferman-Coker/629ca4900b53b404b1ac167b9479123a6f547920>.
13. Gooch W. A., Burkins M. S., Squillacioti R., Stockman Koch R., Oscarsson H., Nash C. Ballistic Testing of Swedish Steel for U. S. Armor Applications. *21st Int. Symposium on Ballistics*. Adelaide, Australia, 19–23 April, 2004. Vol. 1. Pp. 174–181.
14. Showalter D. D., Gooch W. A., Burkins M. S., Koch R. S. Ballistic Testing of SSAB Ultra-High hardness Steel for Armor Applications. *24th Int. Symposium on Ballistics*. New Orleans, LA, 22–26 September, 2008. Vol. 1. Pp. 634–642.
15. U. S. Military Specification. MIL-A-46099C. Armor Plate. Steel. Roll-Bonded, Dual Hardness (0.187 Inches to 0.700 Inches Inclusive), 14 September 1987. 24 p.
16. Cimpoeu S. J. The Mechanical Metallurgy of Armour Steels. Land Division Defence Science and Technology Group. 2016. 36 p.
17. Nahme H., Lach N. Dynamic Behavior of High Strength Armor Steels. *J. Phys IV France*. 1997. Vol. 7. Pp. 377.
18. Spitzig W. A., Sober R. J., Richmond O. Pressure Dependence of Yielding and Associated Volume Expansion for Tempered Martensite. *Acta Metall.* 1975. Vol. 23. Pp. 885–893.
19. Meyer L.W., Abdel-Malek S. Strain rate dependence of strength-differential effect in two steels. *Le Journal de Physique IV*ю Vol. 10. Pr9-63-Pr9-68. 2000. 31 p.

20. Johnston G. R., Cook W. H. A Constitutive Model and Data for Metals subjected to Large Strains. *7th Int. Symp. on Ballistics*. The Hague, Netherlands, 1983. Pp. 541–547.
21. Zerilli F. J., Armstrong R. W. J. *Appl. Physics*. 1987. Vol. 61. Pp. 1816–1825.
22. Ambuj Saxena, Shashi Prakash Dwivedi, Ashish K. Srivastava, Shubham Sharma, Nitin Kotkunde. A computational investigation on the influence of the l/d ratio and strain rate on the deformation behavior of rolled and homogeneous armor steel in the split Hopkinson pressure bar test process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. 2022. Vol. 236, iss. 1. Pp. 138–148. DOI: 10.1177/09544089211036531.
23. Woodward R. L., Baldwin N. J. Oblique Perforation of Steel Targets by 30 Cal. AP M2 Projectiles. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1979. Vol. 21. Pp. 85–91.
24. Dieter G. E. *Mechanical Metallurgy*. 2nd Edn. McGraw-Hill, 1981. 120 p.
25. Leach P. W., Woodward R. L. The Influence of Microstructural Anisotropy on the Mode of Plate Failure during Projectile Impact. *Journal of Materials Science*. 1985. Vol. 20. Pp. 854–858.
26. Mackenzie A. C., Hancock J. W., Brown D. K. On the Influence of State of Stress on Ductile Failure. Initiation in High Strength Steels. *Engineering Fracture Mechanics*. 1977. Vol. 9. Pp.168–188.
27. Sato K., Yu Q., Hiramato J., Urabe T., Yoshitake A. A method to investigate strain rate effects on necking and fracture behaviours of advanced high-strength steels using digital imaging strain analysis. *International Journal of Impact Engineering*. 2015. Vol. 75. Pp. 11–26.
28. Whittington W. R., Oppedal A. L., Turnage S., Hammi Y., Rhee H., Allison P. G., Horstemeyer M. F. Capturing the Effect of Temperature, Strain Rate and Stress State on the Plasticity and Fracture of Rolled Homogenous Armour (RHA) steel. *Materials Science and Engineering*. 2014. Vol. 594. Pp. 82–88.
29. Herzig N., Meyer N. W., Pursche F., Hüsing K. Relation between Dynamic Strength and Toughness Properties and the Behavior under Blast Conditions of High Strength Steels. *7th Int. Symp. on Impact Engng. ISIE 2010*. Warsaw, Poland, 4–7 July 2010. Pp. 15–28.

REFERENCES

1. Kononenko H.A., Kimstach T.V., Safronova O.A., Podolskyi R.V., Puchikov O.V. and Klynova O.P. *Suchasni perspektyvni metalevi materialy dlia bronepereshkod (ohliad)* [Modern promising metal materials for armored obstacles (review)]. *Fundamentalni ta prykladni problemy chornoj metalurhii* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]. 2022, no. 36, pp. 325–342. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-325-342. (in Ukrainian).
2. Børvik T., Dey S. and Clausen A.H. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *Intern. J. of Impact Engineering*. 2009, vol. 36, no. 7, pp. 948–964. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2008.12.0032.
3. Rosenberg Z. and Dekel E. *Terminal Ballistics*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012, 323 p.
4. Perchun H.I., Samofalova A.O. and Kononenko H.A. *Metody vyznachennia balistychnoi stikosti plastyn broni* [Methods of determining the ballistic resistance of armor plates]. *Fundamentalnye y prykladnye problemy chornoj metallurhyy* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]. 2015, no. 30, pp. 337–342. (in Ukrainian).
5. Taylor G.I. The Formation and Enlargement of a Circular Hole in a Thin Plastic Sheet. *Quart J. Mech. and Appl. Math.* 1948, vol. 1, pp. 103–124.
6. Woodward R.L. The Penetration of Metal Targets by Conical Projectiles. *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 20, 1978, pp. 349–359.
7. Tabor D. *The Hardness of Metals*. Oxford : Clarendon Press, 1951, 108 p.
8. Cimpoeru S.J. The Mechanical Metallurgy of Armour Steels. URL: <https://www.semanticscholar.org/paper/The-Mechanical-Metallurgy-of-Armour-Steels-Summary-Cimpoeru/4817ae3537beb38f47ec33a86b716561c5dbcee1>.
9. Ryan S., Li H. Jun., Edgerton M., Gallardy D. and Cimpoeru S.J. Ballistic evaluation of an Australian ultra-high hardness steel. *Proceedings of 29th International Symposium on Ballistics*. 2016, pp. 1773–1778.
10. Woodward R.L. *Materials for Projectile Disruption*. Materials Forum. 1988, no. 12, pp. 26–30.
11. Manganello S.J. and Abbott K.H. Metallurgical Factors Affecting the Ballistic Behaviour of Steel Targets. *J. Mat.* 1972, vol.7, pp. 231–239.
12. Ferman-Coker M. Numerical Simulation of Adiabatic Shear Bands in Ti–6Al–4V Alloy Due to Fragment Impact. *Proceedings of the 24th Army Science Conference*. Orlando : Physics, 2004. URL: <https://www.semanticscholar.org/paper/NUMERICAL-SIMULATION-OF-ADIABATIC-SHEAR-BANDS-IN-V-Fermen-Coker/629ca4900b53b404b1ac167b9479123a6f547920>.
13. Gooch W.A., Burkins M.S., Squillacioti R., Stockman Koch R., Oscarsson H. and Nash C. Ballistic Testing of Swedish Steel for U.S. Armor Applications, 21st Int. Symposium on Ballistics, Adelaide, Australia, 19–23 April, 2004, vol. 1, pp. 174–181.
14. Showalter D.D., Gooch W.A., Burkins M.S. and Koch R.S. Ballistic Testing of SSAB Ultra-High hardness Steel for Armor Applications. 24th Int. Symposium on Ballistics. New Orleans, LA, 22–26 September, 2008, vol. 1, pp. 634–642.

15. U.S. Military Specification, MIL-A-46099C, Armor Plate, Steel, Roll-Bonded, Dual Hardness (0.187 Inches to 0.700 Inches Inclusive), 14 September 1987, 24 p.
16. Cimpoeru S.J. The Mechanical Metallurgy of Armour Steels. Land Division Defence Science and Technology Group, 2016, 36p.
17. Nahme H. and Lach N. Dynamic Behavior of High Strength Armor Steels. J. Phys IV France. 1997, vol. 7, pp. 377.
18. Spitzig W.A., Sober R.J. and Richmond O. Pressure Dependence of Yielding and Associated Volume Expansion for Tempered Martensite. Acta Metall. 1975, vol. 23, pp. 885–893.
19. Meyer L.W. and Abdel-Malek S. Strain rate dependence of strength-differential effect in two steels. Le Journal de Physique IV 10, Pr9-63-Pr9-68, 2000, 31 p.
20. Johnston G.R. and Cook W.H. A Constitutive Model and Data for Metals subjected to Large Strains. 7th Int. Symp. on Ballistics. The Hague, Netherlands, 1983, pp. 541–547.
21. Zerilli F.J. and Armstrong R.W. J. Appl. Physics. 1987, vol. 61, pp. 1816–1825.
22. Ambuj Saxena, Shashi Prakash Dwivedi, Ashish K Srivastava, Shubham Sharma and Nitin Kotkunde. A computational investigation on the influence of the l/d ratio and strain rate on the deformation behavior of rolled and homogeneous armor steel in the split Hopkinson pressure bar test process. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part E: Journal of Process Mechanical Engineering. 2022, vol. 236, iss. 1, pp. 138–148. DOI: 10.1177/09544089211036531.
23. Woodward R.L. and Baldwin N.J. Oblique Perforation of Steel Targets by 30 Cal. AP M2 Projectiles. International Journal of Mechanical Sciences. 1979, vol. 21, pp. 85–91.
24. Dieter G.E. Mechanical Metallurgy. 2nd Edn. McGraw-Hill, 1981, 120 p.
25. Leach P.W. and Woodward R.L. The Influence of Microstructural Anisotropy on the Mode of Plate Failure during Projectile Impact. Journal of Materials Science. 1985, vol. 20, pp. 854–858.
26. Mackenzie A.C., Hancock J.W. and Brown D.K. On the Influence of State of Stress on Ductile Failure. Initiation in High Strength Steels. Engineering Fracture Mechanics. 1977, vol. 9, pp. 168–188.
27. Sato K., Yu Q., Hiramato J., Urabe T. and Yoshitake A. A method to investigate strain rate effects on necking and fracture behaviours of advanced high-strength steels using digital imaging strain analysis. International Journal of Impact Engineering. 2015, vol. 75, pp. 11–26.
28. Whittington W.R., Oppedal A.L., Turnage S., Hammi Y., Rhee H., Allison P.G. and Horstemeyer M.F. Capturing the Effect of Temperature, Strain Rate and Stress State on the Plasticity and Fracture of Rolled Homogenous Armour (RHA) steel. Materials Science and Engineering. A. 2014, vol. 594, pp. 82–88.
29. Herzig N., Meyer N.W., Pursche F. and Hüsing K. Relation between Dynamic Strength and Toughness Properties and the Behavior under Blast Conditions of High Strength Steels. 7th Int. Symp. on Impact Engng, ISIE 2010, Warsaw, Poland, 4–7 July 2010, pp. 15–28.

Надійшла до редакції: 12.01.2023.

УДК 624.012

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.32.942

ВПЛИВ ВИДУ ЗВАРЮВАННЯ НА МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ З'ЄДНАНЬ АРМАТУРНИХ СТРИЖНІВ ІЗ МЕТАЛЕВОЮ ПЛАСТИНОЮ

КОНОПЛЯНИК О. Ю.¹, канд. техн. наук, доц.,КОТОВ М. А.^{2*}, канд. техн. наук, доц.,ВОЛЧУК В. М.³, докт. техн. наук, проф.,ІЛЬЄВ І. М.⁴, канд. техн. наук, доц.

¹ Кафедра залізобетонних і кам'яних конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. + 38 (067) 76-22-455, e-mail: konoplianiuk.alexander@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-4664-8809

^{2*} Кафедра залізобетонних та кам'яних конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: 38kotokoto38@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0233-0663

³ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

⁴ Кафедра прикладної математики та інформаційних технологій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (096) 76-96-99, e-mail: ilyev.ilya@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-9515-7734

Анотація. *Вступ.* У залізобетонних конструкціях закріплення кінців арматурних стрижнів у бетоні – анкерування здійснюється запуском арматури за перетин, що розглядається, на довжину зони передачі зусиль з арматури на бетон, а також за допомогою анкерних пристроїв. У разі неможливості забезпечення необхідної розрахункової довжини арматури застосовуються спеціальні заходи щодо анкерування арматурних стрижнів [1, п. 5.36]. Один із таких засобів – пристрій на кінцях поздовжніх стрижнів спеціальних анкерних пристроїв у вигляді пластин. При влаштуванні анкерних пристроїв у вигляді пластин особлива увага приділяється виду зварювання пластини зі стрижнем, яка повинна виключити висмикування стрижня під час застосування поздовжніх зусиль від зовнішнього навантаження. *Матеріали та методика.* Як матеріал для дослідження прийняті арматурні стрижні класу А400С діаметром 25 і 32 мм, з'єднані на кінцях із металевими пластинами контактним зварюванням. У металевих пластинах були просвердлені отвори діаметром, що дорівнює діаметру арматури. Стрижні вставляли у отвори врівень із поверхнею пластин і приварювали до пластин одностороннім і двостороннім зварюванням. Всього на кожен вид зварного з'єднання використовували по два стрижні. Міцність зварного з'єднання арматурних стрижнів із пластинами визначали на розривній машині ГМС-100 шляхом докладання максимального розтягувального зусилля до арматурних стрижнів. Наголошували на характері руйнування кожного з'єднання арматурного стрижня з пластиною. *Результати експерименту.* Установлено, що руйнування з'єднання обох арматурних стрижнів діаметрами 25 мм та 32 мм з металевою пластиною за одностороннього зварювання сталося через руйнування зварного з'єднання та висмикування стрижнів із пластини. У випадку двостороннього з'єднання стрижнів висмикування їх із пластини не відбулося. При цьому одне з'єднання стрижня діаметром 25 мм вийшло з ладу через розрив стрижня в зоні контакту зі зварюванням, а інше – через вичерпання ним межі фізичної текучості. Руйнування з'єднання арматурних стрижнів діаметром 32мм з металевою пластиною при двосторонньому зварюванні сталося через розрив одного стрижня в зоні його контакту зі зварюванням та через тріщиноутворення контакту іншого стрижня зі зварюванням. *Висновки.* Експериментально встановлено, що показники міцності зварного з'єднання арматурних стрижнів діаметром 25 мм і 32 мм з металевою пластиною при двосторонньому зварюванні в 1,33–1,36 рази вищі, ніж при односторонньому зварюванні.

Ключові слова: анкерування; арматурні стрижні; металева пластина; зварювання; зварне з'єднання

THE INFLUENCE OF WELDING TYPE ON THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF CONNECTIONS OF REINFORCING BARS WITH A METAL PLATE

KONOPLIANYK O.Yu.¹, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.,KOTOV M.A.^{2*}, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.,

VOLCHUK V.M.³, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
ILIEV I.M.⁴, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*

¹ Department of Reinforced Concrete and Masonry Structures, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (067) 76-22-455, e-mail: konoplianiik.alexander@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-4664-8809

^{2*} Department of Reinforced Concrete and Masonry Structures, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: 38kotokoto38@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0233-0663

³ Department of Materials Science and Heat Treatment of Metals, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

⁴ Department of Computer Sciences, Information Technologies and Applied Mathematics, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (096) 76-96-99, e-mail: ilyev.ilya@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-9515-7734

Abstract. Introduction. In reinforced concrete structures, the ends of reinforcing bars are anchored in the concrete by launching the reinforcement beyond the considered section for the length of the force transfer zone from the reinforcement to the concrete as well as by using anchoring devices. If the required design length of the reinforcement cannot be ensured, special measures to anchor the reinforcement bars are applied [1, p. 5.36]. One of these measures is to install special anchoring devices in the form of plates at the ends of the longitudinal bars. When anchoring devices in the form of plates, special attention is paid to the welding type of the plate with the bar, which should prevent the bar from being pulled out when longitudinal forces from external load are applied. **Materials and methodology.** The material to be investigated was reinforcing bars of class A500C with diameters of 25 and 32 mm, connected at the ends to metal plates by means of contact welding. Holes with a diameter equal to the diameter of the reinforcement were drilled in the metal plates. The bars were inserted into the holes flush with the surface of the plates and welded to the plates by one and double sided welding. A total of two bars were used per welded joint. The strength of welded connection of reinforcing bars with plates was determined on the tensile testing machine HMS-100 by applying maximum tensile force to reinforcing bars. The fracture pattern of each reinforcing bar to plate joint was noted. **The results of the experiment.** As a result of the experiment, it was found that the destruction of the connection between the two reinforcing bars of 25 mm and 32 mm diameter and the metal plate during one-sided welding occurred by destroying the welding connection and pulling the bars out of the plate. When the bars were joined on both sides, there was no pulling out of the plate. In this case, one 25-mm-diameter bar joint is out of service due to bar breakage in the area of contact with the weld and the other is due to the exhaustion of its physical yield strength. The destruction of the 32mm diameter bars and metal plate joint in the two-sided welding process was due to the rupture of one bar in the area of its contact with the weld and the cracking of the other bar's contact with the weld. **Conclusions.** As a result of the experiment, it was found that the strength values of the welded connection between reinforcing bars 25 mm and 32 mm in diameter and a metal plate at bilateral welding were 1,33–1,36 times higher than those at one-sided welding.

Keywords: *anchoring; reinforcing bars; metal plate; welding; welded joints*

Постановка проблеми

У залізобетонних конструкціях закріплення кінців арматурних стрижнів у бетоні – анкерування здійснюється запуском арматури за перетин, що розглядається, на довжину зони передачі зусиль з арматури на бетон, а також за допомогою анкерних пристроїв. У разі неможливості забезпечення необхідної розрахункової довжини арматури застосовуються спеціальні засоби щодо анкерування арматурних стрижнів [1, п. 5.36]. Один із таких засобів – пристрій на кінцях поздовжніх стрижнів спеціальних анкерних пристроїв у вигляді пластин. Під час улаштування анкерних пристроїв у вигляді пластин особлива увага приділяється виду

зварювання пластини зі стрижнем, яка повинна виключити висмикування стрижня під час застосування поздовжніх зусиль від зовнішнього навантаження. Слід зазначити, що натурні іспити – один із точних методів оцінення якості матеріалів, незважаючи на те, що останнім часом активно впроваджуються в металознавстві методи неруйнівного контролю, включаючи математичне моделювання, зокрема, фрактальний підхід [3–8] та ін.

Мета роботи

Визначення міцності зварних з'єднань арматури з металевими пластинами.

Виклад матеріалу

Для випробувань чотири зразки арматури класу А400С діаметром 25 мм

були з'єднані з металевими пластинами квадратного перерізу з розмірами сторони 89–91 мм та товщиною 19,4–19,8 мм. Два зразки арматури діаметром 25 мм з'єднали з металевими пластинами двостороннім зварюванням (з внутрішньої та зовнішньої сторін кожної пластини), а два зразки – з'єднані з пластиною одностороннім зварюванням (з зовнішнього боку пластини).

Також чотири зразки арматури класу А400С діаметром 32 мм були з'єднані з металевими пластинами квадратного перерізу з розмірами сторони 108,6–111,0 мм і завтовшки 23,2–24,7 мм. З'єднання арматурних стрижнів діаметром 32 мм були виконані такими, як і з'єднання стрижнів діаметром 25 мм.

Випробування проводили у лабораторії кафедри залізобетонних та кам'яних конструкцій 29 січня 2020 року.

Для випробувань нами запроваджено таке маркування арматурних стрижнів:

1₁ і 1₂ – для стрижнів діаметром 25 мм при їх двосторонньому з'єднанні зварюванням з пластиною;

2₁ і 2₂ – для стрижнів діаметром 25 мм при їх односторонньому з'єднанні зварюванням з пластиною;

3₁ і 3₂ – для стрижнів діаметром 32 мм при їх односторонньому з'єднанні зварюванням з пластиною;

4₁ і 4₂ – для стрижнів діаметром 32 мм при їх двосторонньому з'єднанні зварюванням із пластиною.

У процесі проведення досліджень фіксували геометричні розміри стрижнів та їх масу, розміри пластин та параметри зварювання.

Максимальне зусилля застосування розтягувального навантаження визначали на розривній машині ГМС-100.

Під час проведення та аналізу результатів випробувань використовували такі нормативні документи [1; 2].

У таблицях 1, 2 наведено узагальнені результати проведення випробувань. Міцність зварного з'єднання арматури з пластинами визначали шляхом відношення максимально прикладеного навантаження до площі пластини в першому випадку та відношення максимально прикладеного навантаження до площі зварювання у другому випадку.

Як видно з таблиці 1, руйнування з'єднання арматурних стрижнів діаметром 25 мм з металевою пластиною у разі двостороннього з'єднання сталося за зусилля 29,5 тс для стрижня 1₁ і зусилля 29,0 тс для стрижня 1₂. Огляд зразків після зняття навантаження показав, що стався розрив стрижня 1₂ в зоні його контакту зі зварюванням. Стрижень 1₁ вийшов з ладу через вичерпання фізичної границі плинності арматури в зоні контакту його зі зварюванням. Зварне з'єднання виявилось не зруйнованим.

Таблиця 1

Параметри випробуваних зразків арматури

Маркування стрижня	Стрижень				Пластина			
	Діаметр стрижня, мм	Довжина стрижня, мм	З'єднання	Маса стрижня, з пластиною, г	Довжина, мм	Ширина, мм	Товщина, мм	Площа, см ²
1 ₁	25	990,5	Двостороннє	5118	90,8	90,8	19,8	82,45
1 ₂		993,0		5115	90,5	89,2	19,5	80,73
2 ₁	25	983,5	Одностороннє	5076	89,8	90,1	19,4	80,91
2 ₂		987,0		5067	89,4	89,0	19,7	79,57
3 ₁	32	983,0	Одностороннє	8463	109,3	111,0	23,8	121,32
3 ₂		985,0		8358	109,2	108,8	23,75	118,81
4 ₁	32	986,0	Двостороннє	8412	109,8	108,6	24,5	119,24
4 ₂		984,5		8440	109,7	108,8	24,55	119,35

Таблиця 2

Параметри випробуваних зразків арматури та результати випробувань

Маркування стрижня	Зварне з'єднання				Руйнівне зусилля, тс (кгс)	Межа міцності до пласт.тс/см ² (кгс/см ²)	Межа міцності до зварювання тс/см ² (кгс/см ²)
	довжина, мм	ширина, мм	товщина, мм	площа, см ²			
1 ₁	39,35	44,25	41,8	13,72	29,5 (29 500)	0,358 (357,8)	2,15 (2 150,1)
1 ₂	39,9	43,0	41,45	13,49	29,0 (29 000)	0,359 (359,22)	2,15 (2 149,7)
2 ₁	–	45,8	–	16,47	25,62 (25 620)	0,317 (316,6)	1,56 (1 555,6)
2 ₂	–	46,6	–	17,05	27,33 (27 330)	0,3435 (343,47)	1,6 (1 602,9)
3 ₁	–	67,1	–	35,34	43,73 (43 730)	0,36 (360,45)	1,24 (1 237,4)
3 ₂	–	59,7	–	27,98	38,2 (38200)	0,322 (321,52)	1,365 (1 365,3)
4 ₁	52,2	63,6	57,9	26,32	46,95 (46 950)	0,394 (393,41)	1,784 (1 783,8)
4 ₂	52,95	65,1	59,03	27,35	45,92 (45 920)	0,385 (384,75)	1,68 (1 678,9)

При цьому межа міцності на розтяг у зварному з'єднанні по відношенню до зварювання практично однакова в обох стрижнів і становить 2,15 тс/см².

Руйнування з'єднання обох арматурних стрижнів діаметром 25 мм з металевою пластиною при односторонньому з'єднанні сталося шляхом руйнування зварювального з'єднання та висмикування стрижня з пластини (рис. 1) за зусилля 25,62 тс для стрижня 2₁ і за зусилля 27,33 тс для стрижня 2₂. При цьому межа міцності на розтяг у зварному з'єднанні обох стрижнів по відношенню до зварювання відрізняється незначно і становить 1,56 тс/см² для стрижня 2₁ і 1,6 тс/см² для стрижня 2₂. Середня межа міцності на розтяг у зварних з'єднаннях стрижнем діаметром 25 мм з одностороннім зварюванням становить 1,58 тс/см².

Таким чином, показники міцності зварного з'єднання стрижнів діаметром 25 мм з металевою пластиною при двосторонньому зварюванні в 1,36 раза вищі, ніж в аналогічних стрижнів при односторонньому зварюванні.

Як видно з таблиць 1, 2, руйнування з'єднання обох арматурних стрижнів діаметром 32 мм з металевою пластиною при односторонньому з'єднанні сталося шляхом руйнування зварного з'єднання та висмикування стрижня з пластини (рис. 2, 3) за зусилля 43,73 тс для стрижня 3₁ і за зусилля 38,2 тс для стрижня 3₂. При цьому межа міцності на розтяг у зварному з'єднанні обох стрижнів по відношенню до зварювання становить 1,24 тс/см² для стрижня 3₁ і 1,36 для стрижня 3₂. Середня межа міцності на розтяг у зварних з'єднаннях стрижнів діаметром 32 мм з одностороннім зварюванням становить 1,3 тс/см².

Руйнування з'єднання арматурних стрижнів діаметром 32 мм з металевою пластиною при двосторонньому з'єднанні сталося при зусиллі 46,95 тс для стрижня 4₁ і зусилля 45,92 тс для стрижня 4₂. Огляд зразків після зняття навантаження показав (рис. 1, 4), що стався розрив стрижня 4₂ у зоні його контакту зі зварюванням. Стрижень 4₁ вийшов з ладу через тріщиноутворення контакту його зі

зварюванням. Зварне з'єднання виявилось не зруйнованим. При цьому межа міцності на розтяг у зварному з'єднанні по відношенню до зварювання становить $1,784 \text{ тс/см}^2$ для стрижня 4₁ і $1,68 \text{ тс/см}^2$ для стрижня 4₂. Середня межа міцності на розтяг у зварних з'єднаннях стрижнів діаметром 32 мм $1,732 \text{ тс/см}^2$.

Таким чином, показники міцності зварного з'єднання стрижнів діаметром 32 мм з металевою пластиною при двосторонньому зварюванні в 1,33 раза вищі, ніж в аналогічних стрижнів при односторонньому зварюванні.



Рис. 1. Загальний вигляд з'єднання арматурних стрижнів Ø25 мм із пластиною двостороннім зварюванням:
1₁–1₂ – маркування зразків та його характер руйнування



Рис. 2. Загальний вигляд з'єднання арматурних стрижнів Ø25 мм із пластиною одностороннім зварюванням:
2₁–2₂ – маркування зразків та його характер руйнування

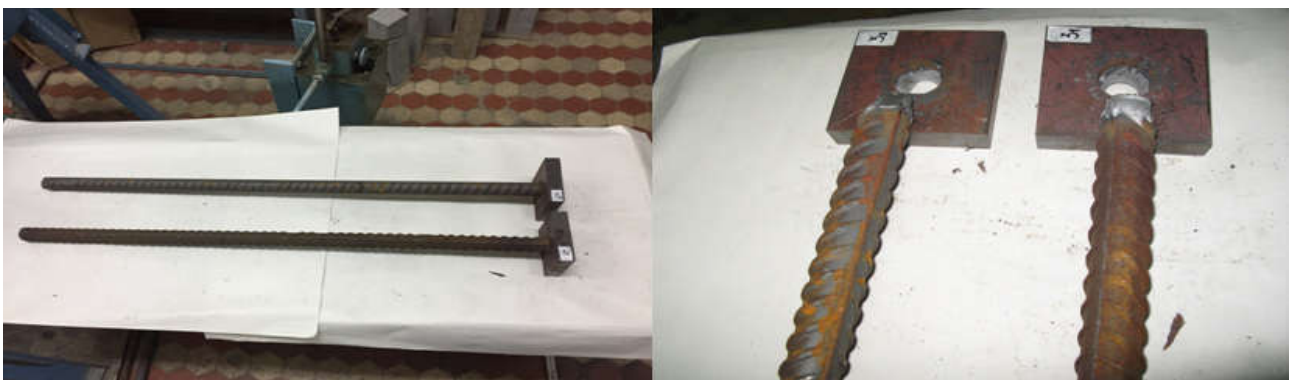


Рис. 3. Загальний вигляд з'єднання арматурних стрижнів Ø32 мм з пластиною одностороннім зварюванням:
3₁–3₂ – маркування зразків та його характер руйнування



Рис. 4. Загальний вигляд з'єднання арматурних стрижнів Ø32 мм із пластиною двостороннім зварюванням:
4₁–4₂ – маркування зразків та його характер руйнування



Рис. 5. Загальний вигляд розривної машини ГСМ-100: а – зі стрижнем, що випробовується, Ø25 мм;
б – те саме, зі стрижнем Ø32 мм

Висновки

В результаті експерименту встановлено, що показники міцності зварного з'єднання арматурних стрижнів діаметром 25 мм

і 32 мм з металевою пластиною при двосторонньому зварюванні в 1,33–1,36 раза вищі, ніж при односторонньому.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. ДСТУ 3760:2019. Прокат арматурний для залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови (ISO 6935-2:1991, NEQ). Київ : Держспоживстандарт України, 2007. 27 с.
2. ГОСТ 12004-81. Межгосударственный стандарт. Сталь арматурная. Методы испытания на растяжение. Москва, 1983. 10 с.
3. Большаков В. И., Волчук В. М., Котов М. А., Фісуненко Д. П. Аспекти застосування фрактального моделювання. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. Т. 2, № 2 (97). С. 7–18. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMNTM.2413.050722.7.858>
4. Volchuk V. M., Kotov M. A. Fractal express methods evaluation of a breaking stress of concrete. *Journal of Physics : Conference Series. IOP Publishing*. 2021. Vol. 1926, № 1. Pp. 012023. URL: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1926/1/012023>
5. Volchuk Volodymyr, Bolshakov Volodymyr, Kotov Mykola, Konoplyanik Alexander, Chaikovska Hanna. Influence of the multifractal characteristics of a macrostructure on cement mortar strength. *AIP Conference Proceedings*. 2023. Vol. 2678. P. 020024. URL: <https://doi.org/10.1063/5.0118682>
6. Konoplianyk Oleksandr, Nikolay Kotov and Illia Iliev. Specific Design Features of Prefabricated Fire-Resistant Floor Slabs Made from Lightweight Concrete. *Slovak Journal of Civil Engineering*. 2022. № 30.1. Pp. 1–7.

7. Bol'shakov V., Volchuk V., Dubrov Yu. Fractals and properties of materials : monograph. Saarbrucken : Lambert Academic Publishing, 2016. 140 p.
8. Volchuk V., Klymenko I., Kroviakov S., Orešković M. Method of material quality estimation with usage of multifractal formalism. *Tehnički glasnik – Technical Journal*. 2018. Vol. 12, № 2. Pp. 93–97. URL: <https://doi.org/10.31803/tg-20180302115027>
9. Ogunsanya I. G. and Hansson C. M. Influence of Sulphate on the Electronic and Electrochemical Properties of Passive Films Formed on Steel Reinforcing Bars. URL: <https://ssrn.com/abstract=3435687> or <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3435687>

REFERENCES

1. DSTU 3760:2006. *Prokat armaturnyi dlia zalizobetonnykh konstruktsii. Zahalni tekhnichni umovy* [DSTU 3760:2006. Rolled reinforcement for reinforced concrete structures. General technical conditions] (ISO 6935-2:1991, NEQ). Kyiv : State Consumer Standard of Ukraine, 2007, 27 p. (in Ukrainian).
2. GOST 12004-81. *Mezhhgosudarstvennyy standart. Stal' armaturnaya. Metody ispytaniya na rastyazheni* [GOST 12004-81. Interstate standard. Reinforcing steel. Tensile test methods]. Moscow, 1983, 10 p. (in Russian).
3. Bolshakov V.I., Volchuk V.M., Kotov M.A. and Fisunen D.P. *Aspekty zastosuvannia fraktalnoho modeliuвання* [Aspects of the application of fractal modeling]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2022, vol. 2, № 2 (97), pp. 7–18. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.050722.7.858> (in Ukrainian).
4. Volchuk V.M. and Kotov M.A. Fractal express methods evaluation of a breaking stress of concrete. *Journal of Physics : Conference Series*. IOP Publishing. 2021, vol. 1926, no. 1, pp. 012023. URL: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1926/1/012023>
5. Volchuk Volodymyr, Bolshakov Volodymyr, Kotov Mykola, Konoplyanik Alexander and Chaikovska Hanna. Influence of the multifractal characteristics of a macrostructure on cement mortar strength. *AIP Conference Proceedings*. Vol. 2678, pp. 020024, 15.02.2023. URL: <https://doi.org/10.1063/5.0118682>
6. Konoplianyk Oleksandr, Nikolay Kotov and Illia Iliev. Specific Design Features of Prefabricated Fire-Resistant Floor Slabs Made from Lightweight Concrete. *Slovak Journal of Civil Engineering*. Vol. 30.1, 2022, pp. 1–7.
7. Bolshakov V., Volchuk V. and Dubrov Yu. Fractals and properties of materials. Saarbrucken : Lambert Academic Publishing, 2016, 140 p.
8. Volchuk V., Klymenko I., Kroviakov S. and Orešković M. Method of material quality estimation with usage of multifractal formalism. *Tehnički glasnik – Technical Journal*. 2018, vol. 12, no. 2, pp. 93–97.
9. Ogunsanya I.G. and Hansson C.M. Influence of Sulphate on the Electronic and Electrochemical Properties of Passive Films Formed on Steel Reinforcing Bars. URL: <https://ssrn.com/abstract=3435687> or <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3435687>

Надійшла до редакції: 21.01.2023.

УДК 621.785:621.771.07:669.15.017

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.39.943

ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ РОБОЧОГО ШАРУ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ

ПАРУСОВ Е. В.^{1*}, *докт. техн. наук*,
 БОБИРЬ С. В.², *докт. техн. наук, пров. наук. співроб.*,
 ПРИХОДЬКО І. Ю.³, *докт. техн. наук*,
 ЧУЙКО І. М.⁴, *канд. техн. наук, ст. наук. співроб.*,
 ЗАХАРЧУК С. С.⁵

^{1*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

² Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: svboby07@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: isi@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-5651-8106

⁴ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ ПРАТ «Новокраматорський машинобудівний завод», вул. Олексі Тихого, 5, 84305, Краматорськ, Донецька обл., Україна, тел. +38 (06264) 7-89-77, e-mail: zakharchuk@nkmz.donetsk.ua, ORCID ID: 0000-0002-0862-9060

Анотація. Постановка проблеми. Під час виготовлення великогабаритних прокатних валків гарячого деформування використовують високовуглецеві сталі, додатково леговані хромом, молібденом, ванадієм. Прокатні валки в процесі експлуатації зазнають значних навантажень, тому вони повинні володіти достатньою твердістю та стійкістю до зношування. Для виготовлення прокатних валків гарячого деформування останнім часом використовують сталі типу 65X3CMФ, 80X3MФ, 80X5MФ, однак, незважаючи на це, їх стійкість до зношування в жорстких умовах експлуатації виявляється недостатньою. У літературних джерелах відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту зазначених валкових сталей, тому цей напрям потребує відповідних комплексних досліджень. **Мета роботи** – розвиток методики прогнозування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків у процесі термічного зміцнення високовуглецевих легованих сталей з урахуванням визначальних параметрів технології виготовлення. Для досліджень використано сталі 65X3CMФ, 80X3MФ, 80X5MФ й аналітичні моделі, що були адаптовані для відповідних розрахунків. **Результати.** Розроблено методику моделювання фазово-структурних перетворень у процесі безперервного охолодження високовуглецевих легованих сталей. Для сталей 65X3CMФ, 80X3MФ, 80X5MФ побудовано термодинамічні діаграми та на їх засадах досліджено особливості формування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків (опорні, робочі) під час термічного зміцнення. Встановлено, що спосіб загартування з об'ємного нагріву опорних валків зі сталі 65X3CMФ забезпечує формування бейнітної структури за усією унормованою глибиною їх робочого шару. Для робочих валків, виготовлених зі сталей 80X3MФ і 85X5MФ, найбільш ефективним виявляється спосіб загартування з диференційованим нагрівом, при цьому в останньому випадку безперервне охолодження слід проводити з більш уповільненою швидкістю.

Ключові слова: структура; охолодження; прокатні валки; леговані сталі; фазові перетворення; термодинамічні діаграми

PREDICTION OF THE STRUCTURAL STATE OF THE WORKING LAYER OF LARGE-SIZE ROLLS DURING THERMAL HARDENING

PARUSOV E.V.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.)*,
 BOBYR S.V.², *Dr. Sc. (Tech.), Lead. Res.*,
 PRYKHODKO I.Yu.³, *Dr. Sc. (Tech.)*,
 CHUIKO I.M.⁴, *Cand. Sc. (Tech.), Sen. Res.*,
 ZAKHARCHUK S.S.⁵

^{1*} Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

² Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: svboby07@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

³ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: isi@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-5651-8106

⁴ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: ferrosplyav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ Private Joint-Stock Company “Novokramatorsky Mashinostroitelny Zavod”, 5, Oleksy Tyhoho St., Kramatorsk, Donetsk region, 84305, Ukraine, tel. +38 (06264) 7-89-77, e-mail: zakharchuk@nkmz.donetsk.ua, ORCID ID: 0000-0002-0862-9060

Abstract. Problem statement. High-carbon steels, which are additionally alloyed with chromium, molybdenum, and vanadium, are used during the production of large-sized rolling rolls for hot deformation. Rolling rolls are subjected to significant loads during operation, so they must have sufficient hardness and resistance to wear. Steels of the type 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV have recently been used for the production of hot-formed rolling rolls, but despite this, their resistance to wear in harsh operating conditions is insufficient. There is no information in the literature about the peculiarities of the austenite decay kinetics of the specified rolled steels, therefore, this direction requires appropriate comprehensive research. **Purpose.** Development of a methodology for predicting the structural state of the working layer of large rolling rolls in the process of thermal strengthening of high-carbon alloy steels, taking into account the determining parameters of the manufacturing technology. **Results.** A methodology for modeling phase-structural transformations in the process of continuous cooling of high-carbon alloy steels was developed. For steels 65Cr3SiMoV, 80Cr3MoV, 80Cr5MoV were constructed thermokinetic diagrams (and on their basis, the peculiarities of the formation of the structural state of the working layer of large rolling rolls (support, working) during thermal hardening were investigated. It has been established that the method of hardening by volumetric heating of support rolls made of 65Cr3SiMoV steel ensures the formation of a bainite structure over the entire normalized depth of their working layer. For working rolls made of 80Cr3MoV and 80Cr5MoV steels, the most effective method is hardening with differentiated heating, while in the latter case continuous cooling should be carried out at a slower speed.

Keywords: *structure; cooling; rolling rolls; alloy steels; phase transformations; thermokinetic diagrams*

Вступ

Для виготовлення великогабаритних прокатних валків гарячого деформування (опорні, робочі, вагою до 57 т та 85 т відповідно) здебільшого використовують сталі із вмістом вуглецю 0,65–0,90 %, леговані Cr, Mo, V. Прокатні валки в процесі експлуатації зазнають значних навантажень, тому їх поверхнева твердість та стійкість до зношування під час загальних та локальних розігрівів повинна бути високою. Необхідні службові властивості валків формуються на етапі остаточного термічного оброблення (загартування та відпуск). Збільшення глибини та твердості робочого шару валків можна досягти за рахунок визначення раціональної системи легування та оптимізації технології виготовлення.

До основного способу термічного зміцнення великогабаритних прокатних валків належить загартування робочого шару струменями води та водоповітряною сумішшю на спреєрних установках в умовах об'ємного (ОТЗ) або диференційованого (ДТЗ) нагрівів. Раціональне визначення параметрів режиму загартування валкових сталей дозволяє отримати максимально ефективну

глибину робочого шару та запобігти утворенню тріщин під час охолодження.

Останнім часом для виготовлення прокатних валків використовують сталі типу 65ХЗСМФ, 80ХЗМФ і 80Х5МФ. Незважаючи на це, стійкість до зношування валків у жорстких умовах експлуатації нерідко виявляється недостатньою.

Відомо, що поліпшення властивостей готових металовиробів можливе за наявності повноти уявлень про фазово-структурні перетворення в сталях, з яких вони виготовлені. У сфері моделювання кінетики фазово-структурних перетворень фундаментальний огляд за цим напрямом наведено у працях [1–2]. Дослідження, проведені у програмному пакеті «JMatPro» та під час комплексних лабораторних експериментів, вирішили проблему кількісного опису фазових перетворень відповідно до хімічного складу і швидкості охолодження, що надало можливість прогнозного визначення структурного стану сталей [3–13].

Однак можливості програмних продуктів для скінченно елементного розрахунку моделей з нелінійними властивостями, що змінюються на окремих етапах, виявляються

обмеженими під час визначення типу структури у вуглецевих легованих сталях.

Нині у літературних джерелах відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту вищезазначених валкових сталей, зокрема, з урахуванням впливу масштабного фактора (геометричних розмірів металовиробу), тому цей напрям потребує відповідних досліджень.

Мета роботи – розвиток методики прогнозування структурного стану робочого шару великогабаритних прокатних валків у процесі термічного зміцнення високовуглецевих легованих сталей з урахуванням визначальних параметрів технології виготовлення.

Матеріали та методи досліджень

Як вихідний матеріал обрано промислові партії легованих валкових сталей, хімічний склад яких наведено в таблиці. Для прогнозного визначення структурного стану за глибиною робочого шару прокатних валків застосовано метод скінченних елементів. Термокінетичні діаграми (ТКД) побудовано за допомогою власної авторської методики [12–15]. Згідно з внутрішньою нормативною документацією ПАТ НКМЗ відповідність властивостей робочого шару прокатних валків (опорні, робочі) гарячого деформування повинна забезпечуватися за глибиною 90–110 мм від поверхні бочки.

Таблиця

Хімічний склад досліджуваних легованих сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P	Ni	Cu
65X3CMФ	0,63	0,31	0,78	2,81	0,27	0,17	0,009	0,022	0,28	0,16
80X3MФ	0,78	0,37	0,38	2,68	0,37	0,11	0,006	0,014	0,38	0,11
80X5MФ	0,80	0,35	0,32	4,72	0,31	0,14	0,005	0,018	0,45	0,09

Результати досліджень та їх обговорення

У відповідності з розробленою аналітичною моделлю [14; 15] побудовано ТКД валкових сталей 65X3CMФ, 80X3MФ і 80X5MФ (рис. 1). Аналіз отриманих ТКД показав, що досліджувані сталі характеризуються широкою областю існування переохолодженого аустеніту (лінії ТКД суттєво зміщені праворуч). Області дифузійного й проміжного перетворень для сталей 65X3CMФ (рис. 1, а) та 80X5MФ (рис. 1, в) характеризуються більшою стійкістю переохолодженого аустеніту порівняно зі сталлю 80X3MФ (рис. 1, б).

Між перлітною і бейнітною областями у сталях 65X3CMФ і 80X3MФ спостерігається підвищена стійкість аустеніту в інтервалі температур 250–330 °С і 340–390 °С відповідно.

Дифузійне перетворення в сталях 65X3CMФ і 80X5MФ відбувається в інтервалі швидкостей охолодження 0,03–0,005 °С/с, при цьому для сталі 80X3MФ цей інтервал становить 0,10–0,01 °С/с. Аналогічна закономірність спостерігається для областей

проміжного перетворення досліджуваних сталей. Утворення бейніту в сталях 65X3CMФ і 80X5MФ відбувається за близького інтервалу швидкостей безперервного охолодження 0,15–0,02 °С/с та 0,10–0,02 °С/с відповідно, а для сталі 80X3MФ він становить 0,60–0,03 °С/с.

Підвищення вмісту хрому від 2,68 % (80X3MФ) до 4,72 % (80X5MФ) впливає на підвищення стійкості аустеніту та зміщує області перлітного та бейнітного перетворень на ТКД.

Отримані результати дозволяють стверджувати, що для сталей 65X3CMФ і 80X5MФ можливо досягти мартенситної структури в широкому інтервалі швидкостей безперервного охолодження (більше 0,10–0,15 °С/с). При цьому сталь 80X3MФ за аналогічних швидкостей безперервного охолодження матиме змішану перлітно-бейнітну структуру і, відповідно, нижчі показники міцності та поверхневої зносостійкості. За побудованими ТКД визначали розподіл структурних складових за глибиною термічно зміцненого робочого шару прокатних валків.

Бочка робочого валка має профіль з калібрами, тому охолоджується за різними режимами. Під час моделювання задавали геометричні розміри і параметри термічного зміцнення прокатних валків відповідно до існуючої технології ПАТ НКМЗ. Таким чином, розв'язувалась термомеханічна задача з граничними умовами (рис. 2) та тривалістю подачі охолоджувача з колекторів, розташованих за периметром валків. При цьому задавали швидкість обертання валка та відповідні зони охолодження на його поверхні, які відповідали впливу факелів

охолоджувальної рідини із форсунок.

На побудовані ТКД досліджуваних сталей наносили розраховані температурні криві, які відповідають конкретним зонам за перерізом бочки валків під час безперервного охолодження (рис. 3). На першому етапі моделювання режиму термічного зміцнення опорних та робочих валків проводили способом ОТЗ на спреєрних пристроях у дві стадії: розрахунок розподілу температурних полів за радіусом бочки опорного валка 0–120 мм з кроком 40 мм (рис. 3, а) і робочого валка 0–100 мм з кроком 20 мм (рис. 3, б).

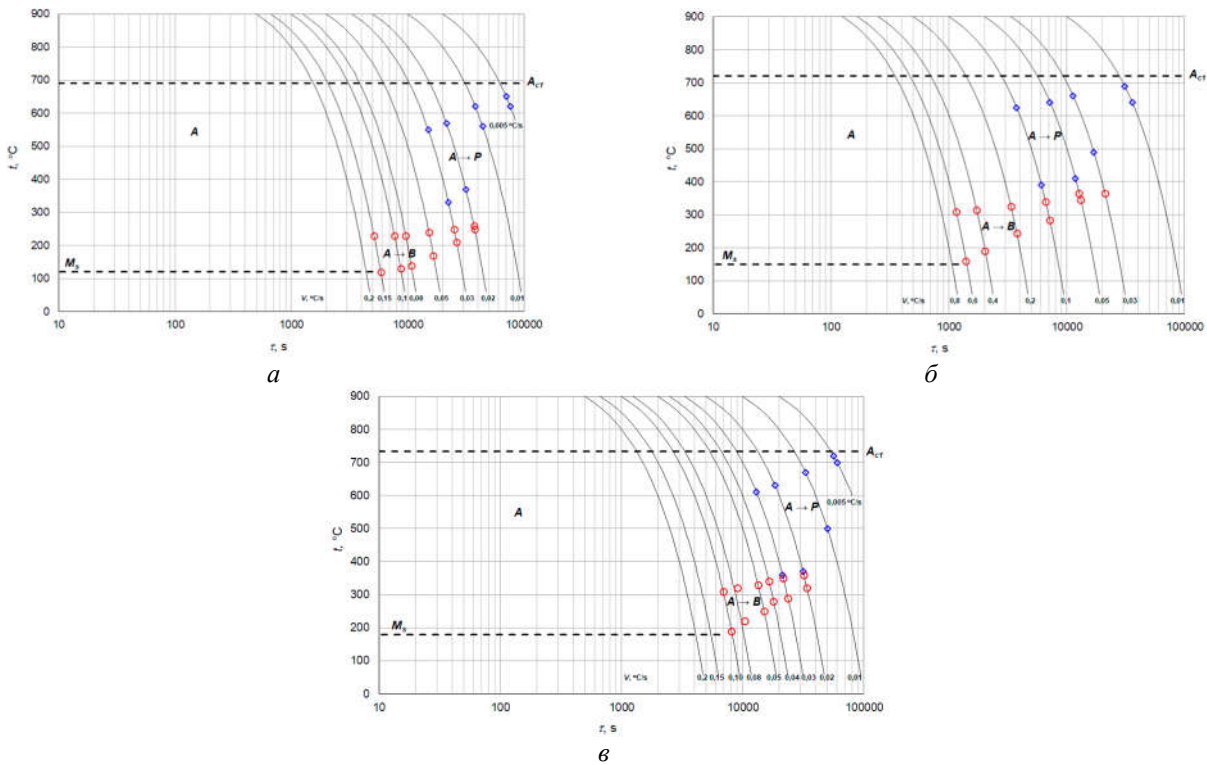


Рис. 1. ТКД розпаду аустеніту досліджуваних сталей 65X3CMΦ (а), 80X3MΦ (б), 80X5MΦ (в): А – аустеніт, Р – перліт, В – мартенсит, M_s – початок мартенситного перетворення

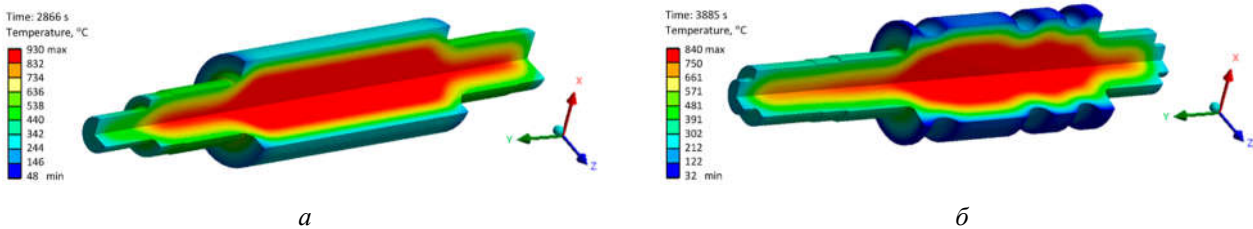


Рис. 2. Розподіл температури в опорному зі сталі 65X3CMΦ (а) та робочому валках зі сталі 80X3MΦ (б) способом ОТЗ

У процесі загартування опорних валків зі сталі 65X3CMΦ (стадія I – 0–600 с; стадія II – 600–1200 с) область утворення мартенситу (нижче критичної точки M_s) досягається на поверхні бочки валка. Після припинення

примусового охолодження (починаючи з 2400 с) та подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 500 °С.

За подальшого охолодження валка відбувається розпад аустеніту в бейнітній області на глибині 0–120 мм. У процесі загартування робочого валка зі сталі 80Х3МФ (стадія I – 0–600 с; стадія II – 600–1200 с)

область утворення мартенситу не досягається навіть на поверхні бочки валка. На всій глибині, крім поверхні, температурні криві містяться поза областю бейнітного (B_s – B_f) перетворення.

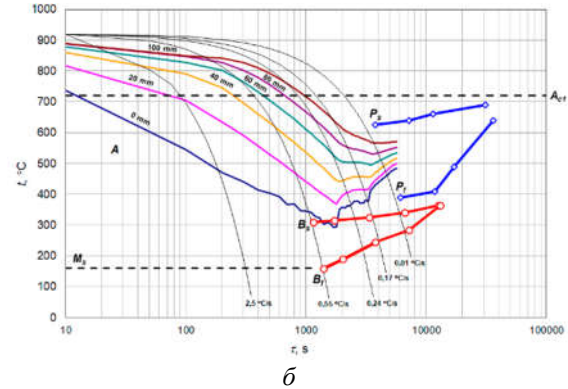
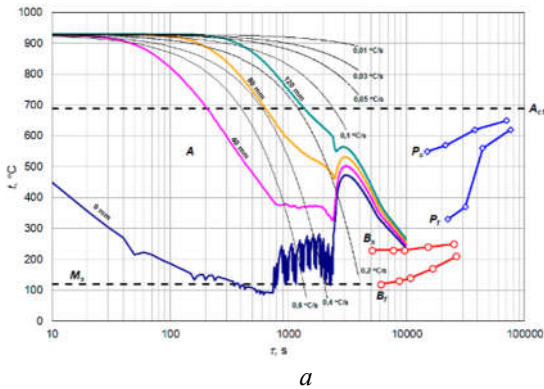


Рис. 3. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 65Х3СМФ (а) і 80Х3МФ (б) під час термічного зміцнення способом ОТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 2400 с) і подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 550 °С, що вище за потрібну температуру відпуску (~ 500 °С) та оминає температурний інтервал утворення бейніту. За подальшого охолодження валка відбувається розпад аустеніту за дифузійним механізмом в

інтервалі температур (P_s – P_f).

Отже, можна констатувати, що розглянутий режим термічного зміцнення неефективний для отримання високої твердості поверхні бочки робочих валків.

На наступному етапі проведено моделювання режиму термічного зміцнення робочих валків зі сталей 80Х3МФ і 80Х5МФ за способом ДТЗ (рис. 4).

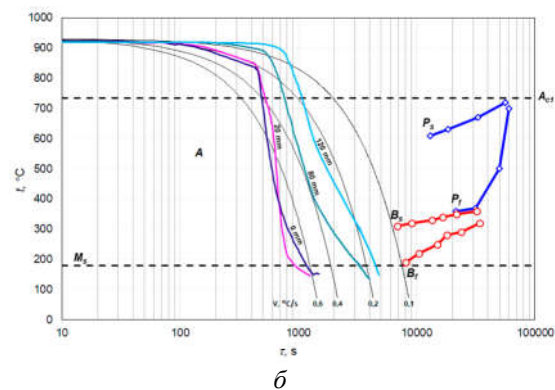
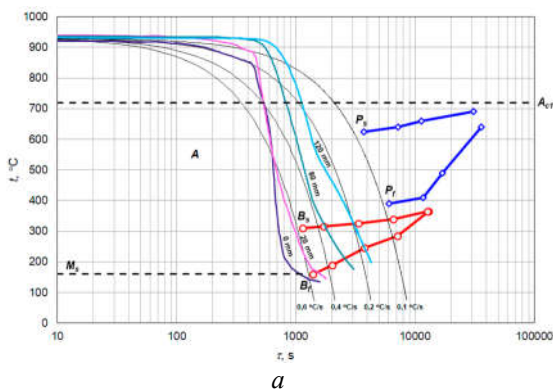


Рис. 4. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 80Х3МФ (а) і 80Х5МФ (б) під час термічного зміцнення способом ДТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

У процесі ДТЗ робочого валка зі сталі 80Х3МФ (стадія I – 0–2820 с; стадія II – 2820–4860 с) навіть на глибині 120 мм від поверхні не відбувається дифузійний розпад аустеніту (інтервал температур P_s – P_f), а

основні фазові перетворення відбуваються в бейнітній області (B_s – B_f).

На поверхні бочки валка температура та швидкість охолодження дозволяють досягти мартенситної області.

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 4860 с) за подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів бочки валка вирівнюються до середньомасового значення ~ 150 °С, нижче критичної точки B_f , що забезпечує формування бейнітної структури сталі.

У процесі ДТЗ робочого валка зі сталі 80X5МФ (стадія I – 0–2820 с; стадія II – 2820–4860 с) на глибині 0–120 мм бочки валка перетворення відбуваються в мартенситній області.

Після припинення примусового охолодження (починаючи з 4860 с) і подальшого охолодження валка на спокійному повітрі температури шарів вирівнюються до середньомасового значення ~ 150 °С, що відповідає області мартенситного перетворення, яке зумовить одночасне формування високої поверхневої твердості та крихкості сталі. Отже, термічне зміцнення

робочих валків зі сталі 80X5МФ слід проводити з більш уповільненою швидкістю безперервного охолодження порівняно зі сталлю 80X3МФ.

Висновки

Побудовано ТКД для сталей 65X3СМФ, 80X3МФ і 80X5МФ, які раніше не були відомі. На засадах скінченно елементної моделі отримала розвиток розрахункова методика та визначено структурний стан робочого шару бочки великогабаритних прокатних валків, що виготовлені з високовуглецевих легованих сталей. Це дозволяє отримувати попередню інформацію стосовно особливостей формування структури за глибиною унормованого робочого шару бочки прокатних валків з урахуванням визначальних параметрів технології термічного зміцнення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Москва : Металлургия, 1969. 264 с.
2. Кристиан Дж. У. Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Москва : Мир, 1968. 613 с.
3. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Клемшов Є. С., Подольський Р. В. Розробка рекомендацій щодо швидкостей охолодження залізничних коліс із застосуванням моделювання в програмному комплексі QFORM VX 8.2 для формування однорідної феритно-перлітної структури. *Системні технології*. 2021. № 3 (134). С. 13–22. URL: <https://10.34185/1562-9945-3-134-2021-02>
4. Babachenko O. I., Kononenko G. A. and Podolskyi R. V. Development of a Model for Calculating Changes in K76F Rail Steel Temperature to Determine the Heat Treatment Parameters. *Sci. in nov.* 2021. Vol. 17, № 4. Pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>
5. Подольський Р. В., Сафронова О. А., Меркулов О. Є., Клемшов Є. С., Кононенко Г. А., Бабаченко О. І. Розроблення методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe–C сплавах. *Теорія і практика металургії*. 2021. № 5 (130). С. 62–69.
6. Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels. *Chernye Metally*. 2020. № 9. Pp. 39–44.
7. Parusov E. V., Parusov V. V., Sychkov A. B., Klimenko A. P., Sagura L. V., Sivak A. I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. № 6. Pp. 70–74.
8. Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M., Shirayori A. Numerical simulation and experimental verification of carburising-quenching process of SCr420H steel helical gear. *Journal of Material Processing Technology*. 2009. Vol. 209 (7). Pp. 3597–3609.
9. Li J.-W., Tang L., Li S.-H., Wu X.-C. FEM simulation and experimental verification of temperature field and phase transformation in deep cryogenic treatment. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2012. Vol. 22. Pp. 2421–2430.
10. Buchmayr B., Kirkaldy J. S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating*. 1990. Vol. 8 (2). Pp. 127–136.
11. Inoue T., Funatani K., Totten G. E. Process modeling for heat treatment: Current status and future development. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*. 2000. Vol. 5 (1). Pp. 14–25.
12. Bobyr S. V., Loschkarev D. V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019. Vol. 5, iss. 3. Pp. 1–3.
13. Bobyr S. V., Krot P. V., Loschkarev D. V. Models of structural phase transformations and mechanical properties of alloy steels rolls. Chapter in book *Carbon Steel : Microstructure, Mechanical Properties and Applications* – Hauppauge (USA): Nova Science Publishers, Inc. 2019. Pp. 81–106.

14. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Лошкарёв Д. В. Розроблення та впровадження нової методики моделювання фазово-структурних перетворень у процесі охолодження легованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. № 1 (96). С. 17–23. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240422.17.838>

15. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Чуйко І. М., Барановська О. Є. Моделювання фазових перетворень під час безперервного охолодження високовуглецевих легованих сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні : матер. Міжнар. наук.-техн. конф.* (м. Дніпро, 22 березня 2022 р.). Дніпро : УДУНТ, 2022. С. 67–71. URL: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.017>

REFERENCES

1. Lyubov B.Ya. *Kineticheskaya teoriya fazovykh prevrashcheniy* [Kinetic theory of phase transformations]. Moscow : Metallurgiya Publ., 1969, 264 p. (in Russian).

2. Kristian Dzh.U. *Fizicheskoye metallovedeniye. Vyp. 2. Fazovyye prevrashcheniya* [Physical metal science. Iss. 2. Phase transformations]. Moscow : Mir Publ., 1968, 613 p. (in Russian).

3. Babachenko O.I., Kononenko G.A., Klemeshov E.S. and Podolskiy R.V. *Rozrobka rekomendatsii shchodo shvydkostei okholodzhennia zaliznychnykh kolis z zastosuvanniam modeliuvannia v prohramnomu kompleksi QFORM VX 8.2 dlia formuvannia odnorodnoi feryto-perlitnoi struktury* [Development of recommendations for the cooling rates of railway wheels using simulation in the QFORM VX 8.2 software package for the formation of a homogeneous ferrite-pearlite structure]. *Systemni tekhnolohyy* [System Technologies]. 2021, no. 3 (134), pp. 13–22. URL: <https://10.34185/1562-9945-3-134-2021-02> (in Ukrainian).

4. Babachenko O.I., Kononenko G.A. and Podolskiy R.V. Development of a Model for Calculating Changes in K76F Rail Steel Temperature to Determine the Heat Treatment Parameters. *Sci. in Nov.* 2021, vol. 17, no. 4, pp. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>

5. Podolskiy R.V., Safronova O.A., Merkulov O.E., Klemeshov E.S., Kononenko G.A. and Babachenko O.I. *Rozroblennia metodyky modeliuvannia fazovo-strukturykh peretvoren u lehovanykh Fe-C splavakh* [Development of a methodology for modeling phase-structural transformations in doped Fe–C alloys. *Teoriia i praktyka metalurhii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 2021, no. 5 (130), pp. 62–69. (in Ukrainian).

6. Parusov E.V., Lutsenko V.A., Chuiko I.N., Parusov O.V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels. *Cherneye Metally*. 2020, no. 9, pp. 39–44.

7. Parusov E.V., Parusov V.V., Sychkov A.B., Klimenko A.P., Sagura L.V. and Sivak A.I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016, no. 6, pp. 70–74.

8. Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M. and Shirayori A. Numerical simulation and experimental verification of carburising-quenching process of SCr420H steel helical gear. *Journal of Material Processing Technology*. 2009, vol. 209 (7), pp. 3597–3609.

9. Li J.-W., Tang L., Li S.-H. and Wu X.-C. FEM simulation and experimental verification of temperature field and phase transformation in deep cryogenic treatment. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2012, vol. 22, pp. 2421–2430.

10. Buchmayr B. and Kirkaldy J.S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating*. 1990, vol. 8 (2), pp. 127–136.

11. Inoue T., Funatani K. and Totten G.E. Process modeling for heat treatment : Current status and future development. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*. 2000, vol. 5 (1), pp. 14–25.

12. Bobyr S.V. and Loschkarev D.V. Simulation phase-structure transformations in alloy steels for the piercing tools. *JOJ Materials Science*. 2019, vol. 5, iss. 3, pp. 1–3.

13. Bobyr S.V., Krot P.V. and Loschkarev D.V. Models of structural phase transformations and mechanical properties of alloy steels rolls. Chapter in book *Carbon Steel : Microstructure, Mechanical Properties and Applications – Hauppauge (USA) : Nova Science Publishers, Inc.*, 2019, pp. 81–106.

14. Bobir S.V., Parusov E.V., Golubenko T.M. and Loshkarev D.V. *Rozroblennia ta vprovadzhenia novoi metodyky modeliuvannia fazovo-strukturykh peretvoren u protsesi okholodzhennia lehovanykh stalei* [Development and implementation of a new method of modeling phase-structural transformations during cooling of alloyed steels]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metall Science and Heat Treatment of Metals]. 2022, no. 1(96), pp. 17–23. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240422.17.838>. (in Ukrainian).

15. Bobir S.V., Parusov E.V., Golubenko T.M., Chuyko I.M. and Baranovska O.E. *Modeliuvannia fazovykh peretvoren pid chas bezperevnoho okholodzhennia vysokovuhletsevykh lehovanykh stalei* [Modeling of phase transformations during continuous cooling of high-carbon alloy steels]. *Informatsiini tekhnolohii v metalurhii ta mashynobuduvanni : mater. mizhnar. nauk.-tekhn. konf.* [Information technologies in metallurgy and mechanical engineering : mater. Intern. sc. and tech. conf.]. Dnipro, March 22, 2022. Dnipro : USUST Publ., 2022, pp. 67–71. URL: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.017>. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції: 11.03.2023.

УДК 621.643-027.45

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.46.944

СИСТЕМАТИЗАЦІЯ СТАНІВ ГАЗОРОЗПОДІЛЬНИХ МЕРЕЖ ЗА ЇХ РОБОТОЗДАТНІСТЮ

ТКАЧОВА В. В.¹, канд. техн. наук, доц.,

БЕРЕЗЮК Г. Г.², ст. виклад.,

СОЛОД Л. В.³, канд. техн. наук, доц.,

АДЕГОВ О. В.^{4*}, канд. техн. наук, доц.,

ПРОКОФ'ЄВА Г. Я.⁵, канд. техн. наук, доц.

¹ Кафедра опалення, вентиляції, кондиціонування та теплогазопостачання, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 756-34-92, e-mail: tkachova.valeriia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-9943-1852

² Кафедра опалення, вентиляції, кондиціонування та теплогазопостачання, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 756-34-92, e-mail: bereziuk.hanna@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-4790-3421

³ Кафедра опалення, вентиляції, кондиціонування та теплогазопостачання, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 756-34-92, e-mail: solod.leontina@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-4789-9514

^{4*} Кафедра опалення, вентиляції, кондиціонування та теплогазопостачання, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 756-34-92, e-mail: adehov.oleksandr@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-8837-4936

⁵ Кафедра опалення, вентиляції, кондиціонування та теплогазопостачання, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 756-34-92, e-mail: chornomorets.halina@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-4964-5785

Анотація. Постановка проблеми. Більшість існуючих газорозподільних систем населених пунктів досягли свого граничного терміну експлуатації, тому важливим завданням стала їх модернізація та реконструкція із застосуванням новітніх технологій реновації трубопровідних систем. Крім того, останнім часом збільшилася кількість аварійних ситуацій, пов'язаних не тільки зі старінням складових систем, а й з руйнуванням газопроводів унаслідок російської агресії. Для прийняття обґрунтованих та ефективних рішень про відновлення, реконструкцію або модернізацію систем газопостачання необхідна оцінка їх реального технічного стану, а саме роботозданості. **Мета статті** – систематизувати стани газорозподільних мереж за їх роботоздатністю для визначення доцільності та способу реконструкції (модернізації) систем. **Висновок.** Запропоновано систематизацію станів газорозподільних систем за їх роботоздатністю. Рішення про необхідність та вид реконструкції (модернізації) розподільних мереж газопостачання доцільно приймати залежно від стану роботозданості систем. Це дозволить мінімізувати витрати на реконструкцію та отримати оптимальні параметри системи.

Ключові слова: газорозподільна система; систематизація; надійність; роботоздатність

SYSTEMATIZATION OF STATES OF GAS DISTRIBUTION NETWORKS ACCORDING TO THEIR OPERABILITY

TKACHOVA V.V.¹, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

BEREZIUK H.H.², *Sen. Lect.*,

SOLOD L.V.³, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

ADEHOV O.V.^{4*}, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

PROKOFIEVA H.Ya.⁵, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*

¹ Department of Heating, Ventilation, Air Conditioning, Heat and Gas Supply, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 756-34-92, e-mail: tkachova.valeriia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-9943-1852

² Department of Heating, Ventilation, Air Conditioning, Heat and Gas Supply, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 756-34-92, e-mail: bereziuk.hanna@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-4790-3421

³ Department of Heating, Ventilation, Air Conditioning, Heat and Gas Supply, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 756-34-92, e-mail: solod.leontina@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-4789-9514

^{4*} Department of Heating, Ventilation, Air Conditioning, Heat and Gas Supply, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 756-34-92, e-mail: ad5ehov.oleksandr@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-8837-4936

⁵ Department of Heating, Ventilation, Air Conditioning, Heat and Gas Supply, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 756-34-92, e-mail: chornomorets.halyna@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-4964-5785

Abstract. Problem statement. Gas distribution systems of settlements are compound complexes, the main task of which is the reliable and safe supply of gas to consumers. Most of the existing gas distribution systems of settlements have reached their maximum service life, therefore an important task is to modernize and reconstruct them using the latest technologies of the renovation of pipeline systems. In addition, the number of emergencies has recently increased due not only to the ageing of the system components but also to the destruction of gas pipelines as a result of russian aggression. To make informed and effective decisions on the restoration, reconstruction or modernization of gas supply systems, it is necessary to assess their actual technical condition, namely, their operability. The operability of an operating gas pipeline is determined on the basis of a database of its technical condition, namely: executive documentation, drawings and passports of gas pipelines, route schemes, defect lists, certificates of pipes and welded joints, capacity, etc. Moreover, gas supply systems are complex and dynamic, therefore a systematic approach is needed to determine operability as a state by which the ability to perform specified functions is assessed, according to the reliability theory. **The purpose of the article** – is to systematize the states of gas distribution networks according to their operability to determine the expediency and method of reconstruction (modernization) of the systems. **Conclusion.** The article proposes a systematization of the states of gas distribution systems according to their operability. The decision on the need and type of reconstruction (modernization) of gas distribution systems should be made depending on the state of the systems' operability. This will allow to minimize the cost of reconstruction and obtain optimal system parameters.

Keywords: *gas distribution network; systematization; reliability; operability*

Постановка проблеми. Газорозподільні системи населених пунктів – це складні комплекси, основне завдання яких – надійне і безпечне постачання газу споживачам. Велика кількість існуючих газорозподільних систем населених пунктів досягли свого граничного терміну експлуатації, тому необхідна їх сучасна модернізація та реконструкція із застосуванням новітніх технологій реновації трубопроводних систем. Крім того, останнім часом збільшилася кількість аварійних ситуацій, пов'язаних не тільки зі старінням складових систем, а й з руйнуванням газопроводів унаслідок російської агресії.

Для прийняття обґрунтованих та ефективних рішень про відновлення, реконструкцію або модернізацію систем газопостачання необхідна оцінка їх реального технічного стану, а саме роботоздатності.

Аналіз публікацій. Для забезпечення надійної експлуатації діючих газопроводів потрібне постійне оцінювання їх реального технічного стану, яке проводиться за допомогою цілого комплексу предметної

діагностики трубопроводів [1]. Велика увага в сучасних умовах приділяється вдосконаленню методів, способів та засобів контролю технічного стану газорозподільних мереж [2; 3].

Методи забезпечення стабільної роботи об'єктів становлять предмет теорії надійності. В теорії надійності роботоздатність визначається як стан, за яким об'єкт здатний виконувати задані функції з параметрами, передбаченими технічною документацією [4].

Розподільні системи газопостачання населених пунктів є по суті підсистемами великих систем енергетики. Надійність газорозподільних систем – це комплексна властивість за нормальних умов експлуатації, протягом певного часу транспортувати споживачам необхідну кількість газу з дотриманням заданих параметрів системи [5]. Питанням функціональної надійності газорозподільних систем присвячені праці М. Г. Сухарева, А. А. Іоніна, В. О. Сідака, Г. С. Ратушняка та ін.

Мета статті – систематизувати стани газорозподільних мереж за їх роботоздатністю для визначення доцільності та способу реконструкції (модернізації) систем.

Виклад матеріалу. Роботоздатність діючого газопроводу визначається на основі бази даних його технічного стану, а саме: виконавчої документації, креслень і паспортів газопроводів, маршрутних схем, дефектних відомостей, сертифікатів труб і

зварних з’єднань, навантажень тощо. Разом із цим, системи газопостачання складні та динамічні, тому до визначення роботоздатності як стану, за яким оцінюється здатність виконувати задані функції, відповідно до теорії надійності, необхідний системний підхід.

Пропонується систематизація станів газорозподільних систем за їх роботоздатністю, наведена на рисунку.

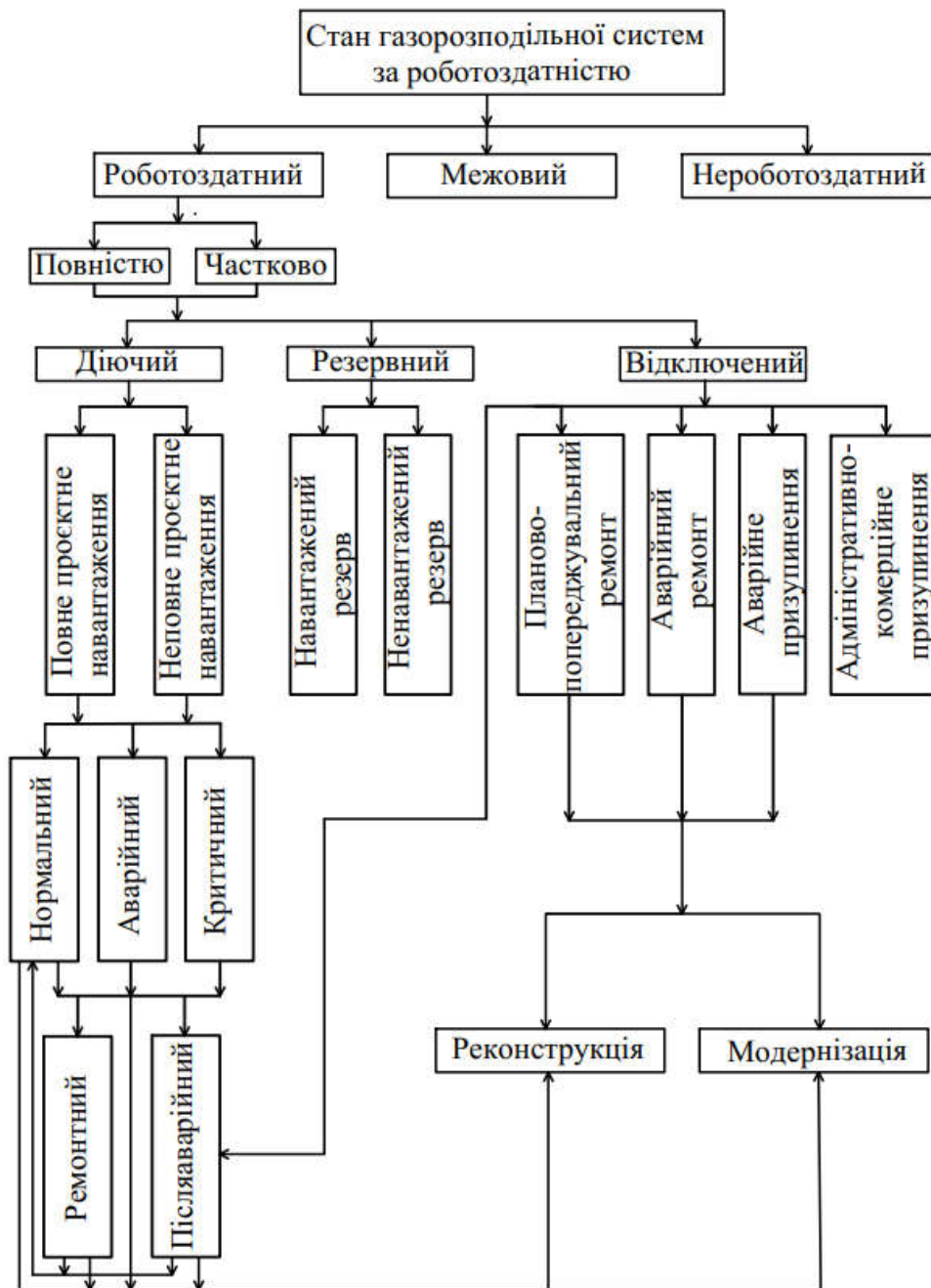


Рис. Систематизація станів газорозподільних систем за їх роботоздатністю

Для розподільних систем газопостачання характерні такі стани, що характеризуються відповідними рівнями роботоздатності: повністю роботоздатний стан, частково роботоздатний стан (складають у сукупності роботоздатний стан), нероботоздатний і межовий. Межовий відповідає стану, коли усунути неприпустиме зниження рівня роботоздатності виявляється неможливим. Нероботоздатний стан може бути основним і другорядним. За основного нероботоздатного стану об'єкт припиняє виконувати своє функціональне призначення, а за другорядного подальша робота об'єкта з міркувань техніки безпеки повинна бути припинена або обмежена по робочих параметрах.

Діючий стан характеризується режимами роботи розподільних систем газопостачання. Нормальний режим завжди відповідає повному проектному навантаженню, критичний – неповному проєктному навантаженню. За нормального режиму забезпечуються значення заданих параметрів роботи і резервування у встановлених межах.

Як основні параметри режиму роботи розподільної мережі розглядаються: перепад тиску, витрати газу на ділянках і ступінь забезпеченості споживачів природним газом. Ступінь резервування при цьому визначається розрахунковою схемою системи газопостачання житлових районів, комплексів, окремих об'єктів, величиною розрахункового навантаження резервного газопроводу від джерел системи газопостачання (ГРС, ГРП тощо), наявністю можливого використання резервного енергопостачання споживачів.

Критичний режим відрізняється тим, що незалежно від значення параметрів режиму не забезпечується резервування у встановлених межах. Наприклад, критичний режим може виникати під час пікових навантажень на систему газорозподілу, у випадку втрати роботоздатності одного з кільцевих ГРП. Внаслідок цього тиск у кінцевого споживача зменшиться, але система залишиться у роботоздатному стані.

Ремонтним вважається такий стан системи, за якого частина її елементів перебуває у стані запобіжного або аварійного ремонту. В загальному випадку ремонтний стан може бути нормальним і критичним. Наприклад, якщо запірна арматура (засувки, крани тощо) газорозподільної системи перебуває у стані запобіжного, а не аварійного ремонту, ремонтний режим буде вважатися нормальним, тому що це стан, на який система розраховується.

Аварійний стан виникає зазвичай в результаті відмови частини елементів системи і триває до моменту локалізації відмови цих елементів і зумовлених ними відмов. Локалізація полягає зазвичай у виведенні з роботи відмовлених елементів і введенні в роботу елементів, які перебувають у резервному стані.

Післяаварійним вважається стан, у якому система перебуває в результаті відмови частини її елементів після локалізації відмови до встановлення нормального або критичного режиму роботи. Як правило, післяаварійний стан системи – критичний. Проте у ряді випадків післяаварійний стан може бути нормальним, якщо забезпечується підтримання заданих параметрів режиму роботи і ступеня резервування у встановлених межах. Післяаварійний режим може відповідати не тільки робочому, а й відключеному стану системи, якщо система не може виконати всіх заданих функцій після ремонту.

Резервний стан об'єкта – це роботоздатний стан, за яким здійснюються функції резервування інших об'єктів. Стан навантаженого резерву характеризується тим, що об'єкт виконує функції резервування інших об'єктів і перебуває в роботі, а ненавантаженого – не перебуває в роботі, але його функції передбачають резервування інших об'єктів. Наприклад, роботу газорозподільної системи житлового району забезпечують чотири ГРП, при цьому два ГРП в кільці перебувають у ненавантаженому резервному стані, тобто не редукують тиск газу, але перебувають у робочому стані і включаються в роботу

тільки у випадках аварійних ситуацій або у разі зниження тиску газу в мережі низького тиску.

Відключений стан газорозподільної системи поділяється на стани ремонту (планово-попереджувального та аварійного) і призупинення (адміністративно-комерційного і аварійного). У відключеному стані може перебувати як нероботоздатна система, так і повністю або частково роботоздатна. Роботоздатний стан відповідає станам адміністративно-комерційного простою і планово-попереджувального ремонту, за умови, що у процесі ремонту роботоздатність об'єкта не порушується або порушується тільки частково.

Стан планово-попереджувального ремонту характеризується тим, що на об'єкті проводяться роботи з виявлення, попередження або усунення несправності, що може спричинити його відмову.

У стані аварійного ремонту на об'єкті проводяться роботи з відновлення його роботоздатності, яка була порушена в результаті відмови елементів системи. Наприклад, відключення ділянки газопроводу для виконання аварійно-відбудовного ремонту в разі механічного пошкодження газопроводу.

Стан аварійного призупинення відрізняється від попереднього тим, що на об'єкті не проводяться роботи з відновлення його роботоздатності. Стан адміністративно-комерційного призупинення виникає внаслідок вимушеного відключення елементів системи або проведення на ній робіт, що потребують відключення системи.

Наприклад, причинами такого призупинення можуть бути: несвоєчасна та/або неповна оплата послуг постачальнику згідно з умовами договору розподілу природного газу; втручання в роботу газорозподільної системи, зокрема, несанкціонований відбір природного газу або відновлення газоспоживання; відмова споживача в доступі на об'єкти або земельну ділянку, де розташована газорозподільна система та/або газове обладнання представникам газорозподільних мереж; відсутність сертифіката відповідності системи нормативно-технічній документації тощо.

Резервний і відключений стани переважно характеризують роботоздатність елементів газорозподільної системи.

Газорозподільні системи можуть підлягати реконструкції та модернізації при діючих станах (за повного та неповного проектного навантаження) та відключених станах (під час планово-попереджувального ремонту, аварійного ремонту та аварійного призупинення). Залежно від роботоздатності системи приймається відповідний спосіб поновлення, реконструкції або модернізації.

Висновок

Запропоновано систематизацію станів газорозподільних систем за їх роботоздатністю.

Рішення про необхідність та вид реконструкції (модернізації) розподільних систем газопостачання доцільно приймати залежно від стану роботоздатності систем. Це дозволить мінімізувати витрати на реконструкцію та отримати оптимальні параметри системи.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Порядок технічного огляду, обстеження, оцінки та паспортизації технічного стану, здійснення запобіжних заходів для безаварійного експлуатування систем газопостачання URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z1326-11#Text> (дата звернення: 12.03.23).
2. Сідак В. С. Інноваційні технології в діагностиці та експлуатації систем газопостачання : навч. посіб. Харків, 2006. 228 с.
3. Ратушняк Г. С., Ободянська О. І. Управління змістом проектів із забезпечення надійності зовнішніх газорозподільних мереж : монографія. Вінниця, 2014. 130 с.
4. Васілевський О. М., Поджаренко В. О. Нормування показників надійності технічних засобів : навч. посіб. Вінниця : ВНТУ, 2010. 129 с.
5. Сідак В. С., Дудолад О. С. Комплексні підходи до керування надійністю систем газопостачання : навч. посіб. Харків, 2006. 248 с.

REFERENCES

1. *Poriadok tekhnichnoho ohliadu, obstezhennia, otsinky ta pasportyzatsii tekhnichnoho stanu, zdiisnennia zapobizhnykh zakhodiv dlia bezavariinoho ekspluatuvannia system hazopostachannia* [Procedure for technical inspection, examination, assessment and certification of technical condition, implementation of preventive measures for the accident-free operation of gas supply systems]. URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z1326-11#Text> (Accessed on: 12 March 2023). (in Ukrainian).
2. Sidak V.S. *Innovatsiini tekhnolohii v diahnostytsi ta ekspluatatsii system hazopostachannia : navch. posib.* [Innovative technologies in diagnostics and operation of gas supply systems : tutorial]. Kharkiv, 2006, 228 p. (in Ukrainian).
3. Ratushniak H.S. and Obodianska O.I. *Upravlinnia zmistom proektiv iz zabezpechennia nadiinosti zovnishnikh hazorozpodilnykh merezh : monografija* [Control of the content of projects to ensure the reliability of external gas distribution networks : monograf]. Vinnytsia, 2014, 130 p. (in Ukrainian).
4. Vasilevskyi O.M. and Podzharenko V.O. *Normuvannia pokaznykiv nadiinosti tekhnichnykh zasobiv : navch. posib.* [Standardization of technical equipment reliability indicators : tutorial]. Vinnytsia : VNTU Publ., 2010, 129 p. (in Ukrainian).
5. Sidak V.S. and Dudolad O.S. *Kompleksni pidkhody do keruvannia nadiinistiu system hazopostachannia : navch. posib.* [Integrated approaches to controlling the reliability of gas supply systems : tutorial]. Kharkiv, 2006, 248 p. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції 20.03.2023.

УДК 669.14.014.294:3:621.785.669.017, 536.71
DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.280323.52.945

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ, ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВУ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ СТАЛЕЙ

ФІЛОНЕНКО Н. Ю.¹, канд. ф-м. наук, ст. наук. співроб.,
БАБАЧЕНКО О. І.², докт. техн. наук, ст. наук. співроб.,
КОНОНЕНКО Г. А.^{3*}, докт. техн. наук,
ВОЛЧУК В. М.⁴, докт. техн. наук, проф.

¹ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: natph2016@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: A.Vabachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

^{3*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

⁴ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Анотація. Постановка проблеми. Формування структурних складових починається під час затвердіння сталей. Тому важливо дослідити вплив хімічного складу, температури додаткового нагріву та швидкості охолодження розтопу на формування структурних складових сталей. **Мета дослідження** – провести порівняння впливу хімічного складу, температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових в сталях. **Методика.** Для визначення особливостей структурного стану сталей використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний, рентгеноструктурний аналізи та травлення поверхні зразків ніталем та гарячим розчином пікрату натрію. **Результати.** Досліджено зразки сталей з різним вмістом вуглецю, марганцю та кремнію. Порівнювали структурний стан сталі за перерізом БЛЗ та сталі близького хімічного складу після додаткового нагрівання вище лінії ліквідусу на 50 °С, 150 °С та охолодження зі швидкостями 10–10⁴ °С/с. **Наукова новизна.** Встановлено, що в процесі виготовлення БЛЗ при охолодженні в кристалізаторі зі швидкістю ~10⁴ °С/с у поверхневій зоні заготовки зі сталей з вмістом вуглецю ≥0,5 % (мас.), марганцю ≥0,75 % (мас.) та кремнію ≥0,45 % (мас.) відбувається повне пригнічення утворення δ-фериту та утворення з розтопу дендритів γ-заліза. Вперше досліджено вплив температури нагріву вище лінії ліквідусу до 150 °С та швидкості охолодження 10–10³ °С/с на структуроутворення дослідних вуглецевих сталей. Встановлено, що додаткове нагрівання вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкостями 10²–10³ °С/с практично повністю пригнічують утворення фериту по границях зерен, сприяють утворенню більш однорідної структури, зростанню дисперсності структурних складових, одночасному твердорозчинному і дисперсійному зміцненню сталі та поліпшенню механічних властивостей сталей. Крім цього, спостерігали зменшення об'ємної частки ділянок, що містять ліквацию елементів (марганцю та кремнію). Ділянки були розподілені більш рівномірно, дозволяє припустити, що буде зменшення перепаду по вмісту хімічних елементів, порівняно зі станом без додаткового нагрівання розтопу. **Практична значимість.** Використання отриманих результатів дозволить розробити технології отримання сталей з більш однорідною структурою.

Ключові слова: вуглецева сталь; дендритна кристалізація; сегрегація марганцю та кремнію; додаткове нагрівання вище лінії ліквідусу; швидкість охолодження

THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION, HEATING TEMPERATURE AND COOLING RATE ON THE FORMATION OF STRUCTURAL COMPONENTS OF STEELS

FILONENKO N.Yu.¹, Ph. D. in Physics-Math. Sc.,
BABACHENKO O.I.², Dr. Sc. (Tech.), Sen. Res.,
KONONENKO G.A.^{3*}, Dr. Sc. (Tech.),
VOLCHUK V.M.⁴, Dr. Sc. (Tech.), Prof.

¹ Department of Structural Steels' Deformation and Heat Treatment Problems, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51, e-mail: natph2016@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-1219-348X

² Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

^{3*} Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, 1, Academician Starodubov Sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

⁴ Department of Materials Science and Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Abstract. Problem statement. The formation of structural components starts with the hardening of steels. Therefore, it is important to investigate the influence of chemical composition, temperature of additional heating and cooling rate of the melt on the formation of structural components of steels. **The purpose of the research** – to compare the influence of the chemical composition, heating temperature and cooling rate on the formation of structural components in steels. **Methods.** To determine the features of the structural state of steels, we use microstructural analysis, X-ray microanalysis, X-ray diffraction method and surface etching of specimens with nital and hot solution of sodium picrate. **Results.** In the work, a study of steel specimens with different carbon, manganese and silicon content was carried out. We compared the structural state of steel in the cross-section of continuous cast steel billet and steel of a similar chemical composition after additional heating above the liquidus line at 50 °C, 150 °C and cooling at rates of 10–10⁴ °C/s. **Scientific novelty.** It was found that in the process of manufacturing of continuous cast steel billets, when cooling in a crystallizer at the rate of ~10⁴ °C/s in the surface zone of the billet of steels with a carbon content of ≥ 0.5 wt.%, manganese ≥ 0.75 wt.% and silicon ≥ 0.45 wt.% the δ-ferrite formation and γ-iron dendrites formation from the melt are completely suppressed. For the first time, the effect of heating temperature above the liquidus line up to 150 °C and cooling rate of 10–10³ °C/s on the structure formation of experimental carbon steels was investigated. It was established that additional heating above the liquidus line and cooling at rates of 10²–10³ °C/s almost completely inhibits the formation of ferrite along the grain boundaries, enhances formation of a more uniform structure, an increase in the dispersion of structural components, simultaneous solid-solution and dispersion hardening of steel, and improvement of mechanical properties of steels. In addition, a decrease in the volume fraction of the areas containing liquation elements (manganese and silicon) was observed. The areas were distributed more evenly, which suggests that there could be a decrease in the difference in the content of chemical elements, compared to the condition without additional heating of the melt. **Practical value.** The use of the obtained results could allow to develop technologies for obtaining steels with a more uniform structure.

Keywords: carbon steel; dendritic crystallization; segregation of manganese and silicon; additional heating above the liquidus line; cooling rate

Вступ. Один із ключових напрямків впливу на механічні властивості сталей – це отримання в результаті обробки мікроструктури з підвищеним ступенем дисперсності структурних складових.

Відомо, що формування структурних складових починається під час затвердіння сталей. Тому важливо дослідити вплив хімічного складу, температури додаткового нагрівання та швидкості охолодження розтопу на формування структурних складових сталей. Найбільш поширений метод фіксації високотемпературного стану металевих систем – гартування, в результаті цього процесу може відбуватись формування метастабільних фаз. Відомо, що за температур, які перевищують температуру ліквідусу в розтопах, відбувається формування мікрокомплексів, які

визначають первинні фази під час затвердіння [1–2].

В літературних джерелах наведено результати експериментальних досліджень бінарних стопів для визначення температури, за якої розтоп буде однорідним та не буде містити будь-які термодинамічно стабільні мікрокомплекси [1]. В публікаціях також наведено результати досліджень впливу температури додаткового нагрівання вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження на однорідність розтопів бінарних стопів [3–4].

Відомо, що одними з основних чинників впливу на утворення центрів кристалізації, первинних фаз, послідовність фазових перетворень, закономірності формування структурних складових є температура нагріву розтопу та швидкість охолодження [3–5].

Як відомо, високі швидкості охолодження, особливо кіркової зони заготовки досягаються за безперервного лиття сталей. При цьому можливе утворення поверхневих поздовжніх тріщин у низьковуглецевих сталях унаслідок проходження фазових перетворень за перитектичною реакцією: розтоп (L)→ферит (δ)→аустеніт (γ) [5–6]. Інші автори виникнення тріщин пов'язують з некогерентністю границь фериту (δ) та аустеніту (γ) до 6 %, різною теплопровідністю фаз, максимальною термічною усадкою зі збільшенням переохолодження, виникненням напружень або деформації стиснення, що перевищує

критичне значення міцності на розрив або деформацію затверділої оболонки, дифузією хімічних елементів, конвекційними потоками тощо [6–8]. Один із підходів до зменшення розтріскування сталі – обґрунтований вибір її хімічного складу. Слід зазначити, що за високого вмісту Mn, Al або Si в сталі зона співіснування фаз L + δ + γ збільшується [9].

Мета дослідження – порівняти вплив хімічного складу, температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових у вуглецевих сталях.

Матеріал. Досліджено вуглецеву сталь залізничного призначення (табл. 1).

Таблиця 1

Вміст хімічних елементів у дослідних сталях

Умовне позначення	Хімічні елементи, % мас.									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Cu	V
1	0,36	0,21	0,54	0,014	0,004	0,010	0,011	–	0,15	≤0,005
2	0,46	0,32	0,65	0,007	0,002	0,010	0,009	0,011	0,15	0,032
3	0,50	0,45	0,75	0,014	0,0056	0,085	0,0098	0,051	0,136	0,0028
4	0,51	0,88	0,89	0,019	0,0087	≤0,005	0,011	0,023	0,08	≤0,005

Наведено хімічний склад безперервнолитої заготовки (сталі № 1–3), визначений за ківшевою пробєю в лабораторії ТОВ «МЗ «Дніпросталь». Швидкість охолодження металу заготовки Ø 450 мм змінюється від 10^4 °C/с в охолоджуваному водою кристалізаторі в зоні первинного охолодження до 1 °C/с в зоні вторинного охолодження.

Дослідні проби сталі № 4, виготовленої в лабораторних умовах, нагрівали на 50 °C ($T_H = 1\ 550$ °C) та 150 °C ($T_H = 1\ 650$ °C) вище лінії ліквідусу та заливали в клиноподібну ливарну форму. Умовно клини можна поділити на три частини, з різними швидкостями охолодження – «товста», яка має швидкість охолодження $\sim 10^2$ °C/с, середня $\sim 10^3$ °C/с та тонка $\sim 10^4$ °C/с.

Шліфи зразків виконали за стандартною методикою, травлення поверхні зразків здійснили гарячим розчином пікрату натрію (для визначення ділянок із сегрегацією кремнію та марганцю, які формуються під час кристалізації та розташовані у міждендритних просторах) та ніталем.

Для визначення хімічного складу стопу застосовували хімічний та спектральний аналіз. Мікроструктуру оцінювали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM-6490 зі сканувальною приставкою ASID-4D й енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізатора «Link Systems 860» із програмним забезпеченням. Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-K α випромінюванні.

Результати та обговорення. Дослідження мікроструктури сталей (зразки № 1–3) показали, що залежно від вмісту вуглецю, марганцю та кремнію спостерігається зміна дефектності дендритів заліза.

За вмісту вуглецю 0,36 % (мас.), кремнію 0,21 % (мас.) та марганцю 0,74 % (мас.) після травлення поверхні зразків гарячим пікратом натрію в результаті аналізу розташування сегрегаційних ділянок

установлено, що в зоні швидкого охолодження (10^4 °C/хв.) відбувається утворення дендритів заліза, що мають більші розміри, вищу дефектність, сформовану вісь першого порядку та частково другого порівняно зі зразками сталей № 2, 3. У структурі дендритів заліза спостерігали наявність мікропор округлої форми, що можуть виникати під час кристалізації БЛЗ та «деформаційні смуги», які мають однаковий напрямок, що може бути доказом того, що в сталі відбувається перитектичне перетворення $L + \delta \rightarrow \gamma$ (рис. 1, а) [10].

Збільшення вмісту вуглецю до 0,46 % (мас.), марганцю 0,65 % (мас.) та кремнію 0,34 % (мас.) (зразок № 2) в сталі спричинює зменшення розмірів дендритів та їх дефектності, порівняно зі зразками сталі № 1. У структурі дендритів були виявлені «зморшки шорсткості» (рис. 1, б). Їх появу можна пояснити тим, що за даного вмісту вуглецю, марганцю та кремнію в сталі можливе співіснування фаз: L , γ та δ , що узгоджується з результатами авторів [8; 11–12].

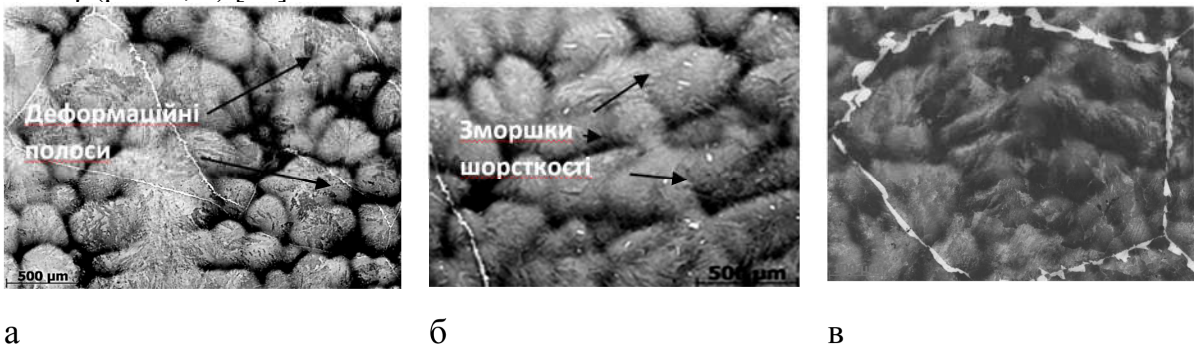


Рис. 1. Мікроструктура сталі з вмістом, % мас.: а – сталь № 1 з $C = 0,36$ %, $Si = 0,21$ %, $Mn = 0,54$ %, б – сталь № 2 з $C = 0,46$ %, $Si = 0,34$ %, $Mn = 0,65$ %, в – сталь № 3 з $C = 0,50$ %, $Si = 0,47$ %, $Mn = 0,77$ %. Травлено пікратом натрію. $\times 500$

У разі збільшення вмісту в сталі вуглецю $\geq 0,5$ % (мас.), марганцю $\geq 0,75$ % (мас.) та кремнію $\geq 0,45$ % (мас.) (сталь № 3) в поверхневій зоні спостерігали утворення більш дисперсних дендритів. На їх поверхні не спостерігали утворення деформаційних смуг, що можна пояснити тим, що з розтопу відбувається утворення γ -кристалів заліза [10–12] (рис. 1, в).

У мікроструктурі сталей № 1–3 по границях аустенітних зерен фіксували утворення надлишкового фериту (рис. 2–3).

У сталі № 1 фіксували утворення сегрегаційних ділянок марганцю та кремнію, об'ємна частка яких досягала 10–15 % в центральній частині та до 18–20 % в поверхневій (рис. 2, а). У структурі сталі виявлено такі структурні складові: α -Fe, складні карбіди – $Fe_{0,4}Mn_{3,6}C$, фази – $FeMn_3$, Fe_2Si (рис. 2, б).

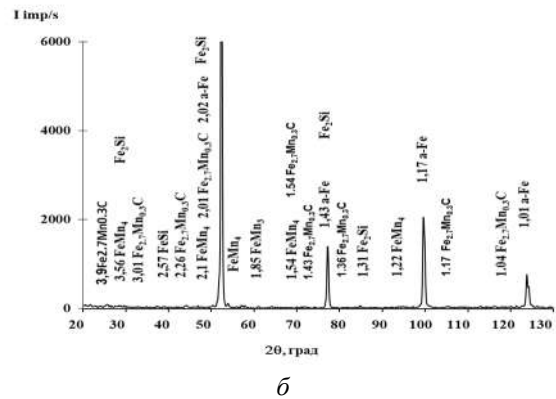
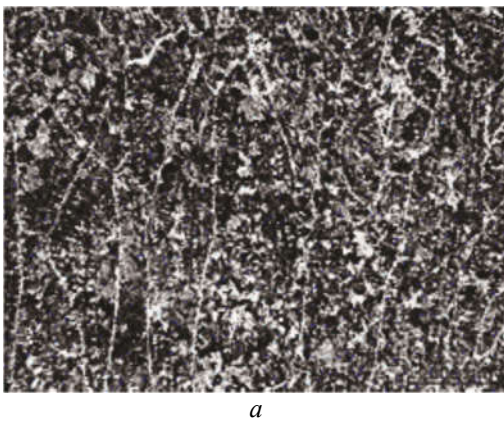
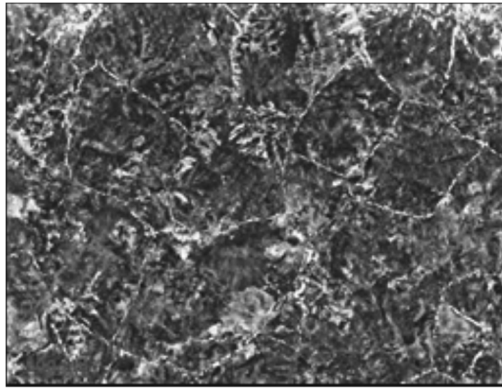
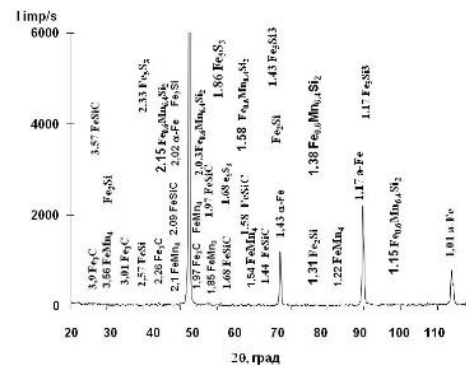


Рис. 2. Дослідження сталі № 1: а – мікроструктура поверхні на 90 % R (22,5 мм від поверхні), $\times 50$, б – дифрактограма



а



б

Рис. 3. Дослідження металу сталі № 3: а – мікроструктура поверхні на 90 % R (22,5 мм від поверхні), × 50, б – дифрактограма

Дослідження структурних складових зразків сталі № 3 показали, що в результаті фазових перетворень за кімнатної температури сформувались такі структурні складові у вигляді мікротвердінь: складні карбіди – $Fe_{0,4}Mn_{3,6}C$, $Fe_{2,7}Mn_3C$, $FeSiC$, фази – Fe_2MnSi , Fe_5Si_3 та $Fe_{0,68}Mn_{6,4}Si_2$ (рис. 3, б).

Утворення різних структурних складових можна пояснити нерівномірним розподілом хімічних компонентів, який зумовлений міждендритною сегрегацією під час кристалізації сталі.

З літературних джерел відомо, що марганець та кремній схильні до макросегрегації [13]. Дендрити зразків з кіркової зони БЛЗ мали вміст марганцю 0,2 % (мас.), а кремнію – 0,38 % (мас.). В міждендритному просторі вміст марганцю зростає до 0,7 % (мас.), а кремнію до 0,5 % (мас.). На відстані $\frac{1}{2}$ радіуса заготовки, яка була охолоджена зі швидкістю $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ в міждендритному просторі, вміст марганцю складав 0,72 % (мас.), а кремнію – 0,56 % (мас.), що ймовірно пов'язано з рухом фронту кристалізації та відтисненням надлишкової концентрації марганцю та кремнію.

У центральній частині, охолодженій зі швидкістю $1\text{--}3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, спостерігали зменшення міждендритного простору, вміст кремнію та марганцю був майже таким, як середній вміст цих елементів у сталі.

Слід зазначити, що збільшення вмісту вуглецю, марганцю та кремнію в сталі сприяє зменшенню розмірів зерна (рис. 4).

Для порівняння впливу температури додаткового нагрівання рідкої сталі та швидкості її охолодження виконано нагрівання сталі № 4 вище температури ліквідусу до $1\text{ }550\text{ }^{\circ}\text{C}$ (на $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище температури кристалізації) та $1\text{ }650\text{ }^{\circ}\text{C}$ (на $150\text{ }^{\circ}\text{C}$) та розливання в ливарну клиноподібну форму, що дало змогу зафіксувати високотемпературний стан та дослідити зміну структурних складових за різних швидкостей охолодження ($10\text{--}10^3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$).

Зауважимо, що додаткове нагрівання розтопу на $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище температури ліквідусу не збільшило забрудненість неметалевими включеннями дослідних зразків, вона не перевищувала 1 бал за ГОСТ 1778. Підвищення температури додаткового нагрівання розтопу на $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище лінії ліквідусу не сприяє збільшенню ні об'ємної частки, ні розмірів неметалевих включень, це можна пояснити тим, що за даної температури відбувається значне зменшення термодинамічно стійких мікрокомплексів у розтопі [4–5].

У дослідній сталі № 4 після нагрівання на $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкістю $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ спостерігали незначне зменшення розмірів включень та зерен, порівняно з мікроструктурою БЛЗ № 3 близького

складу. Збільшення швидкості охолодження до 10^3 °C/c сприяє зменшенню розмірів зерен, об'ємної частки фериту до

8–9 % та розміру включень $\leq 2,5$ мкм. Спостерігали утворення фериту по границях зерен у вигляді переривчастої сітки (рис. 5).

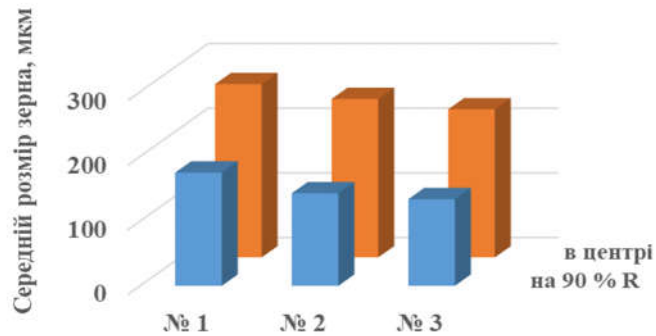


Рис. 4. Залежність розмірів зерна від умісту вуглецю, марганцю та кремнію досліджуваних сталей № 1–3

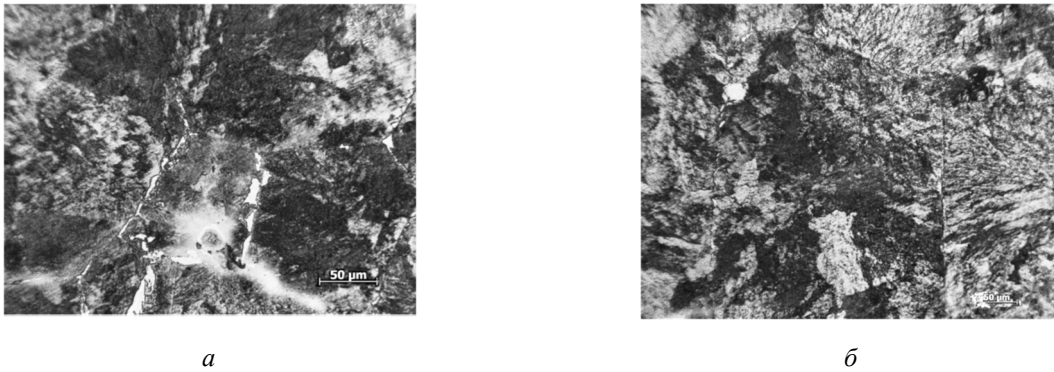


Рис. 5. Мікроструктура зразка сталі № 4 після нагрівання вище лінії ліквідусу на 50 °C та охолодження зі швидкістю: а – 10 °C/c, б – 10^3 °C/c. $\times 1000$

Нагрівання сталі № 4 вище лінії ліквідусу на 150 °C та охолодження зі швидкостями ~ 10 °C/c сприяє утворенню більш однорідної структури порівняно з БЛЗ № 3 близького хімічного складу (рис. 6, а): зменшилась об'ємна частка фериту до 8 %, об'ємна частка ділянок, що містять ліквацию елементів (марганцю та кремнію) та розмір зерна у 2–2,5 раза.

Збільшення температури додаткового нагрівання сталі № 4 вище лінії ліквідусу на 150 °C та охолодження зі швидкістю 10^2 – 10^3 °C/c сприяє утворенню більш однорідної структури – пригнічується майже повністю процес утворення фериту по границях зерен (рис. 5).

Спостерігали подальше зменшення розмірів включень до 1–2 мкм та зерен, об'ємної частки ділянок, що містять

ліквацию порівняно зі сталю без додаткового нагрівання (рис. 2–6).

Слід зазначити, що включення не були центрами кристалізації – їх спостерігали в об'ємі зерна.

Нагрівання вище температури ліквідусу на 150 °C сталей спричиняє повне пригнічення утворення фериту в мікроструктурі сталі за високих швидкостей охолодження. Додаткове нагрівання впливає на рівень мікротвердості та середній розмір зерна залежно від швидкості охолодження (рис. 7).

Отриманий результат можна пояснити тим, що за нагрівання сталі на 150 °C зменшується кількість термодинамічно стабільних мікрокомплексів.

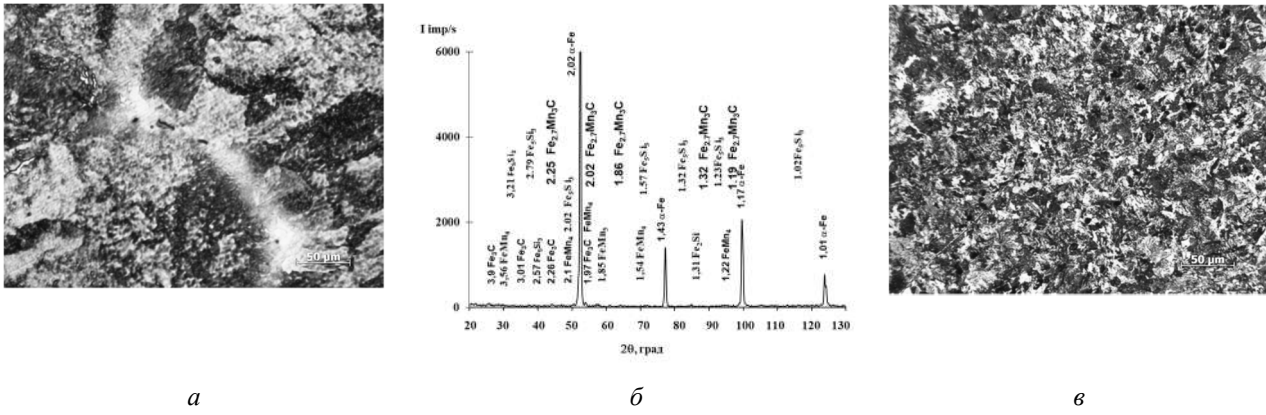


Рис. 6. Мікроструктура зразка сталі № 4 після нагрівання вище лінії ліквідусу на 150 °С та охолодження зі швидкістю: а – 10 °С/с; б – дифрактограма; в – 10³ °С/с. × 1000

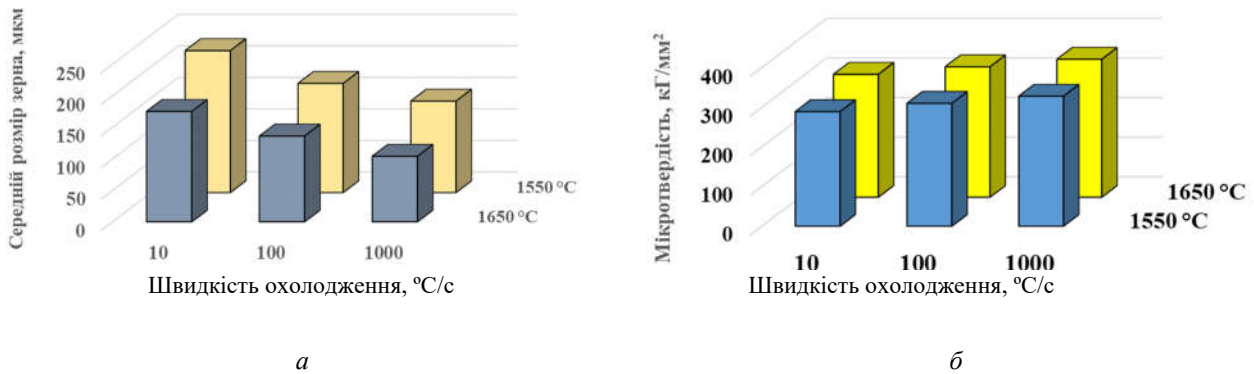


Рис. 7. Залежність від швидкості охолодження та температури додаткового нагрівання: а – середнього розміру зерна, б – мікротвердості сталі № 4

Таким чином, нагрівання сталей до 150 °С вище лінії ліквідусу та охолодження за швидкості 10²–10³ °С/с сприяє утворенню хімічно однорідної та дрібнозернистої структури, спричинює практично повне пригнічення утворення фериту по границях зерен та збільшує дисперсність як включень, так і перліту.

Висновки

1. Дослідження зразків сталей з різним вмістом вуглецю (0,36–0,51 %, мас.), марганцю (0,54–0,89 %, мас.) та кремнію (0,21–0,88 %, мас.) за безперервного лиття, охолоджених зі швидкостями 10⁴–1 °С/с, показали, що у процесі виготовлення БЛЗ сталей в поверхневій зоні заготовок зі сталей з вмістом вуглецю ≥ 0,5 % (мас.), марганцю ≥ 0,75 % (мас.) та кремнію ≥ 0,45 % (мас.) відбувається повне

пригнічення утворення δ-фериту та утворення з розтопу дендритів γ-заліза.

2. Вперше досліджено вплив температури нагріву вище лінії ліквідусу до 150 °С та швидкості охолодження 10–10³ °С/с на структуроутворення дослідних вуглецевих сталей. Встановлено, що:

- неметалеві включення, що утворюються в сталі, не перевищували 1 бал за ГОСТ 1778 розміром ≤ 1–2 мкм та не були центрами кристалізації – їх спостерігали в об’ємі зерна;

- нагрівання сталей до температури 1 650 °С (на 150 °С вище лінії ліквідусу) та охолодження зі швидкістю 1–10 °С/с викликає зменшення об’ємної частки фериту до 10 %, розташованого по границях зерен. Розмір зерна зменшився в 2–2,5 раза порівняно з литим станом БЛЗ Ø 450 мм

близького хімічного складу з температурою нагріву ~ 1550 °С. Основну структуру покладає дрібнодисперсний перліт;

- збільшення швидкості охолодження до 10^2 – 10^3 °С/с майже повністю пригнічує утворення фериту по границях зерен, сприяє утворенню більш однорідної структури, зростанню дисперсності структурних складових;

- об'ємна частка ділянок, що містять ліквіацію елементів (марганцю та кремнію) була меншою порівняно зі зразками сталі, нагрітої до 1550 °С після безперервного лиття. Ділянки були розподілені більш рівномірно, що дозволяє припустити, що буде зменшення градієнта по вмісту хімічних елементів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Filonenko N. Yu. Influence of overheating and cooling rate on the structures and properties of alloys of the Fe–B system. *Materials Science*. 2019. Vol. 55 (3). Pp. 440–446.
2. Liu H., Papadimitriou I., X. F. Lin J. Lorca. Precipitation during high temperature aging of Al–Cu alloys : a multiscale analysis based on first principles calculations. *Acta Materialia*. 2019. Pp. 1–32.
3. Peijie Li, Nikitin V. I., Kandalova E. G., Nikitin K. V. Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt.%Si alloy structure. *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 332 (1–2). Pp. 371–374.
4. Filonenko N. Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al–Cu alloys. *International Journal of Modern Physics B*. 2020. Vol. 34, № 8. Pp. 2050057 (11 pages).
5. Griesser S., Bernhard C., Dippenaar R. Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Acta Materialia*. 2014. Vol. 81. Pp. 111–120.
6. Qu T., Wang D., Wang H., Hou D., Tian J. Effect of Magnesium Treatment on the Hot Ductility of Ti-Bearing Peritectic Steel. *Metals*. 2020. Vol. 10. Pp. 1282 (11 pages).
7. Guo J., Wen G., Tang P., Fu J., Gu S. Analysis of Crack Susceptibility of Peritectic Steels Based on Surface Roughness Steel research int. 2019. Pp. 1900376 (7 pages).
8. Ciaś A. Chemical Reactions During Sintering of Fe–Cr–Mn–Si–Ni–Mo–C–Steels With Special Reference to Processing in Semi-Closed Containers. *Science of Sintering*. 2015. Vol. 47 (1). Pp. 61–69.
9. Guo J., Wen G., Tan P., Guo J., Wen G., Tang P. Analysis of crack susceptibility of peritectic steels based on surface roughness. *Steel Res. Int.* 2019. Vol. 91. Pp. 376–382.
10. Ren Q., Liu T., Mao Z., Krakauer B. W., Seidman D. N. The effects of alloying elements on the peritectic range of Fe–C–Mn–Si steels. *J Mater Sci*. 2021. Vol. 56. Pp. 6448–6464.
11. Pu D., Wen G., Fu D., Tang P., Guo J. Study of the Effect of Carbon on the Contraction of Hypo-Peritectic Steels during Initial Solidification by Surface Roughness. *Metals*. 2018. Vol. 8 (12). Pp. 982–991.
12. Liu K., Cheng S., Li Y. Study of Crack Sensitivity of Peritectic Steels. *Coatings*. 2022. Vol. 12. Pp. 15 (7 pages).
13. Tu Y., Huang L., Zhang Q., Zhou X., Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34 (7). Pp. 780–785.

REFERENCES

1. Filonenko N.Yu. Influence of overheating and cooling rate on the structures and properties of alloys of the Fe–B system. *Materials Science*. 2019, vol. 55 (3), pp. 440–446.
2. Liu H., Papadimitriou I. and X. F. Lin J. Lorca. Precipitation during high temperature aging of Al–Cu alloys : a multiscale analysis based on first principles calculations. *Acta Materialia*. 2019. Pp. 1–32.
3. Peijie Li, Nikitin V.I., Kandalova E.G. and Nikitin K.V. Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt. % Si alloy structure. *Materials Science and Engineering : A*. 2002, vol. 332 (1–2), pp. 371–374.
4. Filonenko N.Yu. Structural state and thermodynamic stability of Al–Cu alloys. *International Journal of Modern Physics : B*. 2020, vol. 34, no. 8, pp. 2050057 (11 pages).
5. Griesser S., Bernhard C. and Dippenaar R. Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Acta Materialia*. 2014, vol. 81, pp. 111–120.
6. Qu T., Wang D., Wang H., Hou D. and Tian J. Effect of Magnesium Treatment on the Hot Ductility of Ti-Bearing Peritectic Steel. *Metals*. 2020, vol. 10, pp. 1282 (11 pages).
7. Guo J., Wen G., Tang P., Fu J. and Gu S. Analysis of Crack Susceptibility of Peritectic Steels Based on Surface Roughness Steel Research Int., 2019, pp. 1900376 (7 pages).
8. Ciaś A. Chemical Reactions During Sintering of Fe–Cr–Mn–Si–Ni–Mo–C–Steels With Special Reference to Processing in Semi-Closed Containers. *Science of Sintering*. 2015, vol. 47 (1), pp. 61–69.

9. Guo J., Wen G., Tan P., Guo J., Wen G. and Tang P. Analysis of crack susceptibility of peritectic steels based on surface roughness. *Steel Res. Int.* 2019, vol. 91, pp. 376–382.
10. Ren Q., Liu T., Mao Z., Krakauer B.W. and Seidman D.N. The effects of alloying elements on the peritectic range of Fe–C–Mn–Si steels. *J Mater Sci.* 2021, vol. 56, pp. 6448–6464.
11. Pu D., Wen G., Fu D., Tang P. and Guo J. Study of the Effect of Carbon on the Contraction of Hypo-Peritectic Steels during Initial Solidification by Surface Roughness. *Metals.* 2018, vol. 8 (12), pp. 982–991.
12. Liu K., Cheng S. and Li Y. Study of Crack Sensitivity of Peritectic Steels. *Coatings.* 2022, vol. 12, pp. 15 (7 pages).
13. Tu Y., Huang L., Zhang Q., Zhou X. and Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. *Materials Science and Technology.* 2018, vol. 34 (7), pp. 780–785.

Надійшла до редакції: 15.02.2023.

UDC 536.46 + 620.3

DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.280323.61.946

INVESTIGATION OF PHOTOLUMINESCENCE OF ZnS_xSe_{1-x} AND $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NANOCRYSTALS OBTAINED BY COMBUSTION SYNTHESIS FOR OPTOELECTRIC DEVICES

PLAKHTII Ye.H.^{1*}, *Sen. Lect.*VOLCHUK V.M.², *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,SHYBKO Ok.M.³, *PhD, Assoc. Prof.*

^{1*} Department of Computer Science, Information Technology and Applied Mathematics, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 745-23-72, e-mail: plakhtii.ev@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3805-5026

² Department of Materials Science and Materials Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

³ Department of Computer Science, Information Technology and Applied Mathematics, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (056) 745-23-72, e-mail: ksusha2708@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5894-0642

Abstract. The photoluminescence spectra of ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals obtained by combustion synthesis for all compositions with the parameter step $x = 0.2$ were registered. The movement of the maximum of the integral photoluminescence spectrum in ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals towards higher energies, depending on the parameter x , was noted. It was noticed that in the range of values $x = 0.2 \div 0.4$ there is an abrupt change in the half-width of the integral photoluminescence spectrum in ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals and the signal intensity; this may be due to the crystal lattice transformation. The parameters of the individual photoluminescence spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals were determined by one experimental measurement based on the Tikhonov method and the derivative spectroscopy method. The nature of the individual photoluminescence bands is discussed. The difference between the integral (sum of individual bands) and experimental spectrum arises from the presence of an additional individual band of low intensity in the experimental spectrum. This individual band is located in the region of $E = 2.48$ eV and is associated with the electronic transitions in Mn^{2+} ions in the ZnS lattice.

Keywords: ZnS_xSe_{1-x} nanocrystals; $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals; combustion synthesis; photoluminescence spectra; individual emission bands

ДОСЛІДЖЕННЯ ФОТОЛЮМІНЕСЦЕНЦІЇ НАНОКРИСТАЛІВ ZnS_xSe_{1-x} ТА $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ САМОПОШИРЮВАННОГО ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗУ ДЛЯ ОПТОЕЛЕКТРИЧНИХ ПРИЛАДІВ

ПЛАХТІЙ Є. Г.^{1*}, *ст. викл.*,ВОЛЧУК В. М.², *докт. техн. наук, проф.*,ШИБКО О. М.³, *канд. техн. наук, доц.*

^{1*} Кафедра комп'ютерних наук, інформаційних технологій та прикладної математики, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, + 38 (056) 745-23-72, e-mail: plakhtii.ev@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3805-5026

² Кафедра матеріалознавства та термічної обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

³ Кафедра комп'ютерних наук, інформаційних технологій та прикладної математики, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. + 38 (056) 745-23-72, e-mail: ksusha2708@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5894-0642

Анотація. Зареєстровано спектри фотолюмінесценції нанокристалів ZnS_xSe_{1-x} і $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$, отриманих методом самопоширюваного високотемпературного синтезу, для всіх складів із кроком параметра $x = 0,2$. Відмічено переміщення максимуму інтегрального спектра фотолюмінесценції в нанокристалах ZnS_xSe_{1-x} і

$ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ у бік більш великих енергій залежно від параметра x . Помічено, що в діапазоні значень $x = 0.2 \div 0.4$ відбувається різка зміна півширини інтегрального спектра фотолюмінесценції в нанокристалах ZnS_xSe_{1-x} і $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ та інтенсивності сигналу, це може бути пов'язано з перетворенням кристалічної ґратки та різкою заміною оточення іонів Mn^{2+} із сірки на селен. Використовуючи формулу для згладжування експериментального спектра фотолюмінесценції на основі методу Тихонова, отримали регуляризаційний коефіцієнт. Параметри індивідуальних спектрів фотолюмінесценції нанокристалів $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ визначено за одним експериментальним вимірюванням на основі методу похідної спектроскопії. Обговорюється природа окремих смуг фотолюмінесценції. Показано, що сума шістьки знайдених окремих смуг може не відповідати експериментальному спектру фотолюмінесценції. Різниця між інтегральним (сумою окремих смуг) і експериментальним спектрами виникає через наявність додаткової окремої смуги низької інтенсивності в експериментальному спектрі. Ця окрема смуга розташована в області $E = 2.48$ eV і пов'язана з електронними переходами в іонах Mn^{2+} у ґратці ZnS . Отримані результати дозволяють використовувати синтезовані методом самопоширюваного високотемпературного синтезу нанокристали ZnS_xSe_{1-x} і $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ для різноманітних оптоелектронних пристроїв.

Ключові слова: *нанокристали ZnS_xSe_{1-x} ; нанокристали $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$; самопоширюваний високотемпературний синтез; спектри фотолюмінесценції; індивідуальні смуги випромінювання*

1. Introduction

The phenomenon of photoluminescence (PL) has found wide application in various optoelectronic devices, among them: emitting LEDs, lasers, white light sources, information display devices [1–3], etc. PL analysis is an effective method of non-destructive testing; it has found application in chemistry, biology, medicine, physics, archeology, and forensics [4–6] and will be very useful in the study of new solar energy materials [7]. An analysis of the PL spectra makes it possible to obtain information about the structure of the energy levels of optically active centers in the band gap, their activation energy, the lifetime of charge carriers in an excited state, etc. Such information can be obtained by determining the parameters of the individual components of the experimental PL spectrum [8; 9]. Existing methods for determining the parameters of individual bands have their limitations. For example, the Alentsev-Fock method requires several very different spectra in which the same emission centers participate [10], λ -modulation requires the use of expensive and complex equipment [11], ORIGIN allows computer simulations that can be divorced from real physical processes [12]. Solid solutions of ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ nanocrystals (NCs) are promising materials for creating light-emitting diodes, lasers, luminescent matrices, white light sources, short-wave radiation photodetectors, and solar panels [13–15]. To obtain ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs, we used the combustion

synthesis method (CS), also known as self-propagating high-temperature synthesized, which is characterized by a number of advantages: short process time, the possibility of obtaining the final product in large volumes, low cost and energy consumption per unit of production, simplicity of used equipment and its environmental safety [16].

Various groups of researchers have obtained NC solid solutions ZnS_xSe_{1-x} or $ZnCd_{1-x}S_x$ by the CS method [17–22]. In this case, the individual emission bands in the photoluminescence (PL) spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs were partially studied by us in [21; 23], without describing the technique for obtaining and the behavior of individual bands.

2. Material and methods

Synthesis of NC of solid solutions ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ was carried out according to the procedure described in [20] with a parameter step $x = 0.2$. The characteristics of the obtained nanocrystals are presented in [17; 20].

It should be emphasized, that the crystal lattice parameters of the NC solid solutions ZnS_xSe_{1-x} and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ in the cubic phase ranged from $a = 5.377$ Å (for $x = 1$) to $a = 5.630$ Å (for $x = 0$). These values turned out to be smaller than the crystal lattice parameters of single crystals of ZnS_xSe_{1-x} solid solutions, which are in the range from $a = 5.4093$ Å (for $x = 1$) to $a = 5.6687$ Å (for $x = 0$) [24]. This, in turn, indicates the deformation stresses

characteristic of NC. Laser diode radiation excited the PL of NC ($\lambda_{\text{ex}} = 408 \text{ nm}$). The PL spectra were registered by the standard

procedure at room temperature, using a photoelectronic multiplier –136 as an emission detector (Fig. 1).

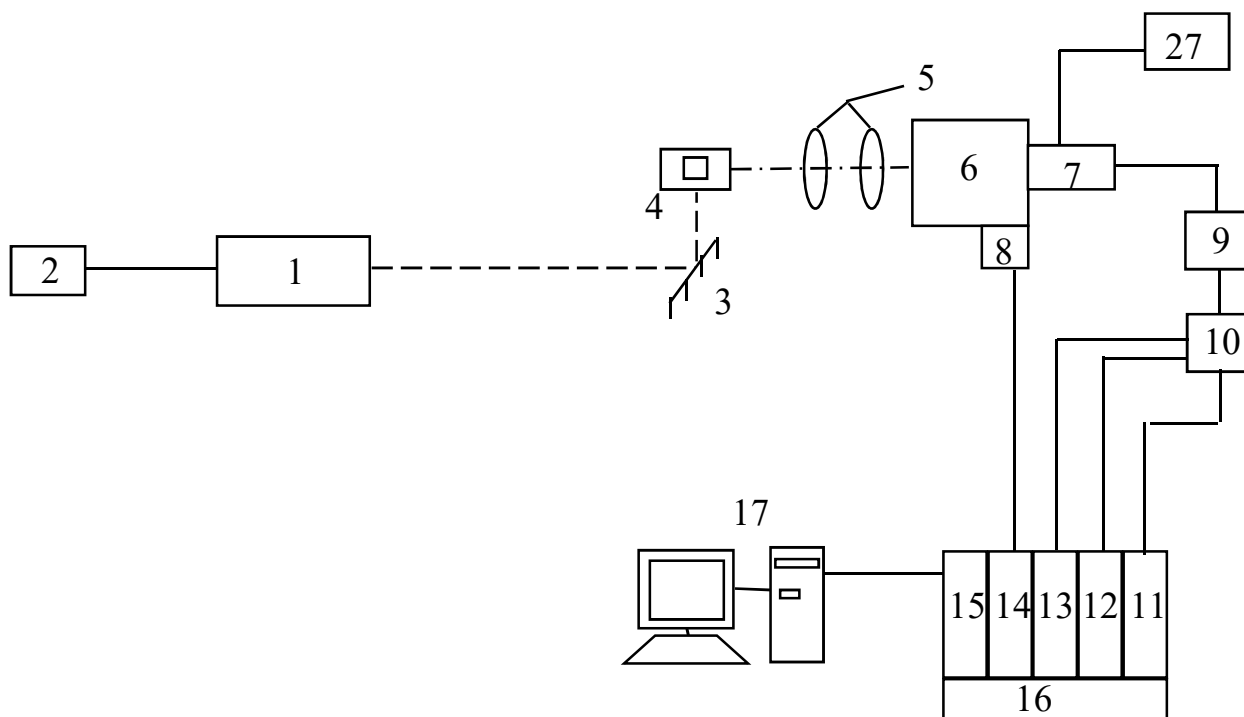


Fig. 1. Block diagram of the optical spectral complex for studying PL spectra (laser (1), power supply (2), mirror (3), quartz cryostat (4), condenser with lenses (5), entrance slit of the MDR-12 monochromator (6), photoelectronic multiplier-136 (7), stepper motor DSHI-200-2 (8), transistor amplifier (9), two threshold discriminator (10), CAMAC system (11-16), personal computer (17))

3. Results and discussion

The PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs, which were registered at room temperature, are shown in Fig. 2, a. The registered maxima of the integral PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs are in the green-orange region of the spectrum, as in the works where the synthesis of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs in the presence of oxygen was carried out by other methods [25; 26]. In this case, the location of the maxima of the integral PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs is quite different from the location of the maxima of the integral spectra of bulk $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ crystals [27]. This case can be explained by the fact that the synthesis is carried out in an air environment and the oxidation of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NC occurs during the reaction. It should be noted that RDA [20] did not reveal Zn_xO_y phases; however, PL is a more sensitive method [28]. It can be seen a monotonic shift of the maximum of the emission spectrum to the short-wavelength

region with an increase in the parameter x . The PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs were characterized by a close half-width and were in the energy range of 1.6–2.4 eV. On average, the half-width of the integral PL spectrum of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs is within the range of λ from 90 to 110 nm (0.43–0.48 eV) and is larger than the half-width of the bulk PL spectrum by 20–30 %, which may be due to different average sizes of NCs and microstresses inherent in synthesized NC.

It should be noted that the maximum half-width of the experimental PL spectra lies in the range of NC compositions $x = 0,2-0,4$. This can be compared with the fact that the rearrangement of the crystal lattice of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs is observed in $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NCs in this range of values [20].

The registered PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs are shown in Fig. 2, b. The maxima of the integral PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs are in the orange region of

the spectrum and correlate with the results of other authors [28]. In this case, the location of the maxima of the integral PL spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs is shifted towards higher energies by 10–15 nm ($E = 0.05$ eV) from the maxima location of the integral spectra of bulk $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ crystals. This can be explained

by the fact that the main contribution to the emission of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs is made by Mn^{2+} ions, the emission of which in NCs can depend on microstresses inherent in NCs. The shape of the PL spectra is asymmetric, which indicates that the integral spectra are not elementary.

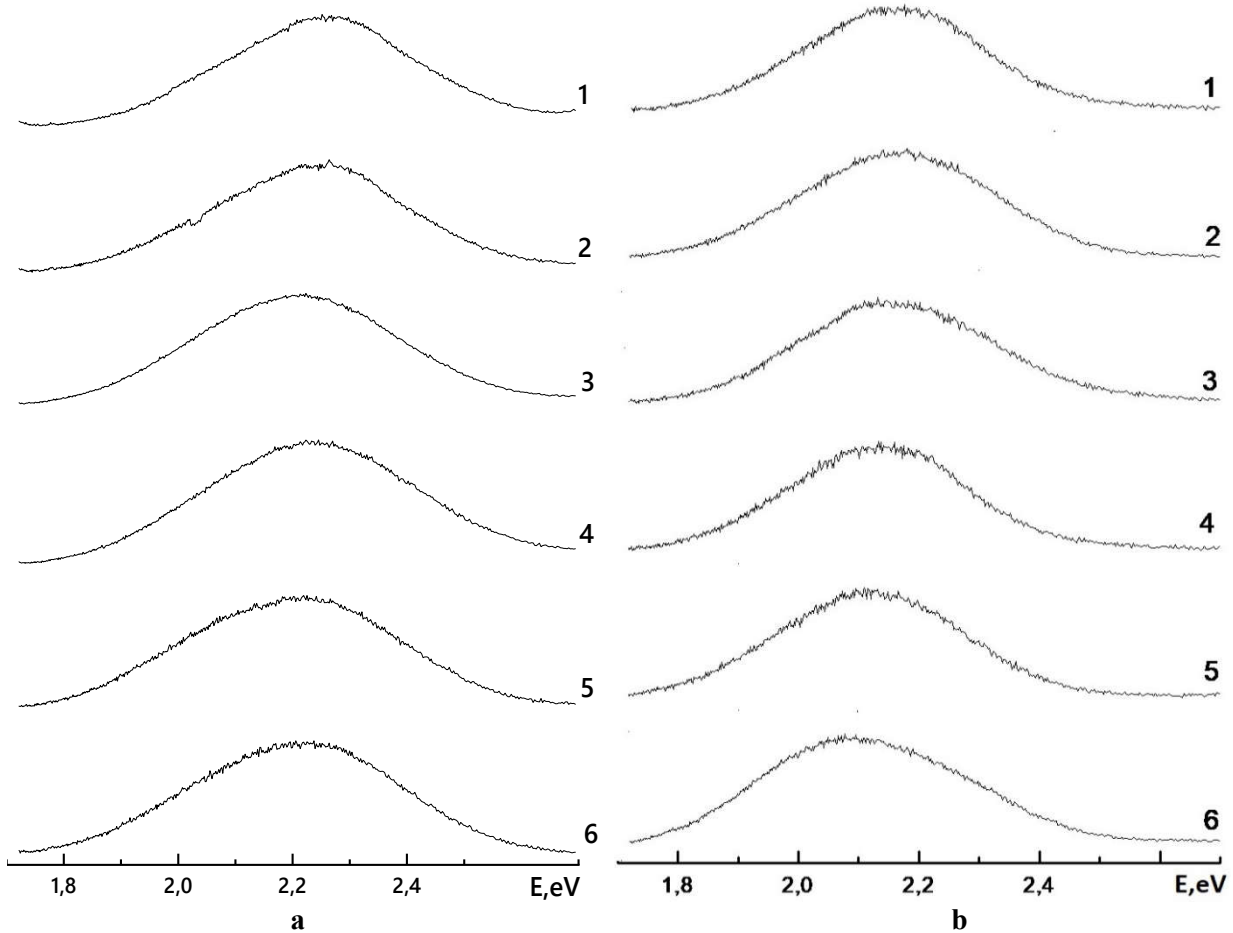


Fig. 2. PL spectra of ZnS_xSe_{1-x} (a) and $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ (b) NCs depending on the parameter x : (1) $-x = 1$, (2) $-x = 0.8$, (3) $-x = 0.6$, (4) $-x = 0.4$, (5) $-x = 0.2$, (6) $-x = 0$

The half-width of the experimental PL spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs is in the range of 92–114 nm (0.34–0.41 eV) and is greater than the half-width of bulk $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ crystals by 10–20 nm ($E = 0.05$ eV). It should be noted that in the range of $x = 0.2–0.4$, there is a sharp decrease in the half-width of the integral PL spectrum of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs and an increase in the intensity of the PL signal. This may be because Mn^{2+} ions are worse integrated into the lattice and are mainly located on the surface. The noise reaches 4–8 % at the maximum amplitude in the experimental PL spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs. The maximum noise amplitude was observed for

$ZnS_{0.2}Se_{0.8} : Mn$ and $ZnS_{0.4}Se_{0.6} : Mn$ NCs, and the minimum one for $ZnS : Mn$ NCs.

After registration of the PL spectra of $ZnS_xSe_{1-x} : Mn$ NCs, the task was to investigate the behavior of individual PL bands depending on the composition using a single experimental measurement. We used a technique based on the derivative spectroscopy method (DSM) to solve this problem, which we applied in [29]. It consists of the following steps:

- 1) PL spectrum measurement;
- 2) determination of the nature and level of measurement noise, smoothing of the experimental PL spectrum;

3) calculation of derivatives of PL spectra and obtaining data on the number of individual bands, their intensities, maxima positions, and half-widths;

4) interpretation of the obtained results.

At the same time, it should be noted that the greater the number of experimental points registered at the first stage of the technique, the more accurate the final result obtained. Therefore, it is recommended to register spectra with the highest spectral resolution. Also, the proposed method can be applied to any spectra, such as EPR spectra, etc. [30].

In the second stage of the methodology, we smoothed the spectrum based on the Tikhonov method; therefore, the task was set:

$$\min_{f(x)} \int_X |g(x) - f(x)|^2 dx + \alpha \int_X |D_1[f(x)]|^2 dx, \quad (1)$$

where $D_1[f(x)] = \frac{df(x)}{dx}$ is an operator of differentiation and α is a regularization parameter which sets a compromise between the square error of smoothing and Euclidean norm square of the first derivative of the sought smooth function. The solution to the problem will be the ratio:

$$f = (\mathbf{I} + \alpha \mathbf{D}^T \mathbf{D})^{-1} g, \quad (2)$$

where \mathbf{I} is the identity matrix and \mathbf{D}^T is the transposed matrix \mathbf{D} .

In this case, it is recommended to tune the operating parameters both to the current noise environment, due to the noise characteristics of the used photomultiplier, and to the maximum value of useful spectrum values, using numerical modeling. It should be emphasized that possible narrow spectral peaks must be removed before applying smoothing, as done in [31]. Using numerical modeling similar to that carried out in [32; 33], we found the regularization parameter $\alpha = 6 \cdot 10^8$.

At the third stage of the technique, according to the results of numerical modeling under the condition $\varepsilon = 0.1 \cdot I_{\max}$, where I_{\max} is the maximum value of the amplitude of the PL spectrum, it was found that an acceptable estimation accuracy is achieved when using

derivatives up to the sixth, seventh, and eighth orders. We used the fourth, fifth, and sixth order of the derivative for calculations. At the maximum points of the elementary components of the spectrum, the following relations must be fulfilled:

$$I(E) > \varepsilon; \quad d^4 I(E) / dE^4 > 0; \\ d^5 I(E) / dE^5 = 0; \quad d^6 I(E) / dE^6 < 0, \quad (3)$$

where $d^4 I(E) / dE^4$, $d^5 I(E) / dE^5$ and $d^6 I(E) / dE^6$ are the initial spectrum's fourth, fifth, and sixth derivatives. Thus, we select the "useful" area of the signal and search in this area for such E values for which all other conditions are satisfied simultaneously. The array of values that satisfy relations (3) is used to estimate the number and location of the maxima of individual bands in the PL spectrum. The ratio:

$$\sigma = 2 \cdot \sqrt{2 \ln(2)} \cdot \sqrt{-5 \frac{d^4 I(\lambda) / d\lambda^4}{d^6 I(\lambda) / d\lambda^6}}, \quad (4)$$

calculated at the points of maxima of individual bands allows estimating their half-width. Since the obtained values of the parameters of individual spectrum bands usually contain errors due to measurement noise and calculation errors, it is advisable to refine the obtained results in the future. In this paper, such refinement was performed using the least squares method with a constraint on the positivity of the residual of the solution. In addition, for its implementation, an iterative scheme of the alternating-variable descent method was used with the successive refinement of the values of the individual band parameters. Also, it is possible to obtain values of the individual band parameters based on the decomposition method of the sum of Gaussian curves, however, the use of this method is recommended for experimental spectra with "small noise", for example, registered at low temperatures [34].

The obtained results of extracting the parameters of individual bands from the integral PL spectrum are shown in Fig. 3.

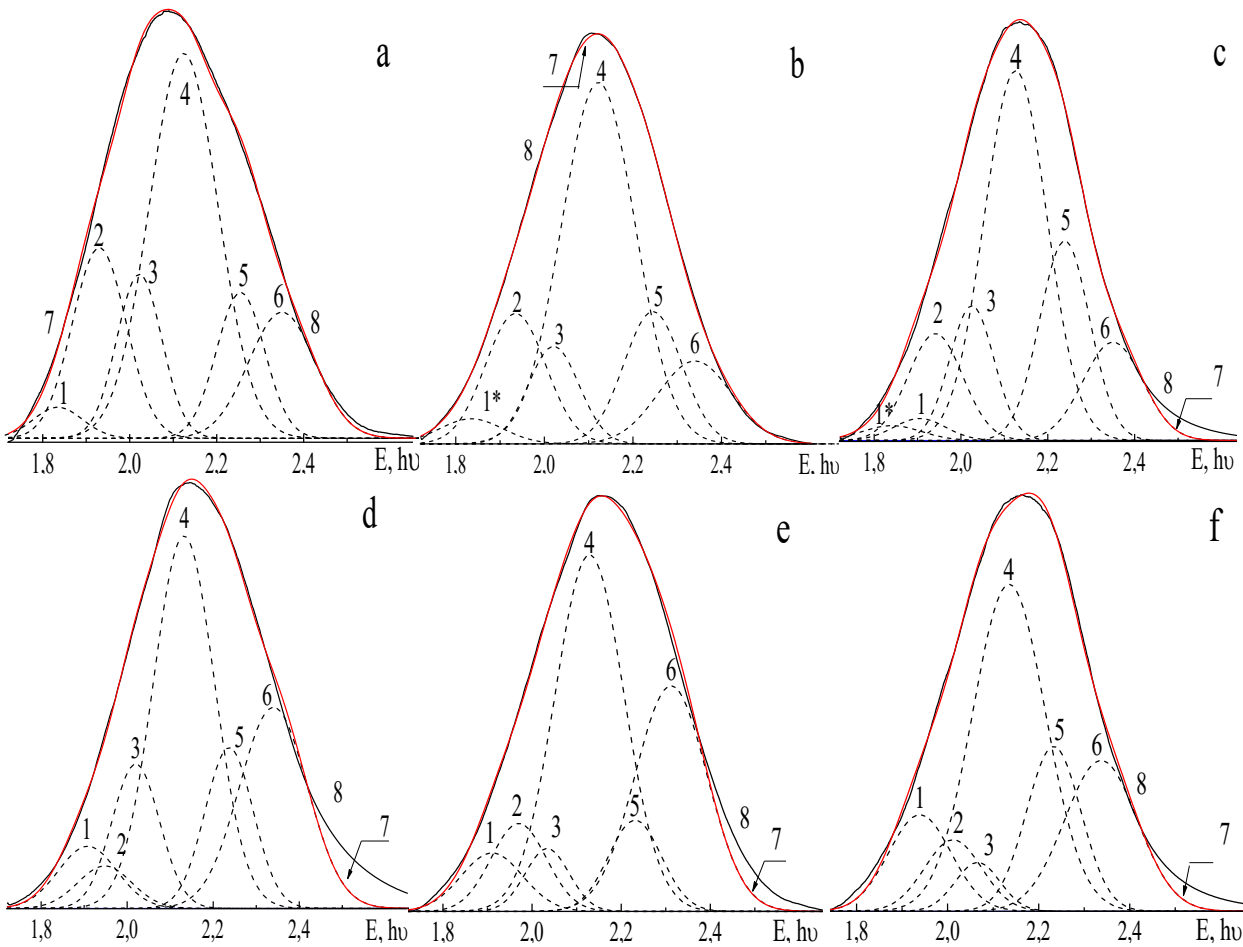


Fig. 3. PL spectra of $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$ NC for values of the parameter $x = 0$ (a), 0.2(b), 0.4(c), 0.6(d), 0.8(e), 1(f): individual PL bands with $E = 1.835$ eV ($\lambda_{max} = 675.5$ nm) – 1*, $E = 1.929$ eV ($\lambda_{max} = 642.5$ nm) – 2, $E = 2.022$ eV ($\lambda_{max} = 613$ nm) – 3, $E = 2.124$ eV ($\lambda_{max} = 583.5$ nm) – 4, $E = 2.255$ eV ($\lambda_{max} = 550$ nm) – 5, $E = 2.345$ eV ($\lambda_{max} = 528.5$ nm) – 6 for composition with $x = 0$; 7 – integral PL spectrum (sum of individual bands), 8 – experimental PL spectrum, 1 – individual PL band $E = 1.939$ eV ($\lambda_{max} = 639$ nm) observed in compositions with $x = 0.4-1$, $T = 300$ K

The difference between the integral (sum of individual bands) and the experimental spectrum arises because, in the third relation, we extracted the “useful region” of the signal $> 10\%$ of the maximum intensity of the experimental spectrum and, therefore, could miss an individual band of lower intensity. At the same time, it should be noted that this difference arises in compositions with $x = 0.4-1$. In these compositions, an additional individual band may appear in the region of 2.48 eV, associated, e. g. with electronic transitions in Mn^{2+} ions in the ZnS lattice, which is also observed by other authors [35].

We detected 6 individual bands with the following parameters in ZnS : Mn NCs: $E = 1.939$ eV ($\lambda_{max} = 639$ nm) – 1, $E = 2.012$ eV ($\lambda_{max} = 616$ nm) – 2, $E = 2.066$ eV

($\lambda_{max} = 600$ nm) – 3, $E = 2.141$ eV ($\lambda_{max} = 579$ nm) – 4, $E = 2.233$ eV ($\lambda_{max} = 555$ nm) – 5, $E = 2.337$ eV ($\lambda_{max} = 530.5$ nm) – 6. These emission bands are characterized by the following parameters in ZnSe : Mn NC: $E = 1,835$ eV ($\lambda_{max} = 675.5$ nm) – 1*, $E = 1.929$ eV ($\lambda_{max} = 642.5$ nm) – 2, $E = 2.022$ eV ($\lambda_{max} = 613$ nm) – 3, $E = 2.124$ eV ($\lambda_{max} = 583.5$ nm) – 4, $E = 2.255$ eV ($\lambda_{max} = 550$ nm) – 5, $E = 2.345$ eV ($\lambda_{max} = 528.5$ nm) – 6 (Fig. 4). These results correlate well with the results, we obtained earlier [20], however, there are some differences associated with different smoothing constants.

In the fourth stage of the methodology, we compare the results with the obtained ones in

other works and conclude. The results of DSM for the PL of ZnS : Mn NCs are in good agreement with the results of determining the parameters of individual bands in ZnS : Mn single crystals and in ZnS:Mn NCs [21; 29]

using the Alentsev–Fock and computer simulation methods. In [21; 36; 37], the emission of individual bands 1–5 in ZnS : Mn single crystals and NCs is associated with Mn^{2+} ions located in different local environments.

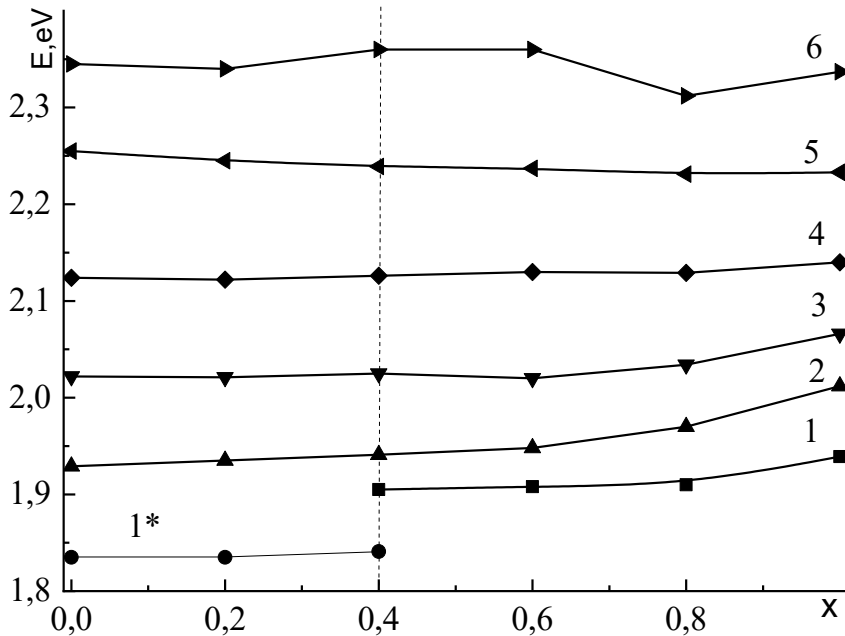


Fig. 4. Dependence of the maxima position of the elementary PL bands in $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$ NCs depending on the x parameter

Band 1 $E = 1.939$ eV ($\lambda_{max} = 639$ nm) is associated with Mn^{2+} ions in the α -MnS phase. Band 2 $E = 2.012$ eV ($\lambda_{max} = 616$ nm) is associated with Mn^{2+} ions surrounded by oxygen atoms or with ${}^4T_1 - {}^6A_1$ transition of Mn^{2+} ions in the ZnS lattice. Band 3 $E = 2.066$ eV ($\lambda_{max} = 600$ nm) is due to Mn^{2+} ions embedded in octahedral interstices. Band 4 $E = 2.135$ eV ($\lambda_{max} = 580,5$ nm) is due to Mn^{2+} ions located near dislocations. Band 5 $E = 2.233$ eV ($\lambda_{max} = 555$ nm) is associated with Mn^{2+} ions located in the interstices of the tetrahedra of the cubic lattice, or with Mn_{Zn} . Band 6 $E = 2.337$ eV ($\lambda_{max} = 530.5$ nm) is associated with isolated sulfur vacancies or a copper impurity. The revealed PL bands are present in all compositions of $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$.

Let us consider that the individual emission band 1* can be traced in the compositions $x = 0 \div 0.4$. In the $ZnS_{0.4}Se_{0.6}:Mn$ composition, this emission band changes from $E = 1.841$ eV ($\lambda_{max} = 673$ nm) to $E = 1.905$ eV ($\lambda_{max} = 650.5$ nm) and transforms into band 1. Further, this band monotonically follows the change in the width of the valence band. The

behavior of individual band 1 can be related to the fact that, according to [19], ions are surrounded by selenium ions in NCs with the parameter $x = 0-0.4$, and Mn^{2+} ions are surrounded by sulfur ions at $x = 0.4-1$.

The position of the emission maximum of individual band 2 shifts towards higher energies when parameter x increases. A correlation with the width of the valence band is seen, therefore we are inclined to agree with the work [37], where this individual band is associated with the ${}^4T_1 - {}^6A_1$ transition of Mn^{2+} ions in $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$ NC.

The position of the emission maximum of individual band 3 shifts towards higher energies when parameter x increases. A correlation with the width of the valence band is seen, which occurs when the lattice parameter changes in the octahedral interstices of the $ZnS_xSe_{1-x}:Mn$ NC.

The position of the emission maximum of the individual band 4 shifts slightly towards higher energies. It should be noted that the Mn^{2+} ions are located in dislocation regions, which are practically independent of the change

in the band gap with a change in the x parameter in the $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NC. Probably these ions are located in the region of intercrystallite layers, in which the order of particle arrangement is violated, and the concentration of impurity atoms is increased [38].

The position of the emission maximum of the individual band 5 is also unchanged. We tend to agree with those authors who associate this band with Mn_{Zn} [36].

The position of the emission maximum of the individual band 6, depending on the parameter x , is not monotonous, but abrupt and complex. Perhaps this band is not elementary. It should be also noted that the obtaining of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs by the CS method is accompanied by the formation of anionic vacancies (S, Se) due to the high volatility of the anionic components.

4. Conclusion

The PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ and $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs obtained by the CS method were recorded for all compositions with a parameter step $x = 0.2$. The movement of the maximum of the integral PL spectrum in the

$\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ and $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs towards higher energies was noted, depending on the parameter x . This can be explained by an increase in the band gap of the $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ NC depending on the composition x , as well as a redistribution of the intensity of the individual bands that are constituents of the PL spectrum. The operation of the PL spectrum decomposition technique based on the DSM and Tikhonov's method by a single experimental measurement is shown. A formula for smoothing the experimental PL spectrum based on the Tikhonov method is proposed. The PL spectra of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs were decomposed, and the parameters of individual bands were found. It is shown that the sum of the found individual bands may not correspond to the experimental PL spectrum; the reason for this may be the individual bands are not found with an intensity of less than 10 % of the value of the integral experimental PL spectrum. The nature of the found individual bands is discussed. The obtained results realise to use of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ and $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x} : \text{Mn}$ NCs synthesized by the CS method for various optoelectronic devices.

REFERENCES

1. Adachi S. Photoluminescence properties of Mn^{4+} -activated oxide phosphors for use in white-LED applications: a review. *Journal of Luminescence*. 2018, vol. 202, pp. 263–281. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jlum.2018.05.053>
2. Deopa N., Rao A.S., Choudhary A., Saini S., Navhal A., Jayasimhadri M., Haranath D. and Prakash G.V. Photoluminescence investigations on Sm^{3+} ions doped borate glasses for tricolor w-LEDs and lasers. *Materials Research Bulletin*. 2018, vol. 100, pp. 206–212. URL: <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2017.12.019>
3. Lyashkov A.Y., Makarov V.O. and Plakhtii Y.G. Structure and electrical properties of polymer composites based on tungsten oxide varistor ceramics. *Ceramics International*. 2022, vol. 48, no. 6, pp. 8306–8313. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.035>
4. Wang Z., Zeng H. and Sun L. Graphene quantum dots: versatile photoluminescence for energy, biomedical, and environmental applications. *Journal of Materials Chemistry C*. 2015, vol. 3, no. 6, pp. 1157–1165. URL: <https://doi.org/10.1039/C4TC02536A>
5. Skoog D.A., Holler F.J. and Crouch S.R. Principles of instrumental analysis. USA : Cengage learning, 2017, 961 p.
6. Kaszewski J., Kielbik P., Wolska E., Witkowski B., Wachnicki Ł., Gajewski Z., Godlewski M. and Godlewski M.M. Tuning the luminescence of $\text{ZnO} : \text{Eu}$ nanoparticles for applications in biology and medicine. *Optical Materials*. 2018, vol. 80, pp. 77–86. URL: <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2018.04.028>
7. Lyashkov A.Y., Makarov V.O. and Plakhtii Y.G. Modeling of resettable fuses characteristics for protection of solar arrays from current overloads. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*. 2022, vol. 18, pp. 328–338. URL: <https://doi.org/10.1108/MMMS-01-2022-0010>
8. Yang H., Yang S., Kong J., Dong A. and Yu S. Obtaining information about protein secondary structures in aqueous solution using Fourier transform IR spectroscopy [Text]. *Nature Protocols*. 2015, vol. 10, no. 3, pp. 382–396. URL: <https://doi.org/10.1038/nprot.2015.024>
9. Kovalenko O.V., Khmelenko O.V. and Plakhtii Y.G. Influence of heat treatment on photoluminescence spectra in $\text{ZnS} : \text{Mn}$ crystals with hexagonal structure. *Journal of Physics and Electronics*. 2018, vol. 26, no. 1, pp. 73–76. URL: <https://doi.org/10.15421/331812>

10. Nekrasov A.A., Ivanov V.F. and Vannikov A.V. Effect of pH on the structure of absorption spectra of highly protonated polyaniline analyzed by the Alentsev–Fock method. *Electrochimica Acta*. 2001, vol. 46, no. 26–27, pp. 4051–4056. URL: [https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(01\)00693-4](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(01)00693-4)
11. Slyotov M.M., Gavaleshko O.S. and Kinzerska O.V. Preparation and luminescent properties of α -ZnSe heterolayers with surface nanostructure. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2017, vol. 9, no. 5, pp. 05046. URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.9\(5\).05046](https://doi.org/10.21272/jnep.9(5).05046)
12. OriginPro 9.1. OriginLab Corporation, One Roundhouse Plaza, Suite 303, Northampton, MA 01060, United States. 1800-969-7720. URL: www.OriginLab.com.
13. Sadekar H.K., Ghule A.V. and Sharma R. Bandgap engineering by substitution of S by Se in nanostructured ZnS_{1-x}Se_x thin films grown by soft chemical route for nontoxic optoelectronic device applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011, vol. 509, no. 18, pp. 5525–5531. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.089>
14. Tang T.P., Wang W.L. and Wang S.F. The luminescence characteristics of ZnS_xSe_{1-x} phosphor powder. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 488, no. 1, pp. 250–253. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.098>
15. Gopi C.V., Venkata-Haritha M., Kim S.K. and Kim H.J. Improved photovoltaic performance and stability of quantum dot sensitized solar cells using Mn–ZnSe shell structure with enhanced light absorption and recombination control. *Nanoscale*. 2015, vol. 7, no. 29, pp. 12552–12563. URL: <https://doi.org/10.1039/C5NR03291A>
16. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S. and Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. *International Materials Reviews*. 2017, vol. 62, no. 4, pp. 203–239. URL: <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
17. Plakhtii Ye.H. *Rozrobka ta doslidzhennya novykh nanomaterialiv dlya elektroniky typu ZnSxSe1-x, stvorenykh metodom samoposhyryuvanoho vysokotemperaturnoho syntezu* [Development and research of new nanomaterials for electronics of the ZnS_xSe_{1-x} type, created by the method of self-propagating high-temperature synthesis]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2022, vol. 4, no. 4, pp. 47–56. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.271222.47.910> (in Ukrainian).
18. Liu G., Yuan X., Li J., Chen K., Li Y. and Li L. Combustion synthesis of ZnSe with strong red emission. *Materials and Design*. 2016, vol. 97, pp. 33–44. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.063>
19. Tian Z., Chen Z., Yuan X., Cui W., Zhang J., Sun S. and Liu G. Preparation of ZnSe powder by vapor reaction during combustion synthesis. *Ceramics International*. 2019, vol. 45, no. 14, pp. 18135–18139. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.321>
20. Kovalenko A.V., Plakhtii Y.G. and Khmelenko O.V. The peculiarities of the properties of ZnS_xSe_{1-x} nanocrystals obtained by self-propagating high-temperature synthesis. *Functional Materials*. 2018, vol. 4, pp. 665. URL: <https://doi.org/10.15407/fm25.04.665>
21. Kovalenko A.V., Plakhtii Y.G. and Khmelenko O.V. Research of Photoluminescence Spectra of ZnS_xSe_{1-x}: Mn Nanocrystals Obtained by Method of Self-propagation High-temperature Synthesis. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2019, vol. 11, no. 4, pp. 04031-1–04031-5. URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.11\(4\).04031](https://doi.org/10.21272/jnep.11(4).04031)
22. Kovalenko A.V., Plakhtii Y.G. and Khmelenko O.V. Crystal Structure of ZnxCd1-xS Nanocrystals Obtained by Self-Propagating High-Temperature Synthesis. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2022, vol. 14, no. 1, pp. 01017 (5 pp). URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.14\(1\).01017](https://doi.org/10.21272/jnep.14(1).01017)
23. Plakhtii Y.G. and Khmelenko O.V. Crystal structure and photoluminescence of ZnSe and ZnSe : Mn nanocrystals obtained by combustion synthesis. *Physica Scripta*. 2023, vol. 98, no. 3, pp. 035804. URL: <https://doi.org/10.1088/1402-4896/acb5ca>
24. Taguchi T., Kawakami Y. and Yamada Y. Interface properties and the effect of strain of ZnSe/ZnS strained-layer superlattices. *Physica B: Condensed Matter*. 1993, vol. 191, no. 1–2, pp. 23–44. URL: [https://doi.org/10.1016/0921-4526\(93\)90176-7](https://doi.org/10.1016/0921-4526(93)90176-7)
25. Alghamdi Y. Composition and band Gap controlled AACVD of ZnSe and ZnS_xSe_{1-x} thin films using novel single Source precursors. *Materials Sciences and Applications*. 2017, vol. 8, no. 10, pp. 726–737. URL: <https://doi.org/10.4236/msa.2017.810052>
26. Wang Z., Zhan X., Wang Y., Safdar M., Niu M., Zhang J., Huang Y. and He J. ZnO/ZnS_xSe_{1-x} core/shell nanowire arrays as photoelectrodes with efficient visible light absorption. *Applied Physics Letters*. 2012, vol. 101, no. 7, pp. 073105. URL: <https://doi.org/10.1063/1.4745918>
27. Trubaieva O.G., Chaika M.A. and Zelenskaya O.V. Mixed ZnS_xSe_{1-x} crystals as a possible material for alpha-particle and X-ray detectors. *Ukrainian Journal of Physics*. 2018, vol. 63, no. 6, pp. 546–551. URL: <https://doi.org/10.15407/ujpe63.6.546>
28. Voitovich A.P., Kalinov V.S., Martynovich E.F., Novikov A.N. and Stupak A.P. Luminescent method for determining low concentrations of a substance in optically dense media. *Journal of Applied Spectroscopy*. 2011, vol. 78, no. 5, pp. 725–732. URL: <https://doi.org/10.1007/s10812-011-9524-8>
29. Kovalenko A.V., Plakhtiy E.G. and Vovk S.M. Application of derivative spectroscopy method to photoluminescence in ZnS : Mn nanocrystals. *Ukrainian Journal of Physical Optics*. 2018, vol. 19, no. 3, pp. 133–138. URL: <https://doi.org/10.3116/16091833/19/3/133/2018>

30. Kovalenko O.V., Plakhtii Y.G., Khmelenko O.V. and Vorovsky V.Y. The analysis of the EPR spectra in ZnO : Mn nanocrystals using the derivative spectroscopy method. *Journal of Physics and Electronics*. 2019, vol. 27, no. 2, pp. 89–92. URL: <https://doi.org/10.15421/331931>
31. Kovalenko A.V., Vovk S.M. and Plakhtii Y.G. Removal of Narrow Spectral Lines from Experimental Photoluminescence Spectra of ZnS : Mn Nanocrystals. *Journal of Applied Spectroscopy*. 2020, vol. 87, no. 6, pp. 995–999. URL: <https://doi.org/10.1007/s10812-021-01099-2>.
32. Kovalenko O.V., Vovk S.M. and Plakhtii Y.G. Method of smoothing photoluminescence spectra. *Journal of Physics and Electronics*. 2018, vol. 26, no. 2, pp. 73–80. URL: <https://doi.org/10.15421/331828>
33. Kovalenko O.V., Vovk S.M. and Plakhtii Y.G. Smoothing photoluminescence spectra and their derivatives for identification of individual bands. *Functional Materials*. 2020, vol. 27, no. 2, pp. 424–233. URL: <https://doi.org/10.15407/fm27.02.424>
34. Kovalenko A.V., Vovk S.M. and Plakhtii Y.G. Sum Decomposition Method for Gaussian Functions Comprising an Experimental Photoluminescence Spectrum. *Journal of Applied Spectroscopy*. 2021, vol. 88, no. 2, pp. 357–362. URL: <https://doi.org/10.1007/s10812-021-01182-8>.
35. Yang R.D., Tripathy S., Tay F.E., Gan L.M. and Chua S.J. Photoluminescence and micro-Raman scattering in Mn-doped ZnSnanocrystalline semiconductors. *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement and Phenomena*. 2003, vol. 21, no. 3, pp. 984–988. URL: <https://doi.org/10.1116/1.1568350>
36. Bacherikov Y.Y., Gilchuk A.V., Zhuk A.G., Kurichka R.V., Okhrimenko O.B., Zelensky S.E. and Kravchenko S.A. Nonmonotonic behavior of luminescence characteristics of fine-dispersed self-propagating high-temperature synthesized ZnS : Mn depending on size of its particles. *Journal of Luminescence*. 2018, vol. 194, pp. 8–14. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.09.010>
37. Li X., Zhang F., Ma C., Deng Y., Zhang L., Lu Z. and He N. Controlling the morphology of ZnS : Mn²⁺ nanostructure in hydrothermal process using different solvents and surfactants. *Nanoscience and Nanotechnology Letters*. 2013, vol. 5, no. 2, pp. 271–276. URL: <https://doi.org/10.1166/nnl.2013.1495>
38. Ghica D., Stefan M., Ghica C. and Stan G.E. Evaluation of the Segregation of Paramagnetic Impurities at Grain Boundaries in Nanostructured ZnO Films. *ACS Applied Materials & Interfaces*. 2014, vol. 6, no. 16, pp. 14231–14238. URL: <https://doi.org/10.1021/am5035329>

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Adachi S. Photoluminescence properties of Mn⁴⁺-activated oxide phosphors for use in white-LED applications: a review. *Journal of Luminescence*. 2018. Vol. 202. Pp. 263–281. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2018.05.053>
2. Deopa N., Rao A. S., Choudhary A., Saini S., Navhal A., Jayasimhadri M., Haranath D., Prakash G. V. Photoluminescence investigations on Sm 3+ ions doped borate glasses for tricolor w-LEDs and lasers. *Materials Research Bulletin*. 2018. Vol. 100. Pp. 206–212. URL: <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2017.12.019>
3. Lyashkov A. Y., Makarov V. O., Plakhtii Y. G. Structure and electrical properties of polymer composites based on tungsten oxide varistor ceramics. *Ceramics International*. 2022. Vol. 48, № 6. Pp. 8306–8313. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.035>
4. Wang Z., Zeng H., Sun L. Graphene quantum dots : versatile photoluminescence for energy, biomedical, and environmental applications. *Journal of Materials Chemistry C*. 2015. Vol. 3, № 6. Pp. 1157–1165. URL: <https://doi.org/10.1039/C4TC02536A>
5. Skoog D. A., Holler F. J., Crouch S. R. Principles of instrumental analysis. USA : Cengage learning, 2017. 961 p.
6. Kaszewski J., Kielbik P., Wolska E., Witkowski B., Wachnicki Ł., Gajewski Z., Godlewski M., Godlewski M. M. Tuning the luminescence of ZnO : Eu nanoparticles for applications in biology and medicine. *Optical Materials*. 2018. Vol. 80. Pp. 77–86. URL: <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2018.04.028>
7. Lyashkov A. Y., Makarov V. O., Plakhtii Y. G. Modeling of resettable fuses characteristics for protection of solar arrays from current overloads. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*. 2022. Vol. 18. Pp. 328–338. URL: <https://doi.org/10.1108/MMMS-01-2022-0010>
8. Yang H., Yang S., Kong J., Dong A., Yu S. Obtaining information about protein secondary structures in aqueous solution using Fourier transform IR spectroscopy [Text]. *Nature Protocols*. 2015. Vol. 10, № 3. Pp. 382–396. URL: <https://doi.org/10.1038/nprot.2015.024>
9. Kovalenko O. V., Khmelenko O. V., Plakhtii Y. G. Influence of heat treatment on photoluminescence spectra in ZnS : Mn crystals with hexagonal structure. *Journal of Physics and Electronics*. 2018. Vol. 26, № 1. Pp. 73–76. URL: <https://doi.org/10.15421/331812>
10. Nekrasov A. A., Ivanov V. F., Vannikov A. V. Effect of pH on the structure of absorption spectra of highly protonated polyaniline analyzed by the Alentsev–Fock method. *Electrochimica Acta*. 2001. Vol. 46, № 26-27. Pp. 4051–4056. URL: [https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(01\)00693-4](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(01)00693-4)

11. Slyotov M. M., Gavaleshko O. S., Kinzerska O. V. Preparation and luminescent properties of α -ZnSe heterolayers with surface nanostructure. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2017. Vol. 9, № 5. Pp. 05046. URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.9\(5\).05046](https://doi.org/10.21272/jnep.9(5).05046)
12. OriginPro 9.1. OriginLab Corporation, One Roundhouse Plaza, Suite 303, Northampton, MA 01060, United States. 1800-969-7720. URL: www.OriginLab.com
13. Sadekar H. K., Ghule A. V., Sharma R. Bandgap engineering by substitution of S by Se in nanostructured ZnS_{1-x}Se_x thin films grown by soft chemical route for nontoxic optoelectronic device applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509, № 18. Pp. 5525–5531. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.089>
14. Tang T. P., Wang W. L., Wang S. F. The luminescence characteristics of ZnS_xSe_{1-x} phosphor powder. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 488, № 1. Pp. 250–253. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.098>
15. Gopi C. V., Venkata-Haritha M., Kim S. K., Kim H. J. Improved photovoltaic performance and stability of quantum dot sensitized solar cells using Mn-ZnSe shell structure with enhanced light absorption and recombination control. *Nanoscale*. 2015. Vol. 7, № 29. Pp. 12552–12563. URL: <https://doi.org/10.1039/C5NR03291A>
16. Levashov E. A., Mukasyan A. S., Rogachev A. S., Shtansky D. V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. *International Materials Reviews*. 2017. Vol. 62, № 4. Pp. 203–239. URL: <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
17. Плахтій Є. Г. Розробка та дослідження нових наноматеріалів для електроніки типу ZnS_xSe_{1-x}, створених методом самопоширюваного високотемпературного синтезу. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. № 4. С. 47–56. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.271222.47.910>
18. Liu G., Yuan X., Li J., Chen K., Li Y., Li L. Combustion synthesis of ZnSe with strong red emission. *Materials & Design*. 2016. Vol. 97. Pp. 33–44. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.063>
19. Tian Z., Chen Z., Yuan X., Cui W., Zhang J., Sun S., Liu G. Preparation of ZnSe powder by vapor reaction during combustion synthesis. *Ceramics International*. 2019. Vol. 45, № 14. Pp. 18135–18139. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.321>
20. Kovalenko A. V., Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V. The peculiarities of the properties of ZnS_xSe_{1-x} nanocrystals obtained by self-propagating high-temperature synthesis. *Functional Materials*. 2018. Vol. 4. Pp. 665. URL: <https://doi.org/10.15407/fm25.04.665>
21. Kovalenko A. V., Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V. Research of Photoluminescence Spectra of ZnS_xSe_{1-x}: Mn Nanocrystals Obtained by Method of Self-propagation High-temperature Synthesis. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2019. Vol. 11, № 4. Pp. 04031-1–04031-5. URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.11\(4\).04031](https://doi.org/10.21272/jnep.11(4).04031)
22. Kovalenko A. V., Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V. Crystal Structure of ZnxCd1-xS Nanocrystals Obtained by Self-Propagating High-Temperature Synthesis. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2022. Vol. 14, № 1. Pp. 01017 (5 pp). URL: [https://doi.org/10.21272/jnep.14\(1\).01017](https://doi.org/10.21272/jnep.14(1).01017)
23. Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V. Crystal structure and photoluminescence of ZnSe and ZnSe : Mn nanocrystals obtained by combustion synthesis. *Physica Scripta*. 2023. Vol. 98, № 3. Pp. 035804. URL: <https://doi.org/10.1088/1402-4896/acb5ca>
24. Taguchi T., Kawakami Y., Yamada Y. Interface properties and the effect of strain of ZnSe/ZnS strained-layer superlattices. *Physica B : Condensed Matter*. 1993. Vol. 191, № 1–2. Pp. 23–44. URL: [https://doi.org/10.1016/0921-4526\(93\)90176-7](https://doi.org/10.1016/0921-4526(93)90176-7)
25. Alghamdi Y. Composition and band Gap controlled AACVD of ZnSe and ZnS_xSe_{1-x} thin films using novel single source precursors. *Materials Sciences and Applications*. 2017. Vol. 8, № 10. Pp. 726–737. URL: <https://doi.org/10.4236/msa.2017.810052>
26. Wang Z., Zhan X., Wang Y., Safdar M., Niu M., Zhang J., Huang Y., He J. ZnO/ZnS_xSe_{1-x} core/shell nanowire arrays as photoelectrodes with efficient visible light absorption. *Applied Physics Letters*. 2012. Vol. 101, № 7. Pp. 073105. URL: <https://doi.org/10.1063/1.4745918>
27. Trubaieva O. G., Chaika M. A., Zelenskaya O. V. Mixed ZnS_xSe_{1-x} crystals as a possible material for alpha-particle and X-ray detectors. *Ukrainian Journal of Physics*. 2018. Vol. 63, № 6. Pp. 546–551. URL: <https://doi.org/10.15407/ujpe63.6.546>
28. Voitovich A. P., Kalinov V. S., Martynovich E. F., Novikov A. N., Stupak A. P. Luminescent method for determining low concentrations of a substance in optically dense media. *Journal of Applied Spectroscopy*. 2011. Vol. 78, № 5. Pp. 725–732. URL: <https://doi.org/10.1007/s10812-011-9524-8>
29. Kovalenko A. V., Plakhtiy E. G., Vovk S. M. Application of derivative spectroscopy method to photoluminescence in ZnS : Mn nanocrystals. *Ukrainian Journal of Physical Optics*. 2018. Vol. 19, № 3. Pp. 133–138. URL: <https://doi.org/10.3116/16091833/19/3/133/2018>
30. Kovalenko O. V., Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V., Vorovsky V. Y. The analysis of the EPR spectra in ZnO : Mn nanocrystals using the derivative spectroscopy method. *Journal of Physics and Electronics*. 2019. Vol. 27, № 2. Pp. 89–92. URL: <https://doi.org/10.15421/331931>

31. Коваленко А. В., Вовк С. М., Плахтий Е. Г. Метод удаления узких спектральных линий из экспериментальных спектров фотолюминесценции на основе нанокристаллов ZnS : Mn. *Журнал прикладной спектроскопии*. 2020. Т. 87, № 6. С. 861–866.
32. Kovalenko O. V., Vovk S. M., Plakhtii Y. G. Method of smoothing photoluminescence spectra. *Journal of Physics and Electronics*. 2018. Vol. 26, № 2. Pp. 73–80. URL: <https://doi.org/10.15421/331828>
33. Kovalenko O. V., Vovk S. M., Plakhtii Y. G. Smoothing photoluminescence spectra and their derivatives for identification of individual bands. *Functional Materials*. 2020. Vol. 27, № 2. Pp. 424–233. URL: <https://doi.org/10.15407/fm27.02.424>
34. Коваленко А. В., Вовк С. М., Плахтий Е. Г. Метод декомпозиции суммы гауссовых функций, составляющих экспериментальный спектр фотолюминесценции. *Журнал прикладной спектроскопии*. 2021. Т. 88, № 2. С. 297–302.
35. Yang R. D., Tripathy S., Tay F. E., Gan L. M., Chua S. J. Photoluminescence and micro-Raman scattering in Mn-doped ZnS nanocrystalline semiconductors. *Journal of Vacuum Science & Technology B : Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement and Phenomena*. 2003. Vol. 21, № 3. Pp. 984–988. URL: <https://doi.org/10.1116/1.1568350>
36. Bacherikov Y. Y., Gilchuk A. V., Zhuk A. G., Kurichka R. V., Okhrimenko O. B., Zelensky S. E., Kravchenko S. A. Nonmonotonic behavior of luminescence characteristics of fine-dispersed self-propagating high-temperature synthesized ZnS : Mn depending on size of its particles. *Journal of Luminescence*. 2018. Vol. 194. Pp. 8–14. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.09.010>
37. Li X., Zhang F., Ma C., Deng Y., Zhang L., Lu Z., He N. Controlling the morphology of ZnS : Mn²⁺ nanostructure in hydrothermal process using different solvents and surfactants. *Nanoscience and Nanotechnology Letters*. 2013. Vol. 5, № 2. Pp. 271–276. URL: <https://doi.org/10.1166/nnl.2013.1495>
38. Ghica D., Stefan M., Ghica C., Stan G. E. Evaluation of the Segregation of Paramagnetic Impurities at Grain Boundaries in Nanostructured ZnO Films. *ACS Applied Materials & Interfaces*. 2014. Vol. 6, № 16. Pp. 14231–14238. URL: <https://doi.org/10.1021/am5035329>

Надійшла до редакції: 12.02.2023.

UDC 669.187.56

DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.280323.73.947

REGULATIONS OF THE FORMATION OF BAINETIC COMPONENT MATRIX IN ECONOMY ALLOYED CHROMO-MANGANESE ALLOYS

POHREBNA N.E.¹, *Ph. D., Prof.*,
 NOSKO O.A.², *Ph. D., Assoc.Prof.*,
 AIUPOVA T.A.^{3*}, *Ph. D., Assoc.Prof.*,
 HREBENIEVA A.V.⁴, *Ph. D., Assoc. Prof.*,
 AIUPOV O.A.⁵, *Stud.*

¹ Department of Materials Science and Heat Treatment of Metals, Ukrainian State University of Science and Technology, 2, Academician Lazarian St., Dnipro, 49010, Ukraine, e-mail: nataliapogrebnaa3@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3956-9590

² Department of Coatings, Composite Materials and Metal Protection, Dean of Faculty of Quality and Material Engineering, Ukrainian State University of Science and Technology, 2, Academician Lazarian St., Dnipro, 49010, Ukraine, e-mail: olganosko30@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-5749-7578

^{3*} Department of Materials Science and Heat Treatment of Metals, Ukrainian State University of Science and Technology, 2, Academician Lazarian St., Dnipro, 49010, Ukraine, tel. +38 (050) 101-52-03, e-mail: tanyaayupova@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-5706-4211

⁴ Department of Materials Science and Heat Treatment of Metals, Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, Ukraine, e-mail: zhivotovich.anna@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3594-9497

⁵ Department of Quality Systems, Standardization and Metrology, Ukrainian State University of Science and Technology, 2, Academician Lazarian St., Dnipro, 49010, Ukraine, e-mail: tk136@ua.fm, ORCID ID: 0000-0002-1414-0835

Abstract. Purpose. The purpose of the investigation is to establish the regularities of the kinetics of supercooled austenite decomposition in the bainite temperature range (400–200 °C) in chromium-manganese cast iron for the development of thermal hardening regimes that increase the service life of products. **Methodology.** The object of the study are samples of research and industrial smelting of chrome-manganese cast iron containing 3,1 % carbon, 13,1 % chromium, and 15,75 % manganese. The study of the supercooled austenite decomposition kinetics was carried out by the dilatometric method in the temperature range of 400–200 °C, the study of the microstructure, phase composition, as well as the measurement of microhardness and hardness was carried out according to standard methods. **Scientific novelty.** The peculiarities of the supercooled austenite decomposition kinetics in the bainite temperature range (400–200 °C) in chromium-manganese cast iron were determined, the structure of the cast iron after aging consists of eutectic carbides Me (Cr, Mn, Fe)₇C₃, products of austenite decomposition, secondary carbides Me (Cr, Mn, Fe)₇C₃, Me (Cr, Mn, Fe)₃C, as well as untransformed austenite in the amount of 70...75 %. The maximum hardness of the experimental cast iron was established during isothermal exposure at 350 °C for 35 hours. **Practical value.** The established regularities of the chromium-manganese cast iron structure formation and the determined and optimized temperature-time intervals of the supercooled austenite isothermal decomposition in cast iron are the basis for the development of heat treatment regimes to increase the strength, wear resistance of the material and the service life of its products.

Keywords: *chromium-manganese cast iron; isothermal soaking; microhardness; hardness*

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ БЕЙНІТНОЇ СКЛАДОВОЇ МАТРИЦІ В ЕКОНОМЛЕГОВАНИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВИХ СПЛАВАХ

ПОГРЕБНА Н. Е.¹, *канд. техн. наук, проф.*,
 НОСКО О. А.², *канд. техн. наук, доц.*,
 АЮПОВА Т. А.^{3*}, *канд. техн. наук, доц.*,
 ГРЕБЕНЄВА А. В.⁴, *канд. техн. наук, доц.*,
 АЮПОВ О. А.⁵, *студ.*

¹ Кафедра матеріалознавства та термічної обробки металів, Український державний університет науки і технологій, вул. Академіка Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, e-mail: nataliapogrebnaa3@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3956-9590

² Кафедра покриттів, композиційних матеріалів і захисту металів, Український державний університет науки і технологій, вул. Академіка Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, e-mail: olganosko30@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-5749-7578

^{3*} Кафедра матеріалознавства та термічної обробки металів, Український державний університет науки і технологій, вул. Академіка Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, тел. +38 (050) 101-52-03, e-mail: tanyaayupova@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-5706-4211

⁴ Кафедра матеріалознавства та термічної обробки металів, Український державний університет науки і технологій, вул. Академіка Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, e-mail: zhivotovich.anna@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-3594-9497

⁵ Кафедра систем якості, стандартизації та метрології, Український державний університет науки і технологій, вул. Академіка Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, e-mail: tk136@ua.fm, ORCID ID: 0000-0002-1414-0835

Анотація. *Мета* роботи – встановлення закономірностей кінетики розпаду переохолодженого аустеніту в бейнітній області температур (400–200 °С) у хромомарганцевому чавуні для розроблення режимів термічного зміцнення, що підвищують термін служби виробів. *Методика.* Об'єктом дослідження служили зразки дослідно-промислової плавки хромомарганцевого чавуну із вмістом вуглецю 3,1 %, хрому 13,1 %, марганцю 15,75 %. Дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту проводили дилатометричним методом в інтервалі температур 400–200 °С, дослідження мікроструктури, фазового складу, а також вимірювання мікротвердості і твердості виконували за стандартними методиками. *Наукова новизна.* Визначено особливості кінетики розпаду переохолодженого аустеніту в бейнітній області температур (400–200 °С) у хромомарганцевому чавуні, структура чавуну після витримки складається з евтектичних карбідів Me (Cr, Mn, Fe)₇C₃, продуктів розпаду аустеніту, вторинних карбідів Me (Cr, Mn, Fe)₇C₃, Me (Cr, Mn, Fe)₃C, а також неперетвореного аустеніту в кількості 70...75 %. Установлено максимум твердості дослідного чавуну за ізотермічної витримки за температури 350 °С протягом 35 годин. *Практична значимість.* Установлені закономірності структуроутворення хромомарганцевого чавуну та визначені й оптимізовані температурно-часові інтервали ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту в чавуні є підставою для розроблення режимів термічної обробки для підвищення міцності, зносостійкості матеріалу та терміну служби виробів із нього.

Ключові слова: хромомарганцевий чавун; бейніт; ізотермічна витримка; мікротвердість; твердість

Introduction

Currently, the problem of improving the materials quality and the wear resistance of parts operating in friction conditions, while simultaneously reducing the costs of their production, is an important and one of the most urgent tasks of modern materials science. Materials characterized by a high content of chromium, manganese and deficient alloying elements - molybdenum, nickel and vanadium are widely used for parts that work in shock-abrasive and abrasive wear conditions, increased friction and in aggressive corrosive environments [1; 2]. Modern studies show that chromium-manganese cast irons can be prospective alloys for work in such conditions

[3–6]. It is known that the properties of cast iron products operating under conditions of intensive abrasive and shock-abrasive wear, as well as friction, can be significantly improved due to heat treatment [7–9]. In order to develop modes of thermal strengthening increasing products service life, a detailed study of the patterns of structure formation and the kinetics of the disintegration of supercooled austenite in chromium-manganese cast irons is necessary.

Research material and methodology

The object of investigation are samples of research and industrial smelting of chromium-manganese cast iron. The chemical composition of investigated cast iron is given in Table 1.

Table 1

Chemical composition of the chromium-manganese cast iron

Alloying elements, %mass									
C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
3.1	13.1	1.15	0.25	15.75	0.9	0.15	0.003	0.025	65.57

The supercooled austenite decomposition kinetics was studied by the dilatometric method in the temperature range of 400–200 °С. Thermal analysis was carried out on a DIL805A/D dilatometer, using cylindrical 5 mm diameter and 10 mm length samples.

Cast iron was austenized at a temperature of 950 °С for 1 hour, then isothermal soaking at temperatures of 400 °С, 350 °С, 300 °С, 250 °С, 200 °С for 35–40 hours was carried out.

The microstructure of the samples was detected in a 10 % Nital. The microstructure was studied using a Nikon Eclipse MA-200 light microscope. Microhardness was determined on the FM-700 microhardness tester under a load of 5 kgf for 5s, and hardness was determined on the FV-700 hardness tester under a load of 5 kgf for 10s according to the standard method, the phase composition was studied by X-Ray on the diffractometer DRON-3M in FeK- α radiation.

Results

In the cast state, the cast iron structure consists of austenite primary dendrites and carbide eutectic «M₇C₃ – austenite» (Fig. 1). Both longitudinal and transverse sections of eutectic colonies are observed. Austenite does not decompose during air cooling to room temperature due to the high content of manganese (15.75 %).

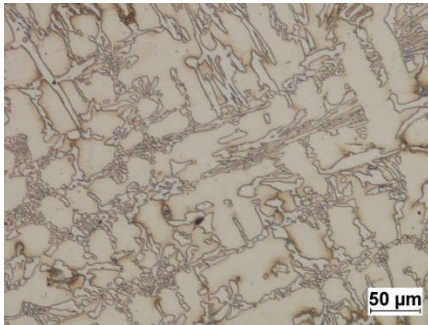


Fig. 1. Structure of researched cast iron in the cast state

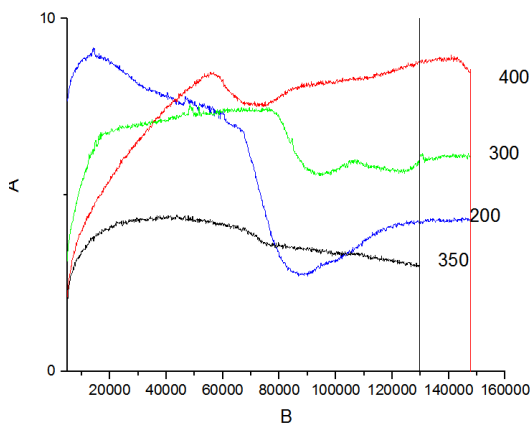


Fig. 2. Dilatometric curves of the investigated cast iron at the isothermal soaking in temperature range of 400–200 °C

The investigated cast iron was subjected to dilatometric tests in the temperature range of

400–200 °C. Dilatometric curves are presented in Figure 2.

In the process of isothermal soaking (Fig. 2) at 400 °C, bends in the dilatometric curves indicate the presence of austenite → ferrite phase transformation. The transformation begins after 15.5 hours, the fraction of retained austenite, according to X-ray structural analysis, is ~ 71 %.

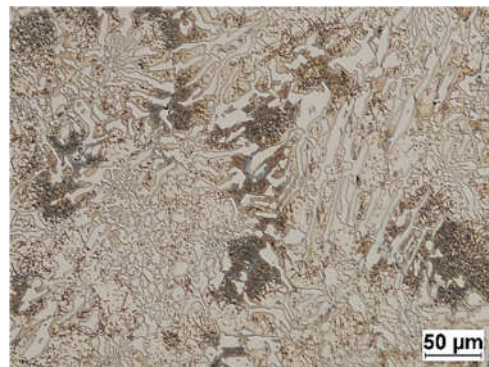
On the dilatograms obtained during isothermal exposures at 300 °C and 200 °C, a similar course of the curves is preserved, only with a slight shift of the beginning of the transformation at 300 °C to the region of high stability of supercooled austenite.

After isothermal soaking at 300 °C and 200 °C, the untransformed austenite fraction in the structure is 75 % and 70 %, correspondingly. The dilatometric curve corresponding to soaking at the temperature of 350 °C indicates a minimal change in samples length. After isothermal soaking at a temperature of 350 °C, the untransformed austenite fraction in the structure is 70 %.

The microstructure of the investigated cast iron after isothermal soaking the temperature range of 400–300 °C is shown in Fig. 3.

After the isothermal soaking at 400 °C the supercooled austenite decomposition in structure of researched cast iron is observed.

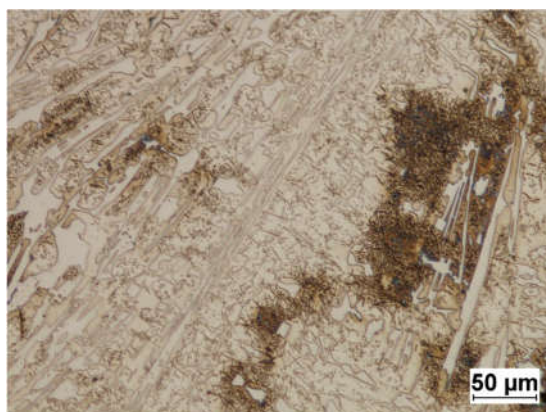
Probably, the first bainite aggregates appear at the dendrites boundaries and grow deep within them, the accumulation of secondary carbides on the boundaries [10; 11] also indicate the beginning of the formation of bainite aggregates in primary austenite dendrites.



a



b



c

Fig. 3. Microstructure of the investigated cast iron after isothermal soaking in the temperature range 400–300 °C, $\times 200$: a – $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ hrs}$; b – $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ hrs}$; c – $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ hrs}$

After isothermal soaking at 300 °C, the minimum stability of austenite in the bainite range of temperatures is observed. Austenite decomposition begins after 13 hours of exposure and finishes after 21 hours. The supercooled austenite decomposition occurs with the formation of bainite aggregates growing deep into the dendrites centers. The fraction of disintegrated austenite is 25 %.

After soaking at 200 °C, the supercooled austenite decomposition begins within 17.5 hours and finishes within 24 hours. The amount of residual austenite in the structure is 70 %. By the X-Ray it is determined that the cast iron structure after soaking in the bainite range of temperatures consists of eutectic carbides $\text{Me}(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, austenite decomposition products, secondary carbides $\text{Me}(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$, as well as untransformed austenite in the amount of 70...75 %.

The austenite decomposition products, structural components, eutectic carbides microhardness measurement results and the hardness of the investigated chromium-manganese cast iron after isothermal soaking are presented in Table 2.

Table 2

Microhardness of structural components and hardness of the investigated chromium-manganese cast iron after isothermal soaking in bainite temperature range

Treatment	Microhardness, HV		Hardness, HRC
	Matrix	Austenite-carbide eutectic	
Cast state	465	636	47,5
950 °C_1 hour_400 °C_40 hours	401	472,1	41,5
950 °C_1 hour_350 °C_35 hours	402,6	588,7	45
950 °C_1 hour_300 °C_40 hours	421	468,8	44
950 °C_1 hour_250 °C_35 hours	418,5	503,3	42,3
950 °C_1 hour_200 °C_40 hours	375,8	601,7	43

At the table 2 the direct relationship between the data of metallographic and X-Ray structural analysis and the change in hardness after heat treatment of cast iron is shown. The maximum hardness (close to the hardness in the cast state) is observed after isothermal soaking of cast iron at $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ hours}$ (45 HRC), corresponding to the region of maximum supercooled austenite stability (Fig. 2).

Conclusions

1. The regularities of the supercooled austenite decay kinetics in the bainite range of temperatures (400–200 °C) in chromium-manganese cast iron containing 3.1 % C, 13.1 % Cr, 15.75 % Mn have been established. A bend in the dilatometric curve corresponding to the austenite – ferrite transformation was revealed; under conditions of isothermal exposure at 400 °C, the austenite – ferrite transformation begins after 15.5 hours. Under the conditions of decreasing the isothermal soaking temperature to 300...200 °C, the course of the curves is preserved, there is a slight shift

in the beginning of the transformation to the region of high stability of supercooled austenite.

2. The structure of cast iron after aging at 400 °C, 350 °C, 300 °C, 250 °C, 200 °C for 35–40 hours consists of eutectic carbides $\text{Me}(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, austenite decomposition products, secondary carbides $\text{Me}(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, $\text{Me}(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$, as well as untransformed austenite in the amount

of 70...75 %; the first bainite aggregates appear on the dendrites boundaries and grow deep within them, the accumulation of secondary carbides on the boundaries also indicate the beginning of the formation of bainite aggregates in primary austenite dendrites.

3. The maximum hardness (45 HRC) of the experimental cast iron is established during isothermal exposure at 350 °C for 35 hours.

REFERENCES

1. Vdovyn K.N., Synytskyi E.V., Volkov S.Iu. and Abenova M.B. *Vybor bazovoho sostava chuhuna dlia yzghotovlenyia lytykh meliushchykh tel* [The choice of the basic composition of cast iron for the manufacture of cast grinding media]. *Teoriya y tekhnolohyia metallurhycheskoho proyzvodstva* [Theory and Technology of Metallurgical Production]. 2013, no. 1, pp. 42–45. (in Russian).
2. Mohylatenko V.H., Yamshynskiy M.M., Fedorov H.Ie., Platonov E.A. and Kuzmenko A.Iu. *Povyshenye yznosostoikosty khromomarhantsevykh chuhunov* [Improving the wear resistance of chromium-manganese cast irons]. *Metalloobrabotka. Oborudovaniye i instrument* [Metalworking. Equipment and Tools]. 2008, no. 1 (97), pp. 38–41. (in Russian).
3. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Grebeneva A.V., Ratnikova I.V. and Velichko O.A. The influence of alloying elements on structure formation, phase composition and properties of chromium-manganese iron in the cast state. *Metallurgical and Mining Industry*. 2015, no. 9, pp. 1084–1088.
4. Kutsova V.Z., Kindrachuk M.V., Kovzel M.A., Tisov O.V., Hrebenieva A.V. and Shvets P.Iu. *Vplyv struktury, fazovoho skladu ta vlastyivostei na abrazyvnu znosostiikist khromomarhantsevykh chavuniv u lytomu stani* [The influence of the structure, phase composition and properties on the abrasive wear resistance of chromium-manganese cast irons in the cast state]. *Problemy tertia ta znoshuvannia* [Friction and Wear Problems]. 2016, no. 2 (71), pp. 78–85. (in Ukrainian).
5. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Hrebenieva A.V., Shvets P.Iu., Zyska A. and Konopka Z. *Vlyianye struktury, fazovoho sostava i svoistv na yznosostoikost khromomarhantsevykh chuhunov v lytom sostoianny v usloviakh trenyia pry povyshennoi temperature* [Influence of structure, phase composition and properties on the wear resistance of chromium-manganese cast irons in the cast state under friction conditions at elevated temperature : coll. monogr.]. *New Technologies and Achievements in Metallurgy, Material Engineering, Production Engineering and Physics*. Czestochowa, 2017, no. 68, pp. 53–59. (in Russian).
6. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Hrebenieva A.V., Shvets P.Iu., Zyska A. and Koczurkiewicz B. *Struktura y mekhanicheskye svoistva khromomarhantsevykh chuhunov v lytom sostoianny* [Structure and mechanical properties of cast chromium-manganese cast irons : coll. monogr.]. *New Technologies and Achievements in Metallurgy, Material Engineering and Production Engineering*. Czestochowa, 2016, no. 56, pp. 147–153. (in Russian).
7. Kindrachuk M.V., Kutsova V.Z., Kovzel M.A. and Velychko O.O. *Vplyv izotermichnoho hartuvannia na znosostiikist vysokokhromystykh splaviv v umovakh tertia pry pidvyshchenykh temperaturakh* [The effect of isothermal quenching on the wear resistance of high chromium alloys under friction conditions at elevated temperatures]. *Mashynoznavstvo* [Mechanical Science]. Lviv, 2013, no. 7–8 (193–194), pp. 59–63. (in Ukrainian).
8. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Hrebenieva A.V. and Velychko O.O. *Trybotekhnicheskye svoistva vysokokhromystykh splavov v lytom y termoobrabotannom sostoianny pry komnatnoi y povyshennoi temperature ispytanyi* [Tribological properties of high-chromium alloys in the cast and heat-treated state at room and elevated test temperatures]. *Metallurhycheskaia y hornorudnaia promyshlennost* [Metallurgical and Mining Industry]. 2014, no. 3, pp. 69–74. (in Russian).
9. Kindrachuk M.V., Kutsova V.Z., Kovzel M.A. and Tisov O.V. *Suchasni funktsionalni materialy z beinitnoiu nanostrukturnoiu matrytseiu ta pidvyshchenymy trybolohichnymy vlastyivostiamy* [Modern functional materials with a bainite nanostructured matrix and increased tribological properties]. *Problemy tertia ta znoshuvannia* [Friction and Wear Problems]. 2016, no. 1 (70), pp. 112–130. (in Ukrainian).
10. Kutsova Valentina, Kovzel Maksim, Shvets Pavlo and Grebeneva Anna. Kinetics of phase transformations in chromium-manganese cast iron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016, no. 9, pp. 47–52.
11. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Shvets P.Iu., Hrebenieva A.V. and Ratnykova Y.V. *Zakonomernosty formirovaniia struktury, fazovyi sostav, svoistva y kynetyka raspada pereokhlazhdennoho austenyta v khromomarhantsevom chuhune* [Patterns of structure formation, phase composition, properties and kinetics of decomposition of supercooled austenite in chromium-manganese cast iron]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2017, no. 1, pp. 48–57. (in Russian).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Вдовин К. Н., Сеницкий Е. В., Волков С. Ю., Абенова М. Б. Выбор базового состава чугуна для изготовления литых мелющих тел. *Теория и технология металлургического производства*. 2013. № 1. С. 42–45.
2. Могилатенко В. Г., Ямшинский М. М., Федоров Г. С., Платонов Э. А., Кузьменко А. Ю. Повышение износостойкости хромомарганцевых чугунов. *Металлообработка. Оборудование и инструмент*. 2008. № 1 (97). С. 38–41.
3. Kutsova V. Z., Kovzel M. A., Grebeneva A. V., Ratnikova I. V., Velichko O. A. The influence of alloying elements on structure formation, phase composition and properties of chromium-manganese iron in the cast state. *Metallurgical and Mining Industry*. 2015. № 9. Pp. 1084–1088.
4. Куцова В. З., Кіндрачук М. В., Ковзель М. А., Тісов О. В., Гребенева А. В., Швець П. Ю. Вплив структури, фазового складу та властивостей на абразивну зносостійкість хромомарганцевих чавунів у литому стані. *Проблеми тертя та зношування*. 2016. № 2 (71). С. 78–85.
5. Куцова В. З., Ковзель М. А., Гребенева А. В., Швець П. Ю., Зиска А., Конопка З. Влияние структуры, фазового состава и свойств на износостойкость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии в условиях трения при повышенной температуре : коллективная монография. *New Technologies and Achievements in Metallurgy, Material Engineering, Production Engineering and Physics*. Честошево, 2017. № 68. С. 53–59.
6. Куцова В. З., Ковзель М. А., Гребенева А. В., Швець П. Ю., Зиска А., Кожуркевич В. Структура и механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом состоянии : коллективная монография. *New Technologies and Achievements in Metallurgy, Material Engineering and Production Engineering*. Честошево, 2016. № 56. С. 147–153.
7. Кіндрачук М. В., Куцова В. З., Ковзель М. А., Величко О. О. Вплив ізотермічного гартування на зносостійкість високохромистих сплавів в умовах тертя при підвищених температурах. *Машинознавство*. Львів, 2013. № 7–8 (193–194). С. 59–63.
8. Куцова В. З., Ковзель М. А., Гребенева А. В., Величко О. О. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии при комнатной и повышенной температуре испытаний. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 3. С. 69–74.
9. Кіндрачук М. В., Куцова В. З., Ковзель М. А., Тісов О. В. Сучасні функціональні матеріали з бейнітною наноструктурною матрицею та підвищеними трибологічними властивостями. *Проблеми тертя та зношування*. 2016. № 1 (70). С. 112–130.
10. Kutsova Valentina, Kovzel Maksim, Shvets Pavlo, Grebeneva Anna. Kinetics of phase transformations in chromium-manganese cast iron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. № 9. Pp. 47–52.
11. Куцова В. З., Ковзель М. А., Швець П. Ю., Гребенева А. В., Ратникова И. В. Закономерности формирования структуры, фазовый состав, свойства и кинетика распада переохлажденного аустенита в хромомарганцевом чугуне. *Металлознавство та термічна обробка металів*. 2017. № 1. С. 48–57.

Надійшла до редакції: 22.02.2023.

Металознавство та термічна обробка металів
Науковий та інформаційний журнал
№ 1 (100) 2023 р.

Відповідальний секретар: к. т. н., доц. *Олена Тимошенко*
Технічний редактор: *Олена Тимошенко*
Комп'ютерна верстка: *Сергій Моїсеєнко*
Редактор, коректор: *Валентина Маловик*
Перекладач: *Світлана Циганкова*

Відповідальність за достовірність інформації, що міститься в друкованих матеріалах,
несуть автори. Редколегія не завжди поділяє авторську точку зору.

Адреса редакції:
49005, Україна, Дніпро, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а,
кімн. 501 (відповідальний секретар)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Підп. до друку 03.04.2023 р. Формат 210×297 1/16.
Друк офсетний. Умовн. друк. арк. 5,00. Умовн. фарб.-відб. арк. 10,00. Наклад 25 прим.

Metal Science and Heat Treatment of Metals
Scientific and information journal
№ 1 (100) 2023

Executive Secretary: Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof. *Olena Tymoshenko*
Technical Editor: *Olena Tymoshenko*
Desktop publishing: *Serhii Moiseienko*
Editor, Proof-reader: *Valentyna Malovyk*
Translator: *Svitlana Tsyhankova*

Authors bear the responsibility for the information accuracy contained in the printed materials.
Editors do not always agree with the author's point of view.

The materials are presented in the author's wording

Editotial adress:
24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine
room 501 (Executive Secretary)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Send to press on the 03 of April, 2023. Format 210×297 1/16.
Offset printing. Conventional quire 5,00. Conventional paint marks 10,00. Number of copies 25.