

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
«ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ»

НАУКОВИЙ ТА ІНФОРМАЦІЙНИЙ ЖУРНАЛ

Металознавство
та
термічна обробка металів

З А С Н О В А Н И Й У 1 9 9 7 Р О Ц І

№ 4 (91)

ДНІПРО

2020



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 ДВНЗ ПДАБА (протокол № 4 від 24.11.2020 р.).

Мови видання: українська, російська 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 – Металознавство.

Наукометричні бази та електронні бібліотеки, в яких зареєстрований науковий журнал: *Інформаційно-аналітичні системи – РІНЦ (eLibrary), 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. М. Волчук, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **С. І. Губенко**, д-р техн. наук, Національна металургійна академія України, м. Дніпро.

В. В. Данішевський, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **С. В. Іванцов**, к-т 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. **В. З. Куцова**,

д-р техн. наук, Національна металургійна академія України, м. Дніпро. **Ю. Я. Мешков**, 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).

Художній редактор

С. Б. Пономарьов
Технічний редактор та комп'ютерна верстка

О. А. Тимошенко
Перекладач

О. Л. Ляпічева
Редактор, коректор

В. Д. Маловик

ISSN 2413-7405



9 772413 740002

Україна, 49600, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24-а
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

☎+38(050) 452-43-63

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

© ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», 2020

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
ГОСУДАРСТВЕННОЕ ВЫСШЕЕ УЧЕБНОЕ ЗАВЕДЕНИЕ
«ПРИДНИПРОВСКАЯ ГОСУДАРСТВЕННАЯ АКАДЕМИЯ
СТРОИТЕЛЬСТВА И АРХИТЕКТУРЫ»

НАУЧНЫЙ И ИНФОРМАЦИОННЫЙ ЖУРНАЛ

Металловедение
И
термическая обработка металлов

О С Н О В А Н В 1 9 9 7 Г О Д У

№ 4 (91)

ДНИПРО

2020



УДК 669017
ББК 34.2
М 54

Свидетельство о государственной регистрации печатного средства массовой информации **КВ № 2376** от 09.01.1997 г.

Свидетельство – Серия ДК № 1291 от 20.03.2003 г. о внесении ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» как субъекта издательского дела в Госреестр издателей и распространителей издательской продукции.

Основатель журнала:

ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

Позиция ректората академии и редколлегии может не совпадать с мнением авторов журнала.

Рекомендовано к печати ученым советом ГВУЗ ПГАСА (протокол № 4 от 24.11.2020 г.).

Языки издания: украинский, русский и английский.

В соответствии с приложением 4 к приказу № 886 Министерства образования и науки Украины от 02.07.2020 г. журнал входит в Перечень научных специализированных изданий Украины (категория «Б»), в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора и кандидата технических наук по специальностям 192 – Строительство и гражданская инженерия; 132 – Материаловедение.

Наукометрические базы и электронные библиотеки, в которых зарегистрирован научный журнал: *Информационно-аналитические системы – РИНЦ (eLibrary), ResearchBib; электронные библиотеки и поисковые системы – Украинские научные журналы, Национальная библиотека Украины им. В. И. Вернадского*

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

главный редактор – д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро

В. И. Большаков;

зам. глав. редактора – д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро

Е. А. Егоров;

ответственный секретарь и выпускающий редактор – к-т техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро

Е. А. Тимошенко.

ЧЛЕНЫ РЕДАКЦИОННОЙ КОЛЛЕГИИ:

В. Н. Волчук, д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро.

С. И. Губенко, д-р техн. наук, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепро.

В. В. Данишевский, д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **С. В. Иванцов**, к-т техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **Т. С. Кравчуновская**,

д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **В. В. Колохов**, к-т техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **В. З. Куцова**, д-р техн. наук, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепро.

Ю. Я. Мешков, д-р техн. наук, Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев. **Т. Д. Никифорова**, д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **А. Г. Пригунова**, д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев. **Г. Д. Сухомлин**,

д-р техн. наук, ГВУЗ ПГАСА, г. Днепро. **Х. А. Аскеров**, к-т техн. наук, Университет Карабюк, г. Карабюк (Турция). **В. И. Куксенко**, к-т техн. наук, Управление атомной энергетики Великобритании, г. Оксфорд (Великобритания).

Художественный редактор

С. Б. Пономарев

Технический редактор и компьютерная верстка

Е. А. Тимошенко

Переводчик

Е. Л. Ляпичева

Редактор, корректор

В. Д. Маловик

ISSN 2413-7405



9 772413 740002

Украина, 49600, г. Днепро, ул. Чернышевского, 24-а
ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

☎+38(050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com, <http://www.mtom.pgasa.dp.ua>

© ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», 2020

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE

STATE HIGHER EDUCATION INSTITUTION
“PRYDNIPROVSKA STATE ACADEMY OF CIVIL ENGINEERING
AND ARCHITECTURE”

SCIENTIFIC AND INFORMATION JOURNAL

**Metal Science
and
Heat Treatment of Metals**

Established in 1997

№ 4 (91)

DNIPRO
2020

Metal Science and Heat Treatment of Metals



SCIENTIFIC AND INFORMATION
JOURNAL

UDC 669017
LBC 34.2
M 54

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

Certificate – 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 SHEI PDABA (protocol no. 4 from 24.11.2020).

Languages: Ukrainian, Russian 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
systems* – Russian Science Citation Index (eLibrary),
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*

Ye. 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. M. Volchuk, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **V. V. Danishevskiy**, Doctor
of Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

S. V. Ivantsov, Candidate 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, *National Metallurgical Academy
of Ukraine, Dnipro*.

V. Z. Kutsova, Doctor
of Engineering Science, *National Metallurgical Academy
of Ukraine, 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.

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

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.

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.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ISSN 2413-7405



9 772413 740002

Ukraine, 49600, Dnipro 24-a, Chernyshevskoho St.,
SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”

+38(050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

<http://www.mtom.pgasa.dp.ua>

© SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil
Engineering and Architecture”, 2020

Металознавство та термічна обробка металів		4 (91) <hr style="border: 1px solid black;"/> <hr style="border: 1px solid black;"/> 2 0 2 0
---	---	---

ЗМІСТ

Абашкевич Ю. Д., Мачишин Г. М., Жукова О. Г., Гончаренко А. В. Вплив кліматичних факторів на експлуатаційні показники будівельного обладнання (на прикладі абразивних армованих кругів)	10
Бабаченко О. І., Дьоміна К. Г., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. Аналіз впливу деформаційного пророблення безперервнолитих заготовок на макро- і мікроструктуру конструкційних сталей (огляд).....	17
Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. Обґрунтування вибору термодинамічних параметрів охолодження сталі К76Ф для підвищення твердості по перетину головки рейки.....	30
Волчук В. М. Аналіз балової мартенситної структури	38
Глушкова Д. Б., Грінченко О. Д. Корозійна стійкість зміцнених шарів лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ.....	45
Губенко С. І. Трансформація неметалевих включень у сталі за імпульсного навантаження та нагрівання.....	52
Козлов С. В., Козлова О. М. Досвід обстеження несних конструкцій каркаса котла БКЗ 210-140 із визначенням їх технічного стану та розробленням рекомендацій щодо подальшої експлуатації.....	59
Субботіна В. В., Соболев О. В., Білозеров В. В. Можливості фазово-структурної інженерії і властивості мікродугових оксидних покриттів на сплаві АМг3	69

СОДЕРЖАНИЕ

Абашкевич Ю. Д., Мачишин Г. М., Жукова О. Г., Гочаренко А. В. Влияние климатических факторов на эксплуатационные показатели строительного оборудования (на примере абразивных армированных кругов).....	10
Бабаченко А. И., Демина К. Г., Кононенко А. А., Подольский Р. В. Анализ влияния деформационной проработки непрерывнолитой заготовки на макро- и микроструктуру конструкционной стали (обзор)	17
Бабаченко А. И., Кононенко А. А., Подольский Р. В. Обоснование выбора термокинетических параметров охлаждения стали К76Ф для повышения твердости по сечению головки рельса	30
Волчук В. Н. Анализ балловой мартенситной структуры	38
Глушкова Д. Б., Гринченко Е. Д. Коррозионная устойчивость укрепленных слоев лопаток паровых турбин из стали 15X11МФ.....	45
Губенко С. И. Трансформация неметаллических включений в стали при импульсном нагружении и нагреве.....	52
Козлов С. В., Козлова О. М. Опыт обследования несущих конструкций каркаса котла БКЗ 210-140 с определением их технического состояния и разработкой рекомендаций по дальнейшей эксплуатации	59
Субботина В. В., Соболев О. В., Белозеров В. В. Возможности фазово-структурной инженерии и свойства микродуговых оксидных покрытий на сплаве АМгЗ	69

CONTENT

Abashkevych Yu.D., Machyshyn H.M., Zhukova O.H., Honcharenko A.V. The influence of climate factors on the performance indicators of building equipment (on example of an abrasive reinforcement wheels).....	10
Babachenko O.I., Diomina K.H., Kononenko H.A., Podolskyi R.V. Analysis of the influence of deformation working of a continuous billet on macro- and microstructure of structural steel (review)	17
Babachenko O.I., Kononenko H.A., Podolskyi R.V. Substantiation of the choice of thermokinetic parameters of cooling of steel K76Φ to increase the hardness over the section of the rail head.....	30
Volchuk V.M. Study of the effect of carbon on the fractal dimension of steel	38
Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D. Corrosion of steam turbine blades made of steel 15X11MΦ.....	45
Gubenko S.I. Transformation of non-metallic inclusions in steel under explosive loading and heating.....	52
Kozlov S.V., Kozlova O.M. Experience in inspection of loading structures of boiler frame BBP 210-140 with determination of their technical state and development of recommendations for further operation.....	59
Subbotina V.V., Sobol O.V., Bilozero V.V. Possibilities of phase-structural engineering and properties of microarc oxide coatings on the AMr3 alloy.....	69

УДК 504.055

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.10.686

ВПЛИВ КЛІМАТИЧНИХ ФАКТОРІВ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ПОКАЗНИКИ БУДІВЕЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ (на прикладі абразивних армованих кругів)

АБАШКЕВИЧ Ю. Д.^{1*}, докт. техн. наук, проф.,

МАЧИШИН Г. М.², канд. техн. наук, доц.,

ЖУКОВА О. Г.³, канд. тех. наук, доц.

ГОНЧАРЕНКО А. В.⁴, аспір.

^{1*} Кафедра будівельних машин, Київський національний університет будівництва та архітектури, пр. Повітрофлотський, 31, 03037, Київ, Україна, тел. +38 (063) 850-54-41, e-mail: abrashkevichyd@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-8396-7812

² Кафедра будівельних машин, Київський національний університет будівництва та архітектури, пр. Повітрофлотський, 31, 03037, Київ, Україна, тел. +38 (063) 850-54-41, e-mail: ma4ichin@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-8230-0060

³ Кафедра охорони праці і навколишнього середовища, Київський національний університет будівництва та архітектури, пр. Повітрофлотський, 31, 03037, Київ, Україна, тел. +38 (063) 813-60-63, e-mail: elenazykova21@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0662-9996

⁴ Кафедра охорони праці і навколишнього середовища, Київський національний університет будівництва та архітектури, пр. Повітрофлотський, 31, 03037, Київ, Україна, тел. +38 (067) 668-37-27, e-mail: hosting_pat@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5647-1360

Анотація. Постановка проблеми. Експлуатація будівельного обладнання просто неба ставить його в умови активної та, як правило, вельми несприятливої дії кліматичних факторів. За впливу сонячного проміння в абразивних кругах, які складаються з полімерних композицій, можуть відбуватися реакції деструкції та структурування макромолекул. Розпад полімерних зв'язків викликає зменшення молекулярної маси та погіршення механічних характеристик матеріалу. Дуже часто деструкція та структурування відбуваються одночасно та на одному з етапів взаємно компенсуються, завдяки чому виникає видимість стабільності полімеру. На основі дослідження встановлено, що основні фактори, які впливають на робочі характеристики абразивних армованих кругів, – це температура навколишнього середовища, відносна вологість, сонячна радіація та термін зберігання на монтажних площадках. У результаті несприятливі дії кліматичних факторів властивості конструкційних і експлуатаційних матеріалів різко погіршуються. Зміна властивостей матеріалів, які використовуються, та пряма дія деяких атмосферних явищ спричинюють зниження надійності обладнання та ефективності їх використання. **Мета статті** – оцінити вплив факторів навколишнього середовища на зміну властивостей абразивних армованих кругів та методи зменшення негативного впливу. **Висновки.** Проаналізовано наслідки зміни клімату, вплив кліматичних умов на надійність, властивості та конструктивні особливості експлуатаційних показників абразивних армованих кругів.

Ключові слова: кліматичні фактори; абразивні армовані круги; експлуатаційні показники; будівельне обладнання; будівництво; полімерна композиція; пошкодження

ВЛИЯНИЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ СТРОИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ (на примере абразивных армированных кругов)

АБАШКЕВИЧ Ю. Д.^{1*}, докт. техн. наук, проф.,

МАЧИШИН Г. М.², канд. техн. наук, доц.

ЖУКОВА О. Г.³, канд. техн. наук, доц.

ГОНЧАРЕНКО А. В.⁴, аспір.

^{1*} Кафедра строительных машин, Киевский национальный университет строительства и архитектуры, пр. Воздухофлотский, 31, 03037, Киев, Украина, тел. +38 (063) 850-54-41, e-mail: abrashkevichyd@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-8396-7812

² Кафедра строительных машин, Киевский национальный университет строительства и архитектуры, пр. Воздухофлотский 31, 03037, Киев, Украина, тел. +38 (063) 850-54-41 e-mail: ma4ichin@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-8230-0060

³ Кафедра охраны труда и окружающей среды, Киевский национальный университет строительства и архитектуры, пр. Воздухофлотский, 31, 03037, Киев, Украина, тел. +38 (063) 813-60-63, e-mail: elenazykova21@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0662-9996

⁴ Кафедра охраны труда и окружающей среды, Киевский национальный университет строительства и архитектуры, пр. Воздухофлотский, 31, 03037, Киев, Украина, тел. +38 (067) 668-37-27, e-mail: hosting.pat@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5647-1360

Аннотация. Постановка проблемы. Эксплуатация строительной техники на открытом воздухе ставит её в условия активного и, как правило, весьма неблагоприятного воздействия климатических факторов. Под влиянием солнечных лучей в абразивных кругах, состоящих из полимерных композиций, могут происходить реакции деструкции и структурирования макромолекул. Распад полимерных связей приводит к уменьшению молекулярной массы и к ухудшению механических характеристик материала. Очень часто деструкция и структурирование происходят одновременно и на одном из этапов взаимно компенсируются, благодаря чему возникает видимость стабильности полимера. На основе исследования установлено, что основными факторами, которые влияют на рабочие характеристики абразивных армированных кругов, являются температура окружающей среды, относительная влажность, солнечная радиация и срок хранения на монтажных площадках. Из-за неблагоприятного сочетания климатических факторов свойства конструкционных и эксплуатационных материалов резко ухудшаются, что приводит к снижению надежности оборудования и эффективности его использования. **Цель статьи** – оценить влияние факторов окружающей среды на свойства абразивных армированных кругов и методы уменьшения их негативного воздействия. **Выводы.** Проанализированы последствия изменения климата, влияния климатических условий на надежность, свойства и конструктивные особенности эксплуатационных показателей абразивных армированных кругов.

Ключевые слова: климатические факторы; абразивные армированные круги; эксплуатационные показатели; строительное оборудование; строительство; полимерная композиция; повреждения

THE INFLUENCE OF CLIMATE FACTORS ON THE PERFORMANCE INDICATORS OF BUILDING EQUIPMENT (on example of an abrasive reinforcement wheels)

ABASHKEVYCH Yu.D.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
MACHYSHYN H.M.², *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,
ZHUKOVA O.H.³, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,
HONCHARENKO A.V.⁴, *Postgrad. Stud.*

^{1*} Department of Construction Machinery, Kyiv National University of Construction and Architecture, 31, Vozduhoflotskyi Ave., 03037, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (063) 850-54-41, e-mail: abrashkevichyd@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-8396-7812

² Department of Construction Machinery, Kyiv National University of Construction and Architecture, 31, Vozduhoflotskyi Ave., 03037, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (063) 850-54-41 e-mail: ma4ichin@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-8230-0060

³ Department of Labor and Environmental Protection, Kyiv National University of Construction and Architecture, 31, Vozduhoflotskyi Ave., 03037, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (063) 813-60-63, e-mail: elenazykova21@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0662-9996

⁴ Department of Labor and Environmental Protection, Kyiv National University of Construction and Architecture, 31, Vozduhoflotskyi Ave., 03037, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (067) 668-37-27, e-mail: hosting.pat@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5647-1360

Abstract. Formulation of the problem. Operation of construction equipment in the open air puts it in conditions of active and, as a rule, very unfavorable influence of climatic factors. Under the influence of sunlight in abrasive wheels, which consist of polymer compositions, can undergo reactions of destruction and structuring of macromolecules. The breakdown of polymer bonds leads to a decrease in molecular weight and deterioration of the mechanical properties of the material. Very often the destruction and structuring take place simultaneously and at one stage are mutually compensated, due to which there is a visibility of the stability of the polymer. Based on the study, it was found that the main factors influencing the performance of abrasive reinforced wheels are ambient temperature, relative humidity, solar radiation and shelf life at installation sites. As a result of the unfavorable composition of climatic factors, the properties of structural and operational materials deteriorate sharply. A change in the properties that

are used, and the direct action of some atmospheric phenomena, leads to a decrease in the reliability of equipment and the efficiency of their use. **The purpose of the article** is to assess the influence of environmental factors on the change in the properties of reinforced abrasive wheels and methods to reduce the negative impact. **Conclusions.** The article analyzes the consequences of climate change, the influence of climatic conditions on the reliability, properties and design features of the performance indicators of reinforced abrasive wheels. It has been established that the main factors affecting the performance of reinforced abrasive wheels are ambient temperature, relative humidity, solar radiation and shelf life.

Keywords: *climatic factors; abrasive reinforced wheels; performance indicators; construction equipment; building; polymer composition; damage*

Постановка проблеми та її актуальність. Стрімке глобальне потепління клімату за останні 150 років стало результатом антропогенного підсилення глобального атмосферного парникового ефекту, спричиненого, головним чином, викидами вуглекислого газу [1; 2].

Експлуатація будівельного обладнання на відкритому просторі ставить його в умови активної та, як правило, вельми несприятливої дії кліматичних факторів, до найголовніших із яких належать низькі та високі температури повітря, добові та річні амплітуди цих температур, сонячна радіація, вологість повітря, опади та вітер, а також тумани, завірюхи, іній, ожеледиця, пилові та піщані буревії та ін.

У результаті несприятливого впливу кліматичних факторів властивості конструкційних і експлуатаційних матеріалів різко погіршуються. Зміна властивостей матеріалів, які використовуються, та пряма дія деяких атмосферних явищ знижують надійність обладнання та ефективність його використання. Згідно з дослідженнями в осінньо-зимовий період, зносостійкість його у процесі транспортування зменшується на 20...25 %. Крім того, трапляються розриви кругів, які призводять до нещасних випадків.

Мета статті – оцінити вплив факторів навколишнього середовища на зміну властивостей абразивних армованих кругів та методи зменшення негативного впливу.

Результати дослідження та їх обговорення. Абразивні армовані круги використовують під час виконання будівельно-монтажних робіт. Завод гарантує користувачу їх безпеку в експлуатації та

отриманні нормативних показників за властивостями експлуатаційних показників.

Надійність роботи та ефективність використання абразивних армованих кругів, які експлуатуються на відкритому просторі, вельми мірою визначаються ступенем відповідності, пристосованості їх конструкції до експлуатації в заданих кліматичних умовах, тобто їх кліматичною надійністю. Вирішення проблеми забезпечення оптимальної надійності абразивних армованих кругів під час їх експлуатації в різних кліматичних умовах вимагає розроблення питань кліматичної надійності і узагальнення накопиченого досвіду зберігання та експлуатації кругів, розрахованих на роботу в певних кліматичних умовах.

Перед установленням абразивних армованих кругів на привідну машину користувачу необхідно випробувати їх на механічну міцність. Проте, враховуючи специфіку монтажних робіт, таку вимогу важко виконати.

Виходячи з цього, досліджували вплив різноманітних кліматичних факторів на складну полімерну композицію абразивних полімерних кругів у процесі транспортування та зберігання на монтажних дільницях.

Дослідженням наукової літератури [3–5] встановлено, що основні фактори, які впливають на робочі характеристики абразивних армованих кругів, – це температура навколишнього середовища, відносна вологість, сонячна радіація та термін зберігання на монтажних площадках. Їх вплив на характеристики абразивних армованих кругів визначали в лабораторних умовах, які імітують природні.

За впливу сонячного проміння в абразивних кругах, які складаються з полімерних композицій, можуть відбуватися реакції деструкції та структурування макромолекул. Розпад полімерних зв'язків викликає зменшення молекулярної маси та погіршення механічних характеристик матеріалу. В основі структурування полімерів лежить створення поперечних хімічних зв'язків між макромолекулами, що так само, як і деструкція, спричинює підвищення крихкості композиції. Дуже часто деструкція та структурування відбуваються одночасно та на одному з етапів взаємно компенсуються, завдяки чому виникає видимість стабільності полімеру.

Проте дослідження механічних характеристик показали, що ультрафіолетове випромінювання практично не впливає на міцність та зносостійкість абразивних армованих кругів.

Дослідженням впливу температури на якість кругів установлено, що температура вище 278 К практично не впливає на зносостійкість та міцність, а величини цих параметрів перебувають у межах допустимих значень.

На рисунку 1 показано залежність експлуатаційних показників абразивних армованих кругів та температури навколишнього середовища. Згідно з рисунком 1, погіршення показників спостерігається в зоні температур нижче нуля. Так, за температури 263 К зносостійкість абразивного круга зменшується більше ніж на 20 %. Це пояснюється тим, що вода, яка міститься в порах абразивної композиції, під час замерзання розширюється, порушуючи структуру круга та утворюючи нові мікротріщини. До того ж, у процесі транспортування та зберігання в осінньо-зимовий період абразивні круги можуть перебувати в умовах значних добових перепадів температури.

Також проводились дослідження впливу на зносостійкість та міцність абразивних армованих кругів добових циклічних перепадів температури (заморожування –

розморожування). Результати досліджень наведені на рисунку 2.

З рисунка 2 видно, що зі збільшенням числа циклів показники міцності та зносостійкості лінійно погіршуються. Це пояснюється тим, що після розморожування в зоні температур вище 0 °С утворені мікротріщини заповнюються водою, яка замерзає за температурх нижче 0 °С, внаслідок чого утворюються нові пошкодження у структурі композиції. Так, після п'яти циклів заморожування–розморожування механічна міцність зменшується на 30, а зносостійкість – на 20 %.

У процесі досліджень установлено, що негативний вплив температурних факторів (рис. 1, 2) можна зменшити, якщо одразу після виготовлення круги вкладати в герметичний поліетиленовий пакет.

Характер несприятливого впливу вологості повітря на матеріали залежить від відсоткового вмісту вологи в повітрі. За великого вмісту вологи в повітрі (понад 90 %) вона знижує технічні властивості матеріалів, проникаючи всередину цих матеріалів або утворюючи на їх поверхні плівки рідини.

За малого вмісту вологи в повітрі (нижче 50 %), волога, що міститься в матеріалах, випаровується в повітря, що також змінює властивості матеріалів. Вони стають крихкими, в них з'являються тріщини. Найбільш активно вологу з повітря поглинають гігроскопічні матеріали, наприклад, ізоляційні, виготовлені на основі бавовни та паперу. Всередину матеріалу волога може проникати при поглинанні її матеріалом (капілярна конденсація) чи проникненні в структуру полімеру (в міжмолекулярні проміжки), а також через тріщини та великі пори в матеріалі.

Швидкість проникнення вологи в матеріал збільшується у випадку підвищення температури навколишнього повітря. Волога, поглинута матеріалом або та, що проникла в нього іншими шляхами, різко знижує його об'ємний опір.

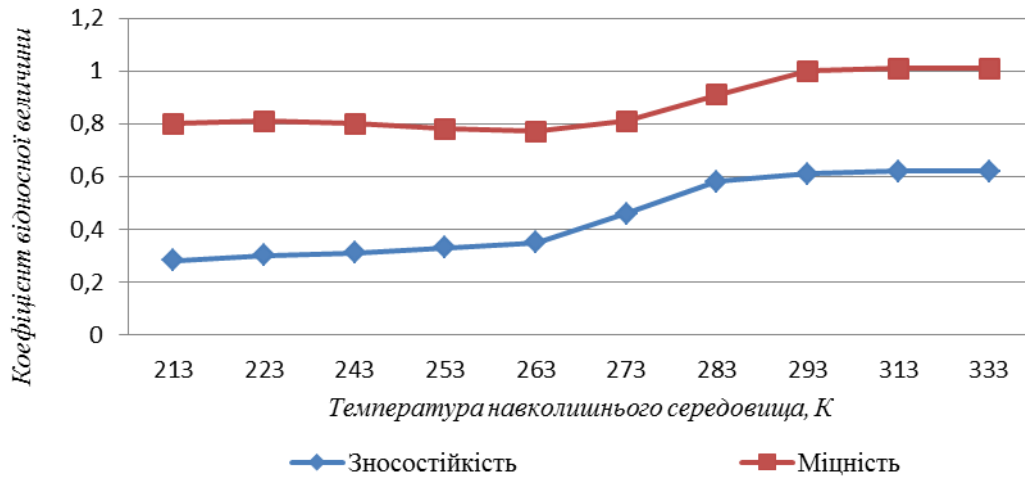


Рис. 1. Залежність експлуатаційних показників від температури навколишнього середовища

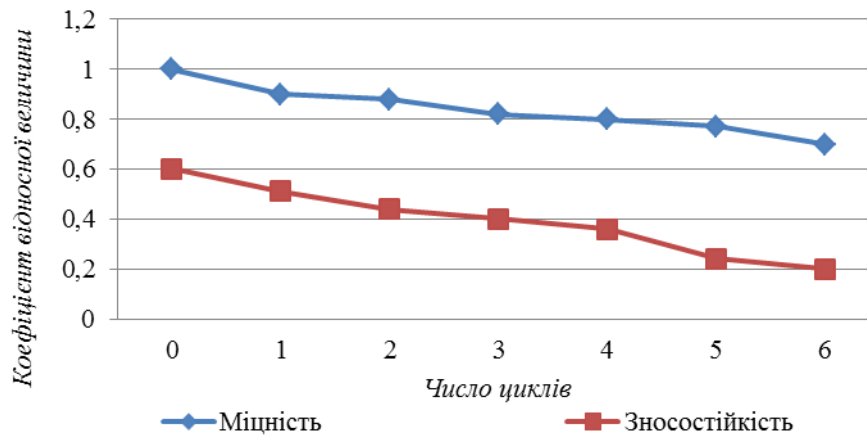


Рис. 2. Залежність експлуатаційних показників від числа циклів нагрівання – охолодження

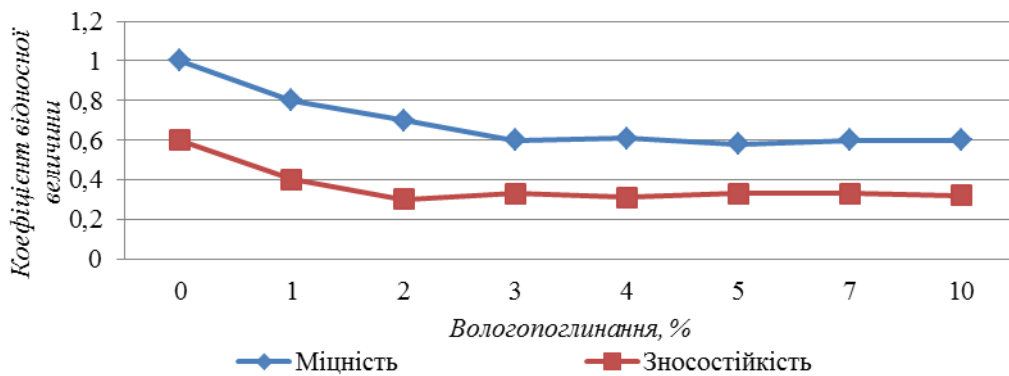


Рис. 3. Залежність експлуатаційних показників від вологопоглинання

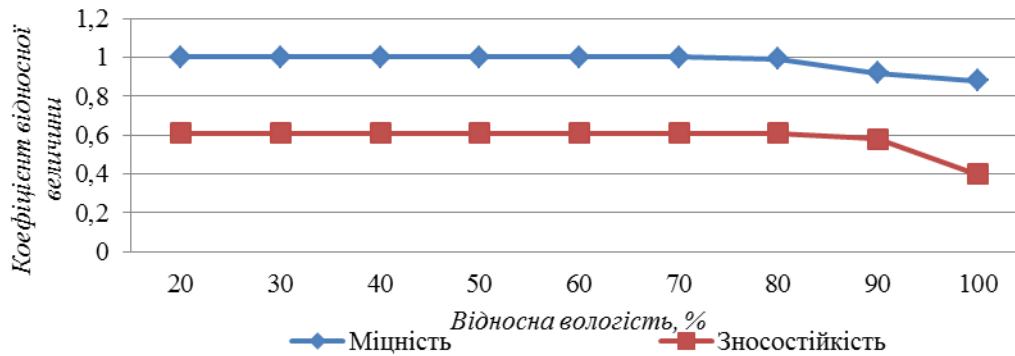


Рис. 4. Залежність експлуатаційних показників від відносної вологості

За наявності вологи величина сил молекулярної взаємодії між абразивними зернами зменшується, що спричинює зниження міцності та експлуатаційних характеристик абразивних інструментів.

На рисунках 3 та 4 показано залежність зносостійкості та механічної міцності абразивних армованих кругів від вологопоглинання та відносної вологості. Їх аналіз свідчить про необхідність захисту кругів від прямого потрапляння вологи. Враховуючи специфіку монтажних робіт найбільш дієвим методом вважають зберігання їх у приміщеннях із вологістю не більше ніж 85 % і в герметичній поліетиленовій упаковці.

Висновки

Із розгляду дії окремих кліматичних факторів і їх комплексів видно, що найбільше впливають на характеристики абразивних армованих кругів зміни температури навколишнього середовища та вологість, у зимовий період небезпечні цикли заморожування – розморожування.

Особливу увагу необхідно звертати на зберігання кругів безпосередньо на робочому місці (з вологістю не більше 85 %); необхідно мати запас кругів, який не перевищує потреби в них на одну зміну. А для збільшення терміну зберігання необхідно герметично пакувати їх у поліетилен.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Канюка О. Ю., Смоляр Н. О. Підвищення температури атмосфери: новий погляд на проблему. *Екологічна безпека держави : матер. Всеукр. наук. конф. студ. та аспір.* (21–24 квітня 2009 року, м. Київ). Київ : НАУ – друк, 2009. С. 207–209.
2. Стецюк Н. О., Шевченко Р. В., Канюка О. Ю. Проблема зміни клімату та перспектива вирішення на локальному рівні : збір. матер. II Всеукр. з'їзду екологів з міжнародною участю. С. 45–48.
3. Абрашкевич Ю. Д., Мачишин Г. М., Тишковець В. П. Вплив зовнішніх факторів на ефективне використання абразивного інструмента. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2018. № 2. С. 44–47. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/Pbis_2018_2_10.
4. Абрашкевич Ю., Мачишин Г., Човнюк О. Дослідження теплових процесів у абразивному армованому крузі при різанні металопрокату. *Гірничі, будівельні, дорожні та меліоративні машини*. 2017. Вип. 90. С. 59–66. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/gbdmm_2017_90_10.
5. Абрашкевич Ю., Мачишин Г., Тишковець В. Вимоги до технології виготовлення, зберігання та безпечної експлуатації абразивних армованих кругів. *Гірничі, будівельні, дорожні та меліоративні машини*. 2017. Вип. 89. С. 48–55. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/gbdmm_2017_89_8.

REFERENCES

1. Kanyuka O.Yu. and Smolyar N.O. *Pidvyshchennya temperatury atmosfery: novyy pohlyad na problemu* [Rising atmospheric temperature: a new look at the problem]. *Ekolohichna bezpeka derzhavy : materialy Vseukrayins'koyi naukovoyi konferentsiyi studentiv ta aspirantiv (21–24 kvitnya 2009 roku, m. Kyiv)* [State Environmental Security : proceedings of the all-Ukrainian scientific conference of students and graduate students (April 21–24, 2009, Kyiv)]. Kyiv : “NAU – druk” Publ., 2009, pp. 207–209. (in Ukrainian).

2. Stetsyuk N.O., Shevchenko R.V. and Kanyuka O.Yu. *Problema zminy klimatu ta perspektyva vyrishennya na lokal'nomu rivni* [The problem of climate change and the prospect of local solutions]. *Zbirnyk materialiv II-ho Vseukrayins'koho z'yizdu ekologiv z mizhnarodnoyu uchastyu* [Collection of materials of the Second all-Ukrainian Congress of Ecologists with International Participation]. Pp 45–48. (in Ukrainian).

3. Abrashkevich Yu.D., Machyshyn G.M. and Tyshkovets V.P. *Vplyv zovnishnikh faktoriv na efektyvne vykorystannya abrazyvnoho instrumenta* [The influence of external factors on the effective use of abrasive tools]. *Promyslove budivnytstvo ta inzhenerni sporudy* [Industrial construction and engineering structures]. 2018, no. 2, pp. 44–47. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/Pbis_2018_2_10. (in Ukrainian).

4. Abrashkevich Yu., Machyshyn G. and Chovnyuk O. *Doslidzhennya teplovykh protsesiv u abrazyvnomu armovanomu kruzi pry rizanni metaloprokatu* [Investigation of thermal processes in an abrasive reinforced wheel during metal rolling]. *Hirnychi, budivel'ni, dorozhni ta melioratyvni mashyny* [Mining, construction, road and reclamation machines]. 2017, no. 90, pp. 59–66. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/gbdmm_2017_90_10. (in Ukrainian).

5. Abrashkevich Yu., Machyshyn G. and Tyshkovets V. *Vymohy do tekhnolohiyi vyhotovlennya, zberihannya ta bezpechnoyi ekspluatatsiyi abrazyvnykh armovanykh kruhiv* [Requirements for the technology of manufacturing, storage and safe operation of abrasive reinforced wheels]. *Hirnychi, budivel'ni, dorozhni ta melioratyvni mashyny* [Mining, construction, road and reclamation machines]. 2017, no. 89, pp. 48–55. URL : http://nbuv.gov.ua/UJRN/gbdmm_2017_89_8. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції: 12.10.2020.

УДК: 669.14.018.29:620.18:621746.001.8
DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.17.687

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ПРОРОБЛЕННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК НА МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРУ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ (огляд)

БАБАЧЕНКО О. І.¹, *докт. техн. наук*,
ДЬОМІНА К. Г.², *канд. техн. наук*,
КОНОНЕНКО Г. А.³, *канд. техн. наук*,
ПОДОЛЬСЬКИЙ Р. В.^{4*}

¹ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID: 0000-0002-2869-3478

² Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: katya20@ua.fm, ORCID: 0000-0001-9668-8169

³ Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID: 0000-0001-7446-4105

⁴ Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49000, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 713-59-51; відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел.+38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Анотація. *Мета дослідження* – аналіз результатів існуючих досліджень щодо впливу гарячої деформації на показники якості та способів оцінювання деформаційного пророблення макро- та мікроструктури металопродукції з конструкційних сталей. *Аналіз публікацій.* Питаннями дослідження впливу режимів деформації на пророблення структури готових виробів займалися багато колективів учених, таких як О. П. Чекмарьов, І. Я. Тарновський, М. Я. Дзугутов, В. О. Тюрін і їх послідовники. Наразі опубліковано велику кількість праць, в яких наведено результати досліджень впливу ступеня деформації на структуру і механічні властивості прокату з безперервнолитої заготовки. *Результати.* За результатами аналізу встановлено, що сучасні технології виробництва безперервнолитої заготовки (БЛЗ) і гарячої прокатки дозволяють забезпечити відповідність якості поверхні, макро- і мікроструктури, механічних властивостей прокату при певному коефіцієнті загальної витяжки. Мінімальний коефіцієнт витяжки, необхідний для мінімізації дефектів макроструктури та стабілізації механічних властивостей, збільшується з ростом вмісту вуглецю та легуючих елементів у сталі. *Наукова новизна.* Дано визначення деформаційної пророблюваності з позицій матеріалознавства як роздроблення дендритної структури литого металу в процесі деформації початкового злитка. На пророблюваність структури сталі під час гарячої деформації впливає розмір початкової безперервнолитої заготовки через її макроструктуру та схему напружено-деформованого стану: чим більший переріз БЛЗ, тим більш нерівномірна лита структура та несприятливий напружено-деформований стан у центральній зоні заготовки. *Практична значимість.* Розроблено методологічні основи для кількісної оцінки прямого впливу деформаційної дії на мікроструктуру конструкційних сталей з використанням коефіцієнта пророблюваності структури К. Це дозволяє виконати кількісне оцінювання інтенсивності та локалізації деформації в об'ємі заготовки та дає можливість аналізувати технологічні процеси обробки металів тиском зі свідомо високим ступенем нерівномірності деформації.

Ключові слова: *безперервнолитої заготовка; дендритна структура; осьова пористість; гаряча пластична деформація; конструкційна сталь; коефіцієнт витяжки*

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПРОРАБОТКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ НА МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРУ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ (обзор)

БАБАЧЕНКО А. И.¹, *докт. техн. наук*,
ДЕМИНА К. Г.², *канд. техн. наук*,

КОНОНЕНКО А. А.³, канд. техн. наук,
ПОДОЛЬСКИЙ Р. В.^{4*}

¹ Отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² Отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: katya20@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-9668-8169

³ Отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

^{4*} Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49000, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 713-59-51; отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Аннотация. *Цель исследования* – анализ результатов существующих исследований влияния горячей деформации на показатели качества и способов оценки деформационной проработки макро- и микроструктуры металлопродукции из конструкционных сталей. *Анализ публикаций.* Вопросами исследования влияния режимов деформации на проработку структуры готовых изделий занималось много ученых, таких как А. П. Чекмарев, И. Я. Тарновский, Н. Я. Дзугутов, В. А. Тюрин и их последователи. К настоящему времени опубликовано большое количество работ, в которых приведены результаты исследований влияния степени деформации на структуру и механические свойства проката из непрерывнолитой заготовки (НЛЗ). *Результаты.* По результатам анализа установлено, что современные технологии производства непрерывнолитых заготовок и горячей прокатки позволяют обеспечить соответствие качества поверхности, макро- и микроструктуры, механических свойств проката при определенном коэффициенте общей вытяжки. Минимальный коэффициент вытяжки, необходимый для минимизации дефектов макроструктуры и стабилизации механических свойств, увеличивается с ростом содержания углерода и легирующих элементов в стали. *Научная новизна.* Дано определение деформационной проработки с позиций материаловедения как раздробление дендритной структуры литого металла в процессе деформации начального слитка. На проработку структуры стали при горячей деформации влияет размер начальной непрерывнолитой заготовки из-за ее макроструктуры и схемы напряженно-деформированного состояния: чем больше сечение НЛЗ, тем более неравномерна литая структура и неблагоприятное напряженно-деформированное состояние в центральной зоне заготовки. *Практическая значимость.* Разработаны методологические основы для количественной оценки прямого влияния деформационного воздействия на микроструктуру конструкционных сталей с использованием коэффициента проработанности структуры К. Это позволяет выполнить количественную оценку интенсивности и локализации деформации в объеме заготовки и дает возможность анализировать технологические процессы обработки металлов давлением с заведомо высокой степенью неравномерности деформации.

Ключевые слова: *беспрерывнолитая заготовка; дендритная структура; осевая пористость; горячая пластическая деформация; конструкционная сталь; коэффициент вытяжки*

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF DEFORMATION WORKING OF A CONTINUOUS BILLET ON MACRO- AND MICROSTRUCTURE OF STRUCTURAL STEEL (REVIEW)

BABACHENKO O.I.¹, Dr. Sc. (Tech.),
DIOMINA K.H.², Cand. Sc. (Tech.),
KONONENKO H.A.³, Cand. Sc. (Tech.),
PODOLSKYI R.V.^{4*}

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, Ak. Starodubova K. F. sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID: 0000-0002-2869-3478

² 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, Ak. Starodubova K. F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: katya20@ua.fm, ORCID: 0000-0001-9668-8169

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, Ak. Starodubova K. F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID: 0000-0001-7446-4105

⁴ Department of heat treatment of metals, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Haharina Ave., 49000, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51; the 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, Ak. Starodubova K. F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Abstract. *The purpose of the study* is to analyze the results of existing studies of the effect of hot deformation on quality indicators and methods for assessing the deformation processing of the macro- and microstructure of metal products made of structural steels. *Analysis of existing publications on the subject* – matters of research of influence of deformation modes in the elaboration of the structure of the finished product takes a lot of teams of scientists, such as A.P. Chekmarev, I.Yu. Tarnowskyi, N.Yu. Dzugutov, V.A. Tyurin and their followers. Now, a large number of works have been published, which provide the results of studies of the effect of the degree of deformation on the structure and mechanical properties of rolled products from a continuously cast billet. **Results.** Based on the results of the analysis, it was found that modern technologies for the production of continuously cast billets and hot rolling make it possible to ensure compliance with the surface quality, macro- and microstructure, mechanical properties of rolled products at a certain coefficient of total stretch. The minimum coefficient of drawing required to minimize the macrostructure defects and mechanical properties of stabilization, increases with increasing carbon content and alloying elements in the steel. **Scientific novelty.** This definition of deformation processing from the standpoint of materials science, as fragmentation of the dendritic structure of cast metal in the process of deformation of the initial ingot. The design of the steel structure during hot deformation is influenced by the size of the initial continuously cast billet due to its macrostructure and the stress-strain state pattern: the larger the BLZ section, the more uneven the cast structure and unfavorable stress-strain state in the central zone of the billet. **Practical significance.** The developed methodological foundations for a quantitative assessment of the direct effect of deformation effect on the microstructure of structural steels using the structural development coefficient K . This allows for a quantitative assessment of the intensity and localization of deformation in the volume of the workpiece and makes it possible to analyze the technological processes of metal forming with a deliberately high degree of non-uniformity of deformation.

Keywords: *continuous billet; dendritic structure; axial porosity; hot plastic deformation; structural steel; extraction ratio*

Сучасний стан проблеми. Безперервна розливка сталі – найважливіший технологічний етап у виробництві металопродукції, оскільки забезпечує перехід сталі з рідкого стану в твердий із наданням їй певної геометричної форми [1]. Крім цього, умови охолодження та затвердіння сталі під час безперервної розливки великою мірою визначають якість металопродукції порівняно з консервативною розливкою в злитки.

На практиці завдання підвищення якості металопродукції, особливо великих перерізів, виробленої з безперервнолитої заготовки (БЛЗ), пов'язане з низкою труднощів. По-перше, це розміри поперечного перерізу початкової БЛЗ (у світовій металургійній практиці максимальні розміри перерізу безперервнолитого блюма становлять 600×670 мм, максимальний діаметр злитка за безперервного розливання сталі складає 600 мм), що, у свою чергу, обмежує

підвищення коефіцієнта витяжки λ під час прокатки або коефіцієнта уковування γ під час кування [2].

По-друге, нерівномірність розподілу деформації по висоті та ширині заготовок великих перерізів: у напрямку від поверхні до осі злитка пластична деформація швидко згасає, і на певній відстані від контактної поверхні з деформуючим інструментом зберігаються центральні шари, які не піддаються інтенсивній пластичній деформації, тобто залишаються непроробленими.

По-третє, наявність внутрішніх дефектів макроструктури (осьова пухкість, пористість, ліквіація, кристалізаційні тріщини і т. д.). З огляду на специфічні умови затвердіння БЛЗ великого перерізу повністю виключити появу окремих дефектів макроструктури практично неможливо.

Внутрішні дефекти та структурна нерівномірність зумовлюють незадовільні

результати ультразвукового контролю (УЗК) і механічних випробувань металопродукції. Наприклад, під час освоєння технології виробництва залізничних осей з БЛЗ через наявність внутрішніх дефектів і структурної нерівномірності брак УЗК може сягати приблизно 20 % осей кожної плавки, а наявність вираженої різнозернистості в низці випадків стає причиною зниженого рівня показників пластичності та в'язкості.

Один із способів підвищення якості деяких видів великосортного прокату, в тому числі й осей залізничних вагонів, – це поліпшення пророблення структури початкової литої заготовки в процесі гарячої пластичної деформації. Під терміном «пророблення» або «пророблюваність» розуміється роздроблення дендритної структури литого металу в процесі деформації початкового злитка [3].

У зв'язку із цим **мета** цієї оглядової статті полягала в аналізі результатів існуючих досліджень щодо впливу гарячої деформації на показники якості та способів оцінювання деформаційного пророблення макро- та мікроструктури металопродукції з конструкційних сталей.

Аналіз існуючих публікацій за темою. Дослідженням впливу режимів деформації на пророблення структури готових виробів займалося багато видатних вчених у галузі прокатного виробництва: О. П. Чекмарьов, І. Я. Тарновський, а в галузі кувального виробництва – М. Я. Дзугутов, В. О. Тюрін і їх послідовники [4–11].

Особливістю робіт цих авторів був експериментальний підхід до вивчення пророблюваності як у лабораторних, так і в виробничих умовах. Основний висновок, який можна зробити за результатами цих досліджень, полягає в тому, що інтенсифікація режимів деформації практично завжди позитивно позначається на проробленні внутрішніх ділянок виробів, що деформуються.

Дотепер опубліковано велику кількість праць, в яких наведено результати досліджень впливу ступеня деформації на структуру і механічні властивості прокату з безперервнолитих заготовок [12 – 27].

Аналізуючи результати існуючих досліджень [12–21; 24] щодо впливу ступеня деформації на пророблення безперервнолитого металу для зменшення ступеня розвитку дефектів макроструктури і поліпшення комплексу механічних властивостей, можна зробити висновок, що для отримання якісних і напівфабрикату, і готової металопродукції мінімальний коефіцієнт витяжки λ може змінюватись у широких межах – від 1,2 до 21,0. Такий великий діапазон його значень пояснюється тим, що досліджено різні марки сталі, перерізи БЛЗ, показники механічних властивостей (міцність, пластичність, ударна в'язкість). Крім того, механічні властивості визначали в різних перерізах готового прокату.

Однак, незважаючи на відсутність у технічній літературі узагальнювальних залежностей, характер впливу коефіцієнта витяжки приблизно однаковий – з його збільшенням комплекс механічних властивостей прокату підвищується.

На підставі виконаних досліджень зроблено висновок що рівномірність механічних властивостей по перерізу прокату досягається вже за коефіцієнта витяжки $\lambda = 4$. Залишкова лита структура, що спостерігається за високих ступенів деформації, не чинить вирішального впливу на механічні властивості. Характеристики міцності катаного металу, отриманого з литих заготовок, у переважній більшості задовольняють вимогам стандартів і технічних умов уже при невеликій витяжці $\lambda = 5...6$. Усунення анізотропії механічних властивостей можливе за коефіцієнта загальної витяжки $\lambda = 7...10$. За коефіцієнта $\lambda = 10, 13$ і 15 структура стає переважно смугастою із залишками литої структури в проміжній зоні. Тільки у разі деформації з $\lambda = 18$ і більше досягається досить чітка волокниста структура, при цьому залишків литої структури не спостерігається. Причому, як неодноразово було зазначено [12–16; 19–21], зі збільшенням коефіцієнта витяжки інтенсивність росту значень механічних властивостей знижується.

Крім цього, автори публікації [21] зазначають, що розвиток сталеплавильного і прокатного виробництва, зокрема, широке поширення позапічної обробки, вдосконалення технології безперервної розливки і прокатки дозволяють одержувати більш якісний метал як шляхом поліпшення якості початкової заготовки, так і регламентації температурно-деформаційного режиму. Проведені ними дослідження дозволили зробити два важливі висновки:

1) сучасні технології виробництва безперервнолитих заготовок і гарячої прокатки дозволяють забезпечити відповідність якості поверхні, макро- і мікроструктури, механічних властивостей прокату за коефіцієнта загальної витяжки $\lambda = 3...6$ для сортового прокату і $\lambda = 2,5...4$ для трубних заготовок;

2) для виробництва сортового прокату з контрольованою макроструктурою за малих ступенів обтиску необхідно, щоб у макроструктурі безперервнолитих заготовок точкова неоднорідність не перевищувала її стандартних значень для готового прокату, а осьова пористість і осьова хімічна неоднорідність не перевищували цих вимог більше ніж на 1,5 і 0,5 бала відповідно.

Ідею контролю та регламентації ступеня розвитку дефектів макроструктури початкових безперервнолитих заготовок використовували А. І. Рудський, В. О. Луньов і їхні колеги у своїх працях [22; 23]. Це дозволило в умовах виробництва ВАТ «Северсталь» установити мінімальний уков для формування необхідної макро- і мікроструктури сортового прокату, отриманого з литої заготовки: для вуглецевої якісної низьколегованої сталі – 7, для металокордових і канатних сталей – 11, шарикопідшипникових – 15. Оцінювання пророблюваності перерізу здійснювали по карбідній сітці, центральній пористості, осьовій ліквациї, ліквацийних смужках, тріщинах і точкових крайових забрудненнях.

У подальшому, як заходи щодо підвищення ступеня укову, автори

пропонують збільшити розмір поперечного перерізу литої заготовки з 150×150 мм до 260×260 мм.

У своїх подальших працях [24; 25] Є. М. Смирнов і його колеги визначили вплив сумарної витяжки (λ_{Σ}) під час прокатки на зміну механічних властивостей металу безперервнолитої заготовки зі сталі 45 і дослідили поведінку дефектів осьової зони сортової безперервнолитої заготовки зі сталі 45 і У7 під час прокатки.

У статті [25] наведено результати досліджень макроструктури сортових безперервнолитих заготовок із близьким розміром перерізу 130×130 мм і 125×125 мм зі сталей марки 45 (ГОСТ 1050-88) і марки У7 (ДСТУ 3833-98) та поведінки осьових дефектів БЛЗ під час прокатки.

Із кожної відібраної проби виготовляли поперечні темплети (рис. 1, а) для оцінювання макроструктури заготовки за вимогами СОУ МПП 77.040 – 199: 2007, а також поздовжні темплети (рис. 1, б) – для дослідження розподілу дефектів осьової зони по довжині БЛЗ.

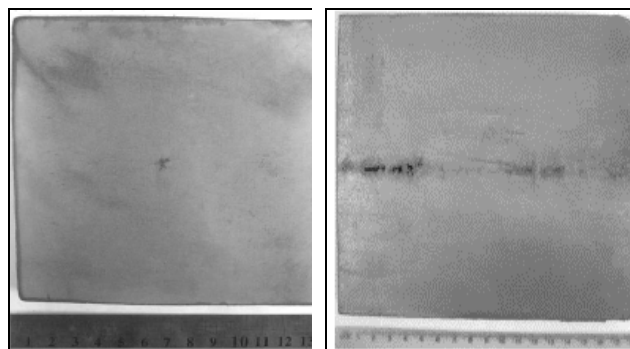


Рис. 1. Макроструктура темплетів безперервнолитої заготовки 130×130 мм зі сталі 45: в поперечному (а) і у поздовжньому напрямку (б) [25]

Аналіз параметрів макроструктури дозволив авторам говорити про досить високу якість досліджених безперервнолитих заготовок. У свою чергу, аналіз макроструктури металу на поздовжніх темплетах показав, що якість осьової зони безперервнолитої заготовки має нестабільний характер. Тому бал осьової пористості та осьової ліквациї багато в чому

визначається місцем вирізки темплета і, що природно, може мати досить широкий діапазон коливань. У даному випадку ширина діапазону коливань параметрів склала 1,5 бала.

Таким чином, незважаючи на досить високу якість макроструктури, в осьовій зоні присутні пористість і ліквация, які спричиняють проблеми під час подальшої прокатки.

Автори статті [26] акцентують увагу на тому, що для кожного прокатного стану важливо визначити раціональний розмір перерізу безперервнолитих заготовок, що забезпечує високу якість прокату всього розмірного та марочного сортаменту. У результаті були отримані залежності, що дозволяють розрахувати величину мінімального ступеня витяжки, необхідного для стабілізації механічних властивостей, а також забезпечення вимог до осьової пористості та ліквацияї гарячекатаного сортового прокату. На базі запропонованих залежностей розроблено методику вибору поперечного перерізу безперервнолитої заготовки для виробництва сортового прокату, що враховує також забезпечення допустимої глибини дефектів поверхні.

Для формалізації процесу визначення вимог до безперервнолитої заготовки запропоновано таку градацію прокату:

- група 1 – прокат із вуглецевої сталі звичайної якості;
- група 2 – прокат із вуглецевої якісної конструкційної сталі;
- група 3 – прокат із вуглецевої якісної конструкційної сталі з підвищеними вимогами до ударної в'язкості, пластичності, штампованості; осадки; прокат із низьколегованої та легованої сталі.

Для багатьох видів прокату регламентуються вимоги до таких дефектів макроструктури як центральна пористість (ЦП), точкова неоднорідність (ТН), ліквацийний квадрат (ЛК), підусадкова ліквация (Л), плямиста ліквация (ПЛ). Усереднені вимоги діючих в Україні стандартів до показників якості макроструктури готового прокату груп якості 2 і 3 показані в таблиці 1.

Таблиця 1

Усереднені вимоги до показників якості макроструктури готового прокату

Група якості	Діаметр прокату, мм	Допустимий бал дефектів макроструктури				
		ЦП	ТН	ЛК	Л	ПЛ
1*	–	3	3	3	2	2
2	–	2	2	1	1	2
3	до 80	1	1	0	1	0
	більше 80	2	2	0	1	1

Примітка: для групи якості 1 – значення, прийняті авторами [26].

За даними публікацій [21; 22], точкова неоднорідність і плямиста ліквация під час деформації не змінюються. Зміна центральної (осьової) пористості та ліквацияї в першому наближенні прийнята авторами [26] однаковою.

На основі аналізу та обробки експериментальних даних зміни дефектів макроструктури в процесі деформації, наведених у працях [13; 15; 21; 22], запропоновано рівняння, що описує зміну осьової пористості та ліквацияї від ступеня витяжки:

$$M(\lambda) = M_{БЛЗ} - \ln(\lambda) \times \sqrt{0,5 \cdot M_{БЛЗ}} \quad (1)$$

де λ – коефіцієнт витяжки; $M_{БЛЗ}$ – бал центральної пористості та ліквацияї безперервнолитої заготовки;

На рисунку 2 показано значення $M(\lambda)$, розраховані за даним рівнянням залежно від ступеня розвитку дефектів у макроструктурі початкової БЛЗ. Отримана залежність якісно узгоджується з експериментально отриманою залежністю динаміки зміни осьової пористості литого металу в процесі деформації [27].

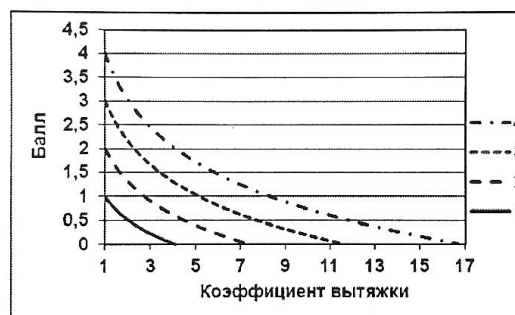


Рис. 2. Вплив коефіцієнта витяжки на проробку макроструктури безперервнолитої заготовки: 1, 2, 3, 4 – бал центральної (осьової) пористості та ліквацияї в макроструктурі БЛЗ [26]

Для перевірки цих залежностей використовували експериментальні дані про зміну центральної пористості під час прокатки БЛЗ перерізом 335 × 400 мм для отримання круглої заготовки діаметром Ø 210 – 270 мм в умовах виробництва ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат ім. Ф. Е. Дзержинського» і

прокатки зі слябів листового прокату (за літературними даними [28]).

У першому випадку ступінь розвитку осьової пористості відповідав 4-му балу. У другому випадку центральна пористість досліджених безперервнолитих заготовок склала 1,5...3,0 бали. Порівняння розрахункових даних з експериментальними даними показано на рисунках 3 і 4.



Рис. 3. Порівняння розрахункових даних з експериментальними даними [26]:
1 – експериментальні дані [28];
2 – розрахункові дані

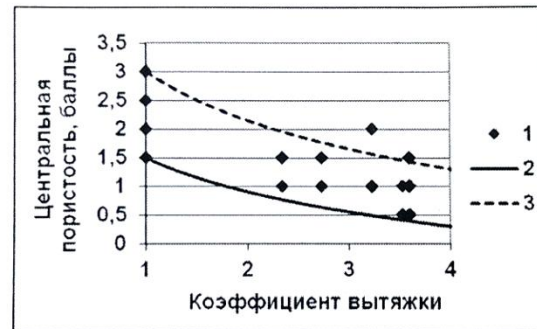


Рис. 4. Вплив коефіцієнта витяжки на центральну пористість прокату круглого перерізу [26]:
1 – експериментальні дані; 2 – розрахункові дані за ступеня розвитку центральної пористості в макроструктурі БЛЗ 1,5 бала; 3 – розрахункові дані за ступеня розвитку центральної пористості в макроструктурі БЛЗ 3 бали

Для розрахунку допустимої величини центральної пористості в макроструктурі БЛЗ залежно від допустимої пористості прокату ($M_{ПР}$) рівняння (1) приведено до такого вигляду:

$$M_{БЛЗ} = \frac{(\ln \lambda)^2 \cdot 0,5^2 + \sqrt{(\ln \lambda)^2 \cdot 0,5^2 + 4 \cdot M_{ПР}^2}}{2} \quad (2)$$

На рисунку 5 показані розраховані за рівнянням (2) значення $M_{БЛЗ}$ залежно від необхідного стану макроструктури готового прокату та коефіцієнта витяжки.



Рис. 5. Максимально допустимий бал центральної пористості та ліквіації в макроструктурі БЛЗ залежно від вимог до макроструктури готового прокату і коефіцієнта витяжки: 0, 1, 2, 3 – бал центральної пористості та підусадкової ліквіації

Однак, незважаючи на достатню кількість досліджень, спрямованих на аналіз впливу гарячої деформації на особливості макроструктури і напівфабрикату, і готової металопродукції, питання про *прямий* вплив деформації на мікроструктуру сталі залишається недостатньо вивченим.

Сучасний етап розвитку методів моделювання процесів обробки металів тиском характеризується появою великої кількості праць, в яких тим чи іншим чином робляться спроби зв'язати особливості будови матеріалів з характером їх деформації [29–33]. У цих працях авторам удалося концептуально визначити рівні перебігу процесів пластичної деформації й експериментально зв'язати явища локалізації деформації з нерівномірністю розподілу мікроструктурних параметрів.

Основним результатом математичного моделювання процесів знеміцнювання сплавів за запропонованими моделями став середній умовний діаметр зерна їх мікроструктури. Це найважливіша характеристика мікроструктури, яка

емпірично пов'язана з механічними властивостями металів і сплавів. Однак через перебіг низки структурних перетворень після припинення деформаційної дії в температурній області гарячої деформації розмір зерна дозволяє тільки побічно судити про її інтенсивність і локалізацію. Тому для встановлення прямого впливу гарячої деформації на мікроструктуру сталі та всебічного, глибокого аналізу напружено-деформованого стану (НДС) необхідно визначити ту структурну складову сталі, яка на мікрорівні не зазнавала б ні фазових, ні структурних перетворень і змогла б повною мірою відобразити процес деформації і течії металу.

Одним із перших досліджень у цьому напрямку по праву можна вважати працю [3], автори якої, вивчаючи поведінку неметалевих включень, змогли якісно і кількісно судити про місцеві ступені деформації і пророблюваності різних зон злитка масою 39,5 т зі сталі 38ХНЗМФА в результаті прямого пресування. Для характеристики розподілу деформацій в металі введено показник пророблюваності a , який визначається як частка від ділення відносної площі F , зайнятої неметалевими включеннями, до їх кількості n .

Незважаючи на те, що отримана залежність показника пророблюваності a від коефіцієнта витяжки λ має неоднозначний характер, важливість цього дослідження в тому, що його автори показали можливість оцінювання пророблюваності різних поковок за металографічною характеристикою. Тобто за відповідною методикою металографічного аналізу не тільки макроструктура, а й мікроструктура сталі здатна відобразити *прямий* вплив деформаційної дії на її складові.

Такою особливістю мікроструктури конструкційних сталей постає хімічна неоднорідність, яка утворюється в процесі кристалізації, в результаті дендритної ліквідації легуючих і домішкових елементів. Тому в мікроструктурі вона повністю відображає обриси дендритів (від *грец.* δένδρον – дерево), звідси і поява

терміна «сліди» дендритної структури. На її властивості залишатися практично постійною в кількісному відношенні за подальшої температурної і деформаційної дії, незважаючи на значну тривалість процесу нагріву і витримки за високих температур, але при цьому змінювати свою форму і розміри, заснований розроблений в Інституті чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України метод оцінювання деформованого стану металу зі зміни параметрів колишньої дендритної структури [34; 35].

За показник пророблюваності прийнято металографічну характеристику – щільність «слідів» дендритної структури. Її зміни повною мірою відображають деформований стан металу в будь-якому місці перерізу і напівфабрикату, і готової металопродукції. При цьому середня відносна зміна щільності «слідів» дендритної структури по перерізу заготовок у початковому (до деформації) і деформованому стані добре узгоджується з коефіцієнтом фактичної витяжки λ .

Подальший розвиток метод оцінювання деформованого стану металу зі зміни щільності «слідів» дендритної структури конструкційних сталей отримав у публікації [36]. Розглянемо, як працює цей метод, більш детально.

Щільність лінійних елементів в об'ємі сплаву – відома металографічна характеристика [37]. При цьому автори праці [36] для аналізу дендритної структури пропонують оперувати не «лінійними елементами», а «площинними фігурами», тобто щільність дендритної структури визначати як кількість дендритів N , зосереджених на 1 мм^2 площі шліфа металографічного зразка (рис. 6).

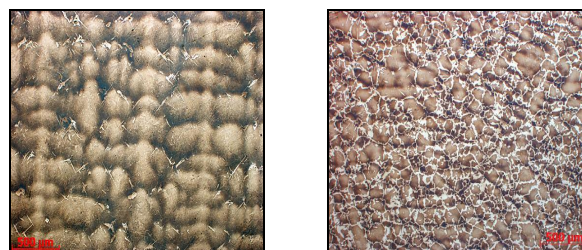


Рис. 6. «Сліди» колишніх дендритів у мікроструктурі сталі марки 45, $\times 500$: а – БЛЗ 335 \times 400 мм, б – трубна заготовка \varnothing 230 мм

Для кількісного оцінювання впливу пластичної деформації на щільність слідів дендритної структури спочатку визначається величина її ущільнення C (від англ. *compaction* – ущільнення, стиснення, пресування):

$$C = \frac{N_2}{N_1}, \quad (3)$$

де N_1 – щільність слідів дендритної структури в початковому стані (до деформації); N_2 – щільність слідів дендритної структури в деформованому стані.

Цей параметр характеризує, як у процесі прокатки відбувається природна витяжка для кожного аналізованого шару заготовки і наскільки його величина відрізняється від коефіцієнта фактичної витяжки λ . За критерій оцінювання роботи методу визначення пророблюваності структури прийнято загальний коефіцієнт витяжки λ – відношення площі поперечного перерізу заготовки до та після деформації.

Для встановлення залежності ущільнення структури в процесі деформації від величини фактичної витяжки запропоновано коефіцієнт пророблюваності слідів дендритної структури K , який визначається за формулою:

$$K = 1 - \delta_\lambda, \quad (4)$$

де δ_λ – відхилення величини ущільнення слідів дендритної структури C від загального коефіцієнта витяжки λ .

Якщо $K < 1$, то під час прокатки структура металу в цих шарах заготовки не зазнає особливого деформаційного впливу. Якщо $K > 1$, під час прокатки структура металу заготовки в таких мікрооб'ємах перебуває в зоні інтенсивної пластичної деформації.

Наприклад, щільність «слідів» дендритів у литій та деформованій структурі сталі 45 на відстані $\sim \frac{1}{8}$ товщини від поверхні заготовок становить 36 і 152 шт./мм² відповідно (рис. 6). Тоді величина ущільнення «слідів» дендритної структури C (1.3) на відстані $\sim 75\%$ радіуса трубної заготовки складає 4,2 раза за

загального коефіцієнта витяжки $\lambda = 3,23$ для процесу поздовжньої прокатки БЛЗ 335 × 400 мм на трубозаготівельному стані 900/750-3. Тоді коефіцієнт пророблюваності структури (1.4) $K = 1,3$. Отже, під час прокатки структура металу в даному шарі перебувало в зоні інтенсивної (активної) пластичної деформації трубної заготовки $\varnothing 230$ мм.

Таким чином, у дослідженні прямого впливу деформаційної дії на мікроструктуру конструкційних сталей використання її структурної складової – хімічної неоднорідності, успадкованої від дендритної ліквіації кремнію і марганцю, – дозволяє виконати кількісне оцінювання інтенсивності та локалізації деформації в об'ємі заготовки. При цьому використання коефіцієнта пророблюваності структури сталі K дає можливість аналізувати технологічні процеси обробки металів тиском зі свідомо високим ступенем нерівномірності деформації, що особливо актуально для гарячекатаного прокату великих перерізів і таких видів металопродукції як залізничні колеса та осі.

Висновки. На підставі викладеного аналітичного огляду літературних даних щодо аналізу впливу гарячої деформації на показники якості та існуючих способів оцінювання деформаційного пророблення макро- та мікроструктури металопродукції з конструкційних сталей можна зробити такі основні висновки.

1) Сучасні технології виробництва безперервнолитих заготовок і гарячої прокатки дозволяють забезпечити відповідність якості поверхні, макро- і мікроструктури, механічних властивостей прокату за коефіцієнта загальної витяжки $\lambda = 3...6$ для сортового прокату і $\lambda = 2,5...4$ для трубних заготовок. Усунення анізотропії механічних властивостей можливе за коефіцієнта загальної витяжки $\lambda = 7...10$, але тільки у разі $\lambda = 18$ і більше досягається досить чітка волокниста структура, при цьому залишків литої (дендритної) структури не спостерігається.

2) Для виробництва сортового прокату з контрольованою макроструктурою за малих

ступенів обтиску необхідно, щоб у макроструктурі безперервнолитих заготовок точкова неоднорідність не перевищувала її стандартних значень для готового прокату, а осьова пористість й осьова хімічна неоднорідність не перевищували цих вимог більше, ніж на 1,5 і 0,5 бала відповідно.

3) Мінімальний коефіцієнт витяжки, необхідний для мінімізації дефектів макроструктури та стабілізації механічних властивостей, збільшується з ростом умісту вуглецю та легуючих елементів у сталі (в першу чергу, це стосується показників пластичності та ударної в'язкості).

4) На пророблюваність структури сталі під час гарячої деформації впливає розмір початкової безперервнолитої заготовки

через її макроструктуру та схему напружено-деформованого стану: чим більший переріз БЛЗ, тим більш нерівномірна лита структура та несприятливий напружено-деформований стан у центральній зоні заготовки.

5) Для оцінювання *прямого* впливу деформаційної дії на мікроструктуру конструкційних сталей використання коефіцієнта пророблюваності структури K дозволяє виконати кількісне оцінювання інтенсивності та локалізації деформації в об'ємі заготовки та дає можливість аналізувати технологічні процеси обробки металів тиском зі свідомо високим ступенем нерівномірності деформації.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Смирнов А. Н., Куберский С. В., Штефан Е. В. Непрерывная разливка стали. Донецк : ДонНТУ, 2011. 482 с.
2. Непрерывная разливка стали. Раздел 1.1. История развития, сущность, преимущества и особенности непрерывной разливки стали. [Электронный ресурс]. Украинская Ассоциация Сталеплавателей. Информационный портал о чёрной и цветной металлургии. URL : <http://www.uas.su/books/mnlz/1/razdel1.php>.
3. Лебедев В. Н., Троицкий В. П., Антошенков Ю. М., Коровина В. М. Определение степени прорабатываемости металла при деформировании. *Известия вузов. Чёрная металлургия*. 1977. № 3. С. 109–111.
4. Чекмарёв А. П., Павлов В. Л., Клименко В. М. [и др.] Интенсификация режима обжаты на блюминге. *Сталь*. 1955. № 10. С. 916–921.
5. Чекмарёв А. П., Павлов В. Л., Мелешко В. И., Токарев В. А. Теория прокатки крупных слитков. Москва : Металлургия, 1968. 252 с.
6. Тарновский И. Я., Пальмов Е. В., Тягунов В. А. [и др.]. Прокатка на блюминге. Москва : Металлургиздат, 1963. 390 с.
7. Дзугутов М. Я. Внутренние разрывы при обработке металлов давлением. Москва : Металлургиздат, 1958. 208 с.
8. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. Москва : Металлургия, 1977. 480 с.
9. Охрименко Я. М., Тюрин В. А. Теория процессовковки. Москва : Высшая школа, 1977. 295 с.
10. Белова Л. П., Тюрин В. А., Дубков А. Н. Влияние схемыковки на деформирование центральных слоев заготовки. *Известия вузов. Чёрная металлургия*. 1982. № 5. С. 70–74.
11. Тюрин В. А., Лазоркин В. А., Поспелов И. А., Флаховский Х. П. Ковка на радиально-обжимных машинах. Москва : Машиностроение, 1990. 256 с.
12. Гладышев Н. Г., Дружинин В. П., Федорчук Е. В. [и др.] Качество горячекатаной стали, полученной из непрерывнолитой заготовки. *Бюллетень ЦНИИИТЭИЧМ*. 1965. № 10 (510). С. 42–43.
13. Чижиков А. И., Иохимович В. Л., Рачук Г. П. [и др.] Влияние величины деформации на качество сортового проката из непрерывнолитых заготовок. *Бюллетень ЦНИИИТЭИЧМ*. 1966. № 2 (526). С. 36–37.
14. Энгельман В., Фосс Х., Кольп Р. Обрабатываемость давлением заготовок непрерывной разливки. *Чёрные металлы*. 1967. № 17. С. 27–34.
15. Поляков В. В., Канн Ю. Е., Мартынов О. В. и др. Качество сортового проката из непрерывнолитых заготовок. *Бюллетень ЦНИИИТЭИЧМ*. 1967. № 15 (563). С. 53–54.
16. Подвинцев А. Д., Чижиков А. И., Зебзеев Ф. Д. и др. Качество проката и штампованных изделий из непрерывных слитков крупного сечения. *Проблемы стального слитка : тр. III конф. по слитку*. Москва : Металлургия, 1969. С. 384–386.
17. Kiss E. Walztechnische Probleme bei der Warmumformung von Stranggubknüppeln. *Neue Hutte*. 1974. № 2. Pp. 77–82.
18. Ushijima K. Working process and resulting properties of continuously casting steel. Kiyoto Ushijima. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1975. Vol. 15, № 7. Pp. 380–392.

19. Пастряк З. Прокатка непрерывнолитых заготовок. *Обзор по системе «Информсталь»*. 1983. Вып. 3 (152). 35 с.
20. Ревтов Н. И. Влияние степени деформации при прокатке на структуру и свойства непрерывнолитой заготовки. *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*. 1986. № 8. С. 55–58.
21. Либерман Л. А., Дубровин И. В., Таланов И. И. [и др.]. Минимальное обжатие непрерывнолитых заготовок для получения качественного проката. *Металлург*. 1993. № 4. С. 31–34.
22. Рудской А. И., Лунёв В. А., Щеглова Е. Г. [и др.]. Поведение дефектов макро- и микроструктуры непрерывнолитой заготовки при сортовой прокатке. *Металлообработка*. 2006. № 4 (34). С. 52–54.
23. Рудской А. И., Лунёв В. А. Теория и технология прокатного производства [Текст]: учеб. пособ. Санкт-Петербург : Наука, 2008. 527 с.
24. Смирнов С. М., Белевітін В. О., Ігнатів Р. С. [та ін.] К питанню щодо впливу сумарної витяжки на зміну межі плини сталі 45 при прокатці безперервнолитих заготовок в перших проходах. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»* : зб. наук. пр. Нові рішення в сучасних технологіях : тематичний випуск. Харків : НТУ «ХПІ», 2011. № 47. С. 92–97.
25. Смирнов Е. Н., Серов А. И., Скляр В. А., Домбровский Е. О., Смирнов О. Е. Исследование макроструктуры сортовой непрерывнолитой заготовки и поведения дефектов её осевой зоны во время прокатки. *Вісник НТУ «ХПІ»*. 2015. № 47 (1166). С. 57–61.
26. Бадюк С. И., Воробей С. А. Выбор размера поперечного сечения непрерывнолитой заготовки для производства сортового проката. *Обработка металлов давлением*. 2013. № 2 (35). С. 181–187.
27. Смирнов Е. Н., Митьев А. П., Григорьев М. В. [и др.] Развитие методологии физического моделирования поведения осевой усадочной раковины и пористости. *Наукові праці ДонНТУ. Серія: Металургія*. Донецьк : ДонГТУ, 2002. Вып. № 40. С. 133–139.
28. Подберёзный Н. П., Максименко О. П., Бродский С. С. [и др.] Особенности изменения свойств листов, прокатываемых из непрерывнолитой заготовки. *Металл и литьё Украины*. 1998. № 5-6. С. 52–54.
29. Константинов Д. В., Корчунов А. Г. Мультимасштабное компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением. *Вестник МГТУ им. И. Г. Носова*. 2015. № 1. С. 36–43.
30. Воробей С. А. Прогнозирование размера зёрен аустенита при горячей деформации стали. *Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии* : сб. научн. трудов. Днепропетровск : Візіон. 2008. Вып. 18. С. 222–232.
31. Wen-wu HE, Jian-sheng LIU, Hui-qui CHEN, Hui-guang GUO. Simulation and analysis on microstructure evolution of large generator retaining ring during multi-fire forging. *Advanced Materials Research*. 2010. Vols. 97–101. Pp. 176–181.
32. Duan Xing-Wang, Chen Hui-Qui and Liu Jian-Sheng. Microstructure evolution of multi-heat forging and numerical simulation for 316LN steel. *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*. 2014. Vol. 7 (5). Pp. 1012–1016.
33. Zhaoyang Jin, Kai Yin, Kai Yan, Defeng Wu, Juan Liu, Zhenshan Cui. Finite element modeling on microstructure evolution during multi-pass hot compression for AZ31 alloys using incremental method. *Journal of Material Science & Technology*. 2017. Vol. 33. Pp. 1255–1262.
34. Левченко Г. В., Дёмина Е. Г., Воробей С. А., Нефедьева Е. Е., Мединский Г. А. Оценка деформированного состояния металла по изменению параметров дендритной структуры. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 5. С. 71–75.
35. Дёмина Е. Г. Метод определения степени накопленной деформации в трубных и колёсных заготовках по изменению плотности «следов» дендритной структуры. *Наука і металургія* : електр. вид. збірки наук. пр. Дніпро, 2017. Вип. 1. С. 44–61.
36. Дёмина Е. Г., Дементьева Ж. А., Миргородская А. С., Гунченко Д. В. Анализ прорабатываемости структуры стали 09Г2С в процессе горячей прокатки непрерывнолитой заготовки. *Наука і металургія* : електр. вид. збірки наук. пр. Вип. 2. Дніпро, 2018. С. 4–18. URL : <http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/09/збірка-статей.pdf>.
37. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. Москва : Металлургия, 1976. 271 с.

REFERENCES

1. Smirnov A.N., Kuberskij S.V. and Shtefan E.V. *Nepreryvnaja razlivka stali* [Continuous casting of steel]. Donetsk : DonNTU, 2011, 482 p. (in Russian).
2. *Nepreryvnaja razlivka stali. Razdel 1.1. Istorija razvitija, sushhnost', preimushhestva i osobennosti nepreryvnoj razlivki stali* [Continuous casting of steel. Section 1.1. Development history, essence, advantages and features of continuous steel casting]. Ukrainskaja Asociacija Staleplavil'shnikov. Informacionnyj portal o chornoj i cvetnoj metallurgii [Ukrainian Association of Steel Smelters. Information portal about ferrous and non-ferrous metallurgy]. URL: <http://www.uas.su/books/mnlz/1/razdel1.php>. (in Russian).

3. Lebedev V.N., Troitskiy V.P., Antoshenkov Ju.M. and Korovina V.M. *Opređenje stepeni prorabatyvaemosti metalla pri deformirovanii* [Determination of the degree of metal workability during deformation]. *Izvestija vuzov. Chjornaja metallurgija* [Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy]. 1977, no. 3, pp. 109–111. (in Russian).
4. Chekmarjov A.P., Pavlov V.L., Klimenko V.M. and oth. *Intensifikacija rezhima obzhatij na bljuminge* [Intensification of the squeezing regime on blooming]. *Stal'* [Steel]. 1955, no. 10, pp. 916–921. (in Russian).
5. Chekmarjov A.P., Pavlov V.L., Meleshko V.I. and Tokarev V.A. *Teorija prokatki krupnyh slitkov* [The theory of rolling large ingots]. *Metallurgija* [Metallurgy]. Moscow, 1968, 252 p. (in Russian).
6. Tarnovskij I.Ja., Pal'mov E.V., Tjagunov V.A. and oth. *Prokatka na bljuminge* [Rolling on blooming]. *Metallurgizdat* [Metallurgizdat]. Moscow, 1963, 390 p. (in Russian).
7. Dzugutov M.Ja. *Vnutrennie razryvy pri obrabotke metallov davleniem* [Internal breaks during metal pressure processing] *Metallurgizdat* [Metallurgizdat]. Moscow, 1958, 208 p. (in Russian).
8. Dzugutov M.Ja. *Plasticheskaja deformacija vysokolegirovannyh stalej i splavov* [Plastic deformation of high-alloy steels and alloys]. *Metallurgija* [Metallurgy]. Moscow, 1977, 480 p. (in Russian).
9. Ohrimenko Ja.M. and Tjurin V.A. *Teorija processov kovki* [Theory of forging processes]. *Vysshaja shkola* Moscow : Higher school Publ., 1977, 295 p. (in Russian).
10. Belova L.P., Tjurin V.A. and Dubkov A.N. *Vlijanie shemy kovki na deformirovanie central'nyh sloev zagotovki* [Influence of the forging scheme on the deformation of the central layers of the workpiece]. *Izvestija vuzov. Chjornaja metallurgija* [Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy]. 1982, no 5, pp. 70–74. (in Russian).
11. Tjurin V.A., Lazorkin V.A., Pospelov I.A. and Flahovskij H. P. *Kovka na radial'no-obzhimnyh mashinah* [Forging on radial crimping machines]. Moscow : Mashinostroyenie, 1990, 256 p. (in Russian).
12. Gladyshev N.G., Druzhinin V.P., Fedorchuk E.V. and oth. *Kachestvo gorjachekatanoj stali, poluchennoj iz nepreryvno litoj zagotovki* [The quality of hot-rolled steel obtained from continuously cast billets]. *Bjulleten' CNIITJeIChM* [Bulletin TsNIITEICHM]. 1965, no. 10 (510), pp. 42–43. (in Russian).
13. Chizhikov A.I., Iohimovich V.L., Rachuk G.P. and oth. *Vlijanie velichiny deformacii na kachestvo sortovogo prokata iz nepreryvnyh zagotovok* [Influence of the deformation value on the quality of long products from continuously cast billets]. *Bjulleten' CNIITJeIChM* [Bulletin TsNIITEICHM]. 1966, no. 2 (526), pp. 36–37. (in Russian).
14. Jengel'man V., Foss H. and Kol'p R. *Obrabatyvaemost' davleniem zagotovok nepreryvnoj razlivki* [Pressure machinability of continuous casting billets]. *Chjornye metally* [Chernye Metally]. 1967, no. 17, pp. 27–34. (in Russian).
15. Poljakov V.V., Kann Ju.E., Martynov O.V. and oth. *Kachestvo sortovogo prokata iz nepreryvnyh zagotovok* [Quality of long products from continuous cast billets]. *Bjulleten' CNIITJeIChM* [Bulletin TsNIITEICHM]. 1967, no. 15 (563), pp. 53–54. (in Russian).
16. Podvincev A.D., Chizhikov A.I., Zebzeev F. D. and oth. *Kachestvo prokata i shtampovannyh izdelij iz nepreryvnyh slitkov krupnogo sechenija* [The quality of rolled products and stamped products from continuous ingots of large section]. *Problemy stal'nogo slitka : trudy III konferencii po slitku* [Problems of steel ingot: proceedings of the III conference on the ingot]. *Metallurgija* [Metallurgy].—Moscow, 1969, pp. 384–386. (in Russian).
17. Kiss E. *Walztechnische Probleme bei der Warmumformung von Stranggubknüppeln*. Neue Hutte. 1974, no. 2, pp. 77–82.
18. Ushijima K. Working process and resulting properties of continuously casting steel. *Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan*. 1975, vol. 15, no. 7, pp. 380–392.
19. Pastrnjak Z. *Prokatka nepreryvnyh zagotovok* [Rolling of continuously cast billets]. *Obzor po sisteme «Informstal'»* [Overview on the Informstal system]. 1983, no. 3 (152), 35 p. (in Russian).
20. Revtov N.I. *Vlijanie stepeni deformacii pri prokatke na strukturu i svojstva nepreryvnolitoj zagotovki* [Influence of the degree of deformation during rolling on the structure and properties of a continuously cast billet] *Izvestija VUZov. Chjornaja metallurgija*. [Izvestiya VUZov. Ferrous metallurgy]. 1986, no. 8, pp. 55–58. (in Russian).
21. Liberman L.A., Dubrovin I.V., Talanov I.I. and oth. *Minimal'noe obzhatie nepreryvnyh zagotovok dlja poluchenija kachestvennogo prokata* [Minimum reduction of continuously cast billets to obtain high-quality rolled products]. *Metallurgia* [Metallurg]. 1993, no. 4, pp. 31–34. (in Russian).
22. Rudskoj A.I., Lunjov V.A., Shheglova E.G. and oth. *Povedenie defektov makro- i mikrostruktury nepreryvnolitoj zagotovki pri sortovoj prokatke* [Behavior of defects in the macro- and microstructure of a continuously cast billet during section rolling]. *Metalloobrabotka* [Metalworking]. 2006, no. 4 (34), pp. 52–54. (in Russian).
23. Rudskoj A.I. and Lunjov V.A. *Teorija i tehnologija prokatnogo proizvodstva [Tekst]: ucheb. posob.* [Theory and technology of rolling production [Text]: textbook. Manual]. *Nauka* [Science]. Saint-Petersburg, 2008, 527 p. (in Russian).
24. Smirnov E.M., Belevitin V.O., Ignatov R.S. and oth. *K pitannju shhodo vplivu sumarnoi vitjazhki na zminu mezhi plinu stali 45 pri prokatci bezperevnyh zagotovok v pershih prohodah* [On the question of the influence of the total extract on the change in the flow limit of steel 45 during rolling of continuous billets in the first passes]. *Visnik Nacional'nogo tehničnogo universitetu «HPI»: zbirnik naukovih prac': tematičnij vipusk: Novi rishennja v suchasnih tehnologijah* [Bulletin of the National Technical University “KhPI”: coll. of scient. Works. Thematic issue: New solutions in modern technologies]. Kharkiv : NTU «HPI», 2011, no. 47, pp. 92–97. (in Ukrainian).

25. Smirnov E.N., Serov A.I., Skljar V.A., Dombrovskij E.O. and Smirnov O.E. *Issledovanie makrostruktury sortovoj nepreryvnolitoj zagotovki i povedenija defektov ejo osevoj zony vo vremja prokatki* [Investigation of the macrostructure of continuous-cast billet and the behavior of defects in its axial zone during rolling]. *Visnik NTU «HPI»* [Bulletin of the National Technical University "KhPI"]. 2015, no. 47 (1166), pp. 57–61. (in Russian).
26. Badjuk S.I. and Vorobej S.A. *Vybor razmera poperechnogo sechenija nepreryvnolitoj zagotovki dlja proizvodstva sortovogo prokata* [Selection of the size of the cross-section of a continuously cast billet for the production of long products]. *Obrabotka metallov davleniem* [Processing of metals by pressure]. 2013, no. 2 (35), pp. 181–187. (in Russian).
27. Smirnov E.N., Mit'ev A.P., Grigor'ev M.V. and oth. *Razvitie metodologii fizicheskogo modelirovanija povedenija osevoj usadochnoj rakoviny i poristosti* [Development of the methodology for physical modeling of the behavior of the axial shrinkage cavity and porosity]. *Naukovi praci DonNTU. Serija: Metalurgija* [Scientific works of DonNTU. Series: Metallurgy] Donetsk : DonGTU, 2002, no. 40, pp. 133–139. (in Russian).
28. Podberjoznyj N.P., Maksimenko O.P., Brodskij S.S. and oth. *Osobennosti izmenenija svojstv listov, prokatyvaemyh iz nepreryvnolitoj zagotovki* [Peculiarities of changing the properties of sheets rolled from continuously cast billets]. *Metall i lit'jo Ukrainy* [Metal and casting of Ukraine]. 1998, no. 5–6, pp. 52–54. (in Russian).
29. Konstantinov D.V. and Korchunov A.G. *Mul'timasshtabnoe komp'yuternoe modelirovanie processov obrabotki metallov davleniem* [Multiscale computer modeling of metal forming processes]. *Vestnik MGTU im. I. G. Nosova* [Vestnik MGTU im. I. G. Nosova]. 2015, no. 1, pp. 36–43. (in Russian).
30. Vorobej S.A. *Prognozirovanie razmera zjoren austenita pri gorjachej deformacii stali* [Prediction of the size of grains of austenite during hot deformation of steel]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chjornoj metallurgii : sb. nauchn. trudov* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: collection of articles. scientific. works]. Dnipropetrovsk : Vizion Publ., 2008, no. 18, pp. 222–232. (in Russian).
31. HE Wen-wu, LIU Jian-sheng, CHEN Hui-qui and GUO Hui-guang Simulation and analysis on microstructure evolution of large generator retaining ring during multi-fire forging. *Advanced Materials Research*. 2010, no. 97–101, pp. 176–181.
32. Duan Xing-Wang, Chen Hui-Qui and Liu Jian-Sheng Microstructure evolution of multi-heat forging and numerical simulation for 316LN steel. *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*. 2014, no. 7 (5), pp. 1012–1016.
33. Zhaoyang Jin, Kai Yin, Kai Yan, Defeng Wu, Juan Liu and Zhenshan Cui Finite element modeling on microstructure evolution during multi-pass hot compression for AZ31 alloys using incremental method. *Journal of Material Science & Technology*. 2017, no. 33, pp. 1255–1262.
34. Levchenko G.V., Djomina E.G., Vorobej S.A., Nefed'eva E.E. and Medinskij G. A. *Ocenka deformirovannogo sostojanija metalla po izmeneniju parametrov dendritnoj struktury* [Assessment of the deformed state of metal by changing the parameters of the dendritic structure]. *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost'* [Metallurgical and mining industry]. 2009, no. 5, pp. 71–75. (in Russian).
35. Djomina E.G. *Metod opredelenija stepeni nakoplennoj deformacii v trubnyh i koljosnyh zagotovkah po izmeneniju plotnosti «sledov» dendritnoj struktury* [Method for determining the degree of accumulated deformation in pipe and wheel workpieces by changing the density of "traces" of the dendritic structure]. *Nauka i metalurgija. Elektronne vidannja zbirki naukovih prac'* [Science and metallurgy. Electronic edition of the collection of scientific works]. Dnipro, 2017, no. 1, pp. 44–61. (in Russian).
36. Djomina E.G., Dement'eva Zh.A., Mirgorodskaja A.S. and Gunchenko D.V. *Analiz prorabatyvaemosti struktury stali 09G2S v processe gorjachej prokatki nepreryvnolitoj zagotovki* [Analysis of the workability of the structure of 09G2S steel in the process of hot rolling of a continuously cast billet]. *Nauka i metalurgija : elektronne vidannja zbirki naukovih prac'* [Science and Metallurgy : electronic edition of the collection of scientific works]. Dnipro, 2018, no. 2, pp. 4–18. URL : <http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/09/zbirka-statej.pdf>. (in Russian).
37. Saltykov S. A. *Stereometricheskaja metallografija* [Stereometric metallography]. *Metallurgija* [Metallurgy]. Moscow, 1976, 271 p. (in Russian).

Надійшла до редакції: 03.10.2020.

УДК 621.771.294:629.4.001.86

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.30.688

ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОХЛАЖДЕНИЯ СТАЛИ К76Ф ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ ГОЛОВКИ РЕЛЬСА

БАБАЧЕНКО А. И.¹, *докт. техн. наук*,
КОНОНЕНКО А. А.², *канд. техн. наук*,
ПОДОЛЬСКИЙ Р. В.^{3*}

¹ Отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² Отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

^{3*} Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49000, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 713-59-51; отдел проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Аннотация. *Цель работы* – определение критических точек и исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали для рельсов с повышенным содержанием марганца и микролегированных ванадием, для обоснованной разработки режимов термоупрочнения. **Методика.** Исследование кинетики распада аустенита нагретых образцов проводили в вакууме ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) при нагреве токами высокой частоты (2 МГц). Термический цикл определяется программой, которая основана на регулировании температуры образца во времени с помощью сваренной термопары (сплав Pt – Pt/Rh 10 %) диаметром 0,09 мм. Металлографические исследования проводили с использованием металлографического микроскопа Axio Observer и растрового электронного микроскопа РЭМ-106. Межпластиночное расстояние в перлите определяли линейным методом, секущие располагались перпендикулярно пакетам пластин. Твердость по Виккерсу при нагрузке 10 кг измеряли с помощью автоматического микротвердомера КВ 30. Количество структурных компонентов оценивали с помощью микрофотографии с использованием анализатора изображений с применением метода количественного определения фаз, реализованного в анализаторе изображений Thixomet. **Результаты.** Анализ термокинетической диаграммы (ТКД) показал, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита значительно снижаются с увеличением скорости охлаждения. При реализации рациональных режимов термообработки – охлаждение поверхности катания рельсов со скоростью не более 5 °С/с, центральных объемов головки рельса со скоростью не менее 2,5 °С/с возможно изготовление высокопрочных рельсов категорий ОТ370ИК, ДТ370ИК по ГОСТ Р 51685-2013 из стали марки К76Ф с содержанием 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V. В результате анализа ТКД исследуемой стали можно сделать вывод, что в стали марки К76Ф с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V невозможно добиться твердости выше 400 НВ без образования бейнита. **Научная новизна.** Построена термокинетическая диаграмма распада аустенита стали марки К76Ф с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V. **Практическая значимость.** Установлено, что на стали К76Ф с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V невозможно достичь твердости выше 400НВ без образования бейнита, поэтому для изготовления высокопрочных рельсов категории R400НТ по EN 13674-1-2011 она не может быть использована.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы; химический состав; межпластиночное расстояние; кинетика распада; твердость

ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ ТЕРМОКІНЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ОХОЛОДЖЕННЯ СТАЛІ К76Ф ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ТВЕРДОСТІ ПО ПЕРЕТИНУ ГОЛОВКИ РЕЙКИ

БАБАЧЕНКО О. І.¹, *докт. техн. наук*,
КОНОНЕНКО Г. А.², *канд. техн. наук*,
ПОДОЛЬСЬКИЙ Р. В.^{3*}

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

² Відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

³ Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49000, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 713-59-51; відділ проблем деформаційно-термічної обробки конструкційних сталей, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Акад. Стародубова К. Ф., 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Анотація. Мета роботи – визначення критичних точок і дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження сталі для рейок із підвищеним умістом марганцю і мікролегованих ванадієм, для обґрунтованого розроблення режимів термозміцнення. **Методика.** Дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрітих зразків проводили у вакуумі ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) з нагріванням струмами високої частоти (2 МГц). Термічний цикл визначається програмою, яка заснована на регулюванні температури зразка в часі за допомогою звареної термопари (сплав Pt – Pt / Rh 10 %) діаметром 0,09 мм. Металографічні дослідження проводили з використанням металографічного мікроскопа Axio Observer і растрового електронного мікроскопа РЕМ-106. Міжпластинчасту відстань у перліті визначали лінійним методом, січні розташовувалися перпендикулярно пакетам пластин. Твердість за Віккерсом під час навантаження 10 кг вимірювали за допомогою автоматичного мікротвердоміра КВ 30. Кількість структурних компонентів оцінювали за допомогою мікрофотографії з використанням аналізатора зображень із застосуванням методу кількісного визначення фаз, реалізованого в аналізаторі зображень Thixomet. **Результати.** Аналіз термодинамічної діаграми (ТКД) показав, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту і бейніту значно знижуються зі збільшенням швидкості охолодження. У разі реалізації раціональних режимів термообробки – охолодження поверхні кочення рейки зі швидкістю не більше 5 °С/с, центральних обсягів головки рейки зі швидкістю не менше 2,5 °С/с можливе виготовлення високоміцних рейок категорій ОТ370ИК, ДТ370ИК по ГОСТ Р 51685-2013 із сталі марки К76Ф з умістом 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V. У результаті аналізу ТКД досліджуваної сталі можна зробити висновок, що в сталі марки К76Ф з 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V неможливо досягти твердості вище 400 НВ без утворення бейніту. **Наукова новизна.** Побудовано термодинамічну діаграму розпаду аустеніту сталі марки К76Ф з 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V. **Практична значимість.** Установлено, що на сталі К76Ф з 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V неможливо досягти твердості вище 400НВ без утворення бейніту, тому для виготовлення високоміцних рейок категорії R400НТ по EN 13674-1- 2011 вона не може бути використана.

Ключові слова: залізничні рейки; хімічний склад; міжпластинчаста відстань; кінетика розпаду; твердість

SUBSTANTIATION OF THE CHOICE OF THERMOKINETIC PARAMETERS OF COOLING OF STEEL K76F TO INCREASE THE HARDNESS OVER THE SECTION OF THE RAIL HEAD

BABACHENKO O.I.¹, *Dr. Sc. (Tech.)*,
KONONENKO H.A.², *Cand, Sc, (Tech.)*,
PODOLSKYI R.V.^{3*}

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, Ak. Starodubova K.F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: A_Babachenko@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-2869-3478

² 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, Ak. Starodubova K.F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: perlit@ua.fm, ORCID ID: 0000-0001-7446-4105

^{3*} Department of heat treatment of metals, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Haharina Ave., 49000, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 713-59-51; 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, Ak. Starodubova K. F. Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 790-05-14, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-0288-0641

Abstract. Purpose. Determination of critical points and study of the kinetics of decomposition of supercooled austenite during continuous cooling of steel for rails with an increased content of manganese and microalloyed with vanadium, for substantiated development of thermal hardening modes. **Methodology.** The study of the kinetics of decomposition of austenite of heated samples was carried out in vacuum ($5.0 \cdot 10^{-4}$ mbar) with heating by high-frequency currents (2 MHz). The thermal cycle is determined by the program, which is based on the control of the sample temperature

over time using a welded thermocouple (Pt–Pt/Rh 10 % alloy) with a diameter of 0,09 mm. Metallographic studies were carried out using an Axio Observer metallographic microscope and an PCM-106 scanning electron microscope. The interplate spacing in pearlite was determined by a linear method, the secant lines were located perpendicular to the plate packs. The Vickers hardness at a load of 10 kg was measured using a KB 30 automatic microhardness tester. The amount of structural components was assessed by micrograph using an image analyzer using the phase quantification method implemented in the Thixomet image analyzer. **Results.** The thermokinetic diagram analysis showed that the temperatures of the beginning and the end of the formation of ferrite, pearlite, and bainite decrease significantly with an increase in the cooling rate. With the implementation of rational heat treatment modes - cooling the surface of the steel rolling rails of no more than 5 °C/sec, the central volumes of the rail head at a rate of at least 2.5 °C/sec, it is possible to manufacture high-strength rails of the ОТ370ИК, ДТ370ИК categories according to GOST R 51685-2013 from steel grade K76Ф with a content of 0.80 % C, 0.25 % Si, 0.97 % Mn, 0.055 % V. As a result of the analysis of the thermokinetic diagram of the investigated steel, it can be concluded that in the investigated steel grade K76F with 0.80 % C, 0.25 % Si, 0.97 % Mn, 0.055 % V it is impossible to achieve hardness above 400 HB without the formation of bainite. **Scientific novelty.** A thermokinetic diagram of the decomposition of austenite of steel grade K76F with 0.80 % C, 0.25 % Si, 0.97 % Mn, 0.055 % V is constructed. **Practical significance.** It was found that on steel K76F with 0.80 % C, 0.25 % Si, 0.97 % Mn, 0.055 % V, it is impossible to achieve a hardness higher than 400HV without the formation of bainite, therefore, for the manufacture of high-strength rails of category R400HT according to EN 13674-1-2011 it cannot be used.

Keywords: railway rails; chemical composition; interplate distance; decay kinetics; hardness

Введение

В Украине железнодорожные рельсы изготавливаются в соответствии с требованиями ДСТУ 4344: 2004 «Рельсы обычные для железных дорог широкой колеи. Общие технические условия» [1].

Рельсы в соответствии с ДСТУ 4344: 2004 [1] изготавливаются из углеродистых сталей мартеновского (маркировка М), конвертерного (маркировка К) или электросталеплавильного (маркировка Е) способов производства с содержанием углерода 0,69...0,80 % и 0,71...0,82 % без микролегирования или с введением ванадия или титана в количестве 0,03...0,07 % и 0,007...0,0025 % соответственно. При этом в нормативном документе не оговаривается, какая категория рельсов соответствует тому или иному химическому составу и для каких условий эксплуатации используется каждая категория рельсов.

Главный критерий долговечности рельсов – их износостойкость. Как показали многочисленные исследования, характеристикой, определяющей износостойкость, является твердость изделия [2; 3].

По требованиям к твердости на поверхности катания (374...401 HB для рельсов высшей категории) нормативная документация Украины занимает средние позиции среди стандартов других стран. Требования к твердости области качения ДСТУ 4344 превышают требования стандартов Австралии, Японии, Канады и

США. Однако они уступают требованиям ГОСТ Р 51685-2013 (верхний предел 405...409 HB для рельсов ОТ370ИК и ДТ370ИК) [4] и EN 13674-1: 2011 (верхний предел 390...440 HB для рельсов R400HT) [5].

Еще одна отличительная черта отечественного нормативного документа от российских и европейских стандартов – это глубина измерения твердости по сечению головки рельса. Максимальная глубина, определенная ДСТУ 4344, составляет 11 мм, а уровень твердости в этой точке для рельсов высшей категории должен быть не менее 321 HB. В то время как ГОСТ Р 51685-2013 регламентирует максимальную глубину измерения твердости в головке рельса 22 мм и уровень твердости в этой точке – не менее 352 HB для рельсов ОТ370ИК и ДТ370ИК, а EN 13674-1: 2011 – глубиной 20 мм при твердости более 370 HB.

По уровню значений твердости исследуемый рельс является рельсом высшей категории по ДСТУ 4344: 2004. В то же время данная категория рельсов по показателям твердости на глубине 11 мм не соответствует минимальным значениям для рельсов из стали марки R350, обеспечивающей наименьшую твердость для термического упрочнения рельсов согласно EN 13674-1-2011.

Таким образом, необходимо изучить возможность достижения в стали марки

К76Ф для рельсов уровня твердости, отвечающего требованиям зарубежных стандартов.

Цель работы

Определение критических точек и исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали для рельсов с повышенным содержанием марганца и микролегированных ванадием, для обоснованной разработки режимов термоупрочнения, повышающих их эксплуатационную надежность.

Материалы и методы исследований

Химический состав стали рельсов представлен в таблице 1. По массовой доле элементов эту сталь можно отнести к стали марки К76Ф с повышенным содержанием углерода в пределах марочного состава и пониженным количеством кремния.

Для исследования кинетики распада аустенита нагрев образцов в dilatометре DIL 805 A проводили в вакууме ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) токами высокой частоты (2 МГц) с использованием индуктора, состоящего из двух медных катушек. Эти катушки представляют собой полые медные трубки. Внутри внешней катушки циркулирует вода, необходимая для охлаждения индуктора, внутренние отверстия второй катушки используются для подачи газа (гелий, газообразный азот), предназначенного для ускоренного охлаждения образцов с заданной скоростью. Образец расположен горизонтально, а изменение геометрических размеров образца определяется с помощью высокоточного датчика LVDT (линейный дифференциальный трансформатор с переменным коэффициентом передачи), измеряющего линейное увеличение.

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали для рельсов, масс. доля, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	V
0,80	0,25	0,97	0,011	0,007	0,04	0,03	0,03	0,006	0,005	≤0,01	0,055

Термический цикл определяется программой, которая основана на

регулировании температуры образца во времени с помощью сваренной термопары (сплав Pt – Pt/Rh 10 %) диаметром 0,09 мм. Программа представлена в виде таблицы с указанием температуры и времени. Устройство поддерживает заданную температуру в заданное время. Скорость охлаждения определяется скоростью подачи охлаждающего газа.

Термокинетическую диаграмму (ТКД) строили после различных скоростей охлаждения dilatометрических образцов, нагретых в режиме, близком к режиму нагрева, при закалке рельсов в индукционной установке на участке термообработки ПАО «МК Азовсталь»: скорость нагрева образцов в индукторе составляла 30 °С/мин. После нагрева до аустенитной области образцы выдерживали в течение 5 минут и охлаждали гелием с разными скоростями: 0,2; 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30 °С/с.

Металлографические исследования проводили с использованием металлографического микроскопа с инвертированным кодовым названием Axio Observer. Д1м с моторизованным предметным столом и растрового электронного микроскопа РЭМ-106. Микрошлифы изготавливали посередине dilatометрических образцов в сечении, перпендикулярном их оси.

После стандартной методики приготовления металлографических шлифов исследуемую поверхность травили в 2...4 % спиртовом растворе азотной кислоты для выявления конечной структуры. Твердость по Виккерсу при нагрузке 10 кг измеряли с помощью автоматического измерителя микро-твердости КВ 30. Количество структурных компонентов оценивали с помощью микрофотографии с применением анализатора изображений с использованием метода количественного определения фаз, реализованного в анализаторе изображений Thixomet.

Результаты исследований

На первом этапе исследований были определены критические точки для исследуемой стали. Dilatометрические

исследования показали, что при нагревании образцов со скоростью 30 °С/мин в стали для железнодорожных рельсов полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при температуре ~735 °С (Ac1), заканчивается при ~760 °С (Ac3). Для построения ТКД образцы были нагреты до температуры 900 °С (примерно на ~50 °С выше температуры Ac3 для этой стали), что соответствует термообработке, принятой в производстве железнодорожных рельсов.

На ТКД (рис. 1) для каждой скорости охлаждения наносятся значения твердости по Виккерсу и объемные доли структурных компонентов, выраженные в процентах. Анализ ТКД показывает, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита значительно снижаются с увеличением скорости охлаждения. При увеличении скорости охлаждения наблюдается тенденция к увеличению значений твердости из-за структурных изменений, происходящих в стали: увеличение дисперсности структурных составляющих, уменьшение количества феррита и перлита в структуре, увеличение объемной доли бейнита и мартенсита.

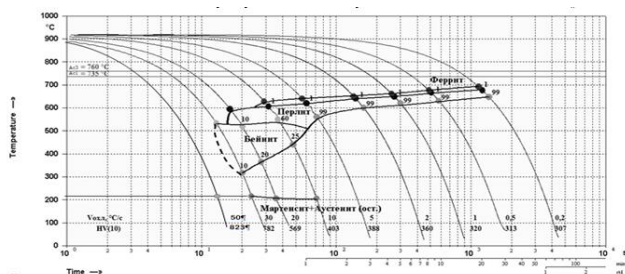


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали: 0,80 % C, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V

При скоростях охлаждения 0,2...5 °С/с структура исследуемой стали состоит из перлита и небольшого количества феррита (~1 %), образующегося по границам аустенитного зерна и имеющего вид очень тонкой рваной сетки (рис. 2 а–е).

По мере увеличения скорости охлаждения изменяется морфология и увеличивается дисперсность перлита: от среднего перлита до высокодисперсных структур сорбита и троостита закалки.

Структура троостита на микрофотографиях имеет наиболее темный цвет и отличается повышенной твердостью среди других продуктов диффузионного превращения. При скорости охлаждения 10 °С/сек на дилатометрической кривой фиксируется бейнитное (промежуточное) превращение (рис. 2 f). При последующем увеличении скорости охлаждения морфология бейнита изменяется: от перистого (верхний) до игольчатого (нижний) (рис. 2 g).

В исследуемой стали полностью подавляется образование доэвтектоидного феррита и перлита при скорости охлаждения более 15 °С/с. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до 30 °С/с приводит к уменьшению структуры объемной доли бейнита и увеличению количества мартенсита (рис. 2 h). При скорости охлаждения 50 °С/с образуется мартенсит.

Из таблицы видно, что при скоростях охлаждения 0,2...5 °С/с фазовый состав не меняется, но, как следует из рисунка 1, с увеличением скорости охлаждения твердость увеличивается. Причина этого – изменение дисперсности перлита.

Межпластиночное расстояние в перлите определяли линейным методом, секущие располагались перпендикулярно пакетам пластин. Микроструктура, сформированная при различных скоростях охлаждения, представлена на рисунке 3, результаты измерений графически показаны на рисунке 4.

Таблица 2

Фазовый состав экспериментальной стали при различных скоростях охлаждения

Скорость охлаждения, °С/с	Фазовая доля, % об.			
	Мартенсит + аустенит остаточн.	Бейнит	Перлит	Феррит
0,2	–	–	99	1
0,5	–	–	99	1
1	–	–	99	1
2	–	–	99	1
5	–	–	99	1
10	14	25	60	1
20	70	20	10	–
30	90	10	–	–
50	100	–	–	–

По мере увеличения скорости охлаждения изменяется морфология и

повышается дисперсность перлита: от тонкостенного к сорбитообразному перлиту 1 балла в соответствии с ГОСТ 8233. Это приводит к увеличению твердости (рис. 5).

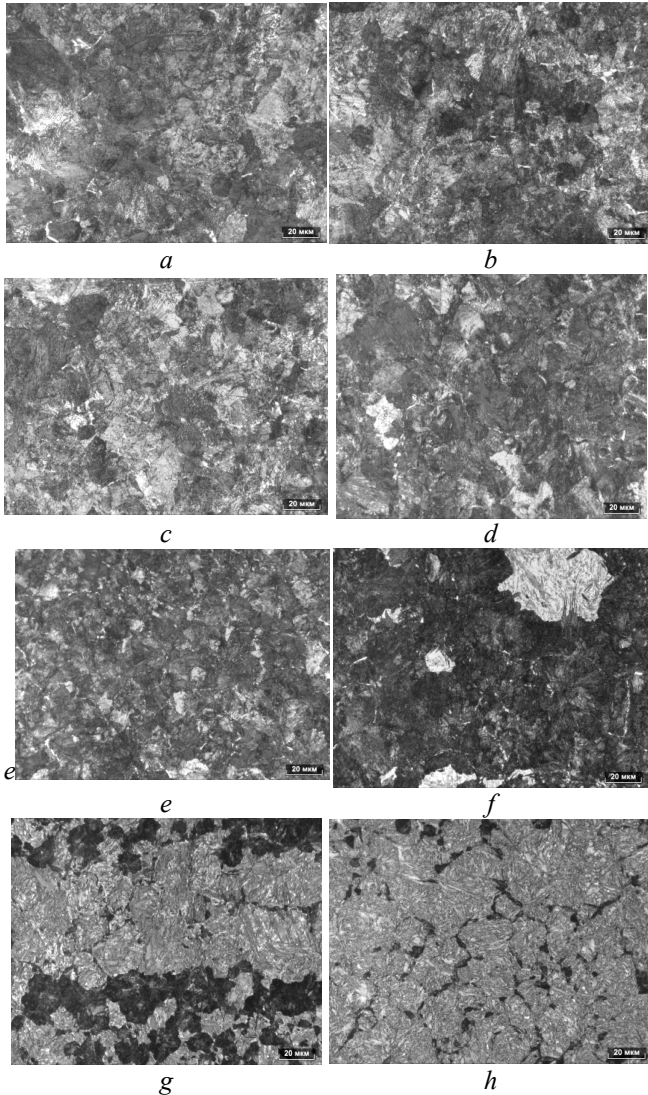


Рис. 2. Микроструктура образцов стали с 0,80 % C, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V, охлаждаемых с разными скоростями: a – 0,2 °C/c; b – 0,5 °C/c, c – 1 °C/c, d – 2 °C/c, e – 5 °C/c, f – 10 °C/c, g – 20 °C/c, h – 30 °C/c

Для однофазных сплавов и низкоуглеродистых сталей основным структурным элементом является размер зерна. Зависимость границы текучести достаточно хорошо описывается соотношением Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_i – деформация кристаллической решетки; K_y – величина, которая оценивает сопротивление зерен процессу

распространения пластической деформации; d – размер зерна феррита.

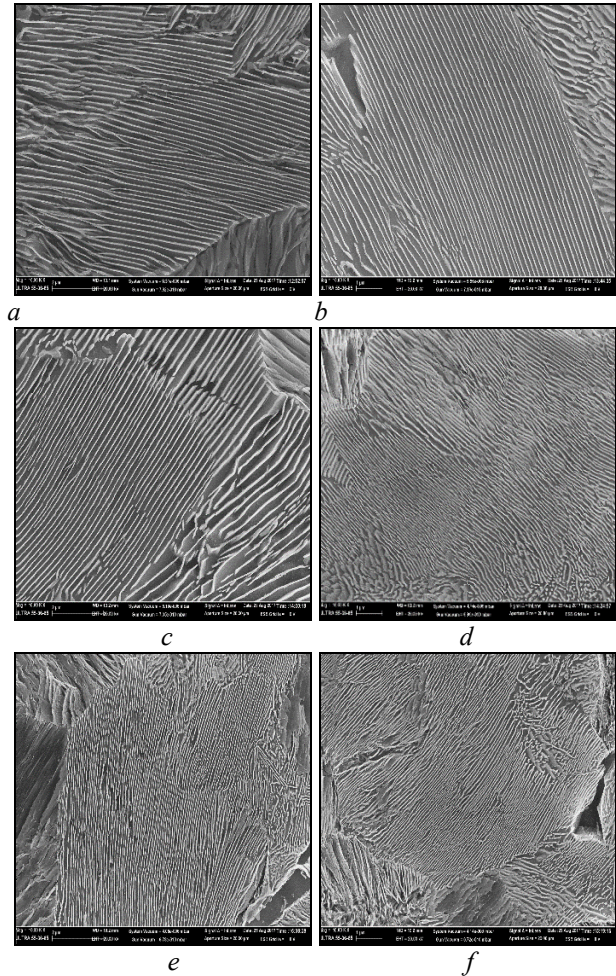


Рис. 3. Микроструктура стали с 0,80 % C, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V, охлажденной со скоростью 0,2 °C/c (a), 0,5 °C/c (b), 1 °C/c (c), 2 °C/c (d), 5 °C/c (e), 10 °C/c (f) × 10 000

Для высокоуглеродистых сталей, где основным структурным компонентом является перлит, в уравнении (1) вместо d можно использовать ΔS – межплоскостное расстояние, поскольку оно описывает ширину свободного пробега дислокаций, которая связана с шириной ферритных пластин. Поскольку увеличение скорости охлаждения уменьшает межпластиночное расстояние, эти изменения приводят к увеличению твердости и прочности при постоянном фазовом составе.

Согласно требованиям ГОСТ Р 51685-2013 «Рельсы железнодорожные. Общие технические условия» [4], твердость на поверхности для высокопрочных рельсов должна быть 370...409 НВ, а на глубине

22 мм от поверхности области качения головки по вертикальной оси рельса – не менее 352 НВ. Из диаграммы видно, что при скорости охлаждения 5 °С/с твердость составляет 403 НВ (385 НВ), а структура не содержит бейнита. При скорости охлаждения 2 °С/с твердость составляет 360 НВ (348 НВ). Это несколько ниже минимально допустимого значения, но методом интерполяции можно определить, что скорость охлаждения должна быть не менее 2,5 °С/с для достижения твердости не менее 352 НВ. То есть при реализации рациональных режимов термообработки – охлаждение поверхности качения рельса со скоростью 5 °С/с, центральных объемов головки рельса со скоростью не менее 2,5 °С/с – могут быть изготовлены высокопрочные рельсы категорий ОТ370ИК, ДТ370ИК по ГОСТ Р 51685-2013 из стали марки К76Ф с содержанием 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V.

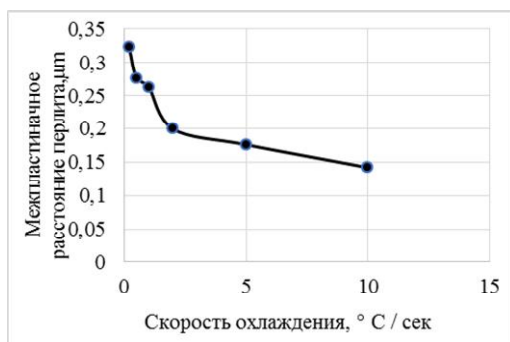


Рис. 4. Зависимость межпластинчатых расстояний перлита от скорости охлаждения стали с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V

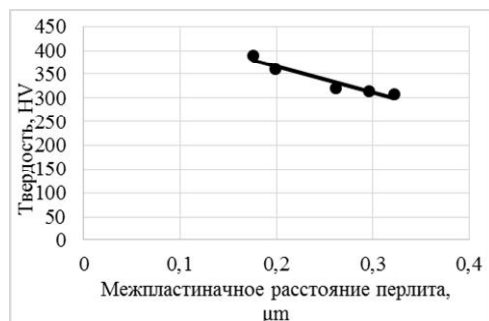


Рис. 5. Зависимость твердости стали с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V межпластинчатых расстояний перлита

В соответствии с требованиями стандарта EN 13674-1-2011 «Железные дороги – Рельсы – Рельсы – Часть 1: Рельсы Vignole 46 кг/м и более» [5] твердость на поверхности качения рельсов категории R400HT должна составлять 400...440 НВ, а на глубине 20 мм от поверхности качения головки по вертикальной оси рельса – не менее 370 НВ. В результате анализа ТКД исследуемой стали (рис. 1) можно сделать вывод, что в исследуемой стали марки К76Ф с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V невозможно добиться твердости выше 400 НВ без образования бейнита. Для изготовления высокопрочных рельсов категории R400HT EN 13674-1-2011 необходимо создание стали нового химического состава.

Выводы

1. При реализации рациональных режимов термообработки – охлаждение поверхности качения рельсов со скоростью 5 °С/с, центральных объемов головки рельса со скоростью не менее 2,5 °С/с – возможно изготовление высокопрочных рельсов категорий ОТ370ИК, ДТ370ИК по ГОСТ Р 51685-2013 из стали марки К76Ф с содержанием 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V.

2. Установлена закономерность изменения межпластинчатого расстояния в перлите в зависимости от скорости охлаждения стали марки К76Ф с содержанием 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V.

3. Установлена закономерность изменения твердости в зависимости от межпластинчатого расстояния в перлите стали марки К76Ф с содержанием 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V.

4. В результате анализа ТКД исследуемой стали можно сделать вывод, что в исследуемых сталях марки К76Ф с 0,80 % С, 0,25 % Si, 0,97 % Mn, 0,055 % V невозможно достичь твердости выше 400НВ без образования бейнита. Для изготовления высокопрочных рельсов категории R400HT по EN 13674-1-2011 необходимо создание стали нового химического состава.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. ДСТУ 4344:2004. Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови. [Чинний від 2005-10-01]. Київ : Держспоживстандарт України, 2005. 31 с. (Національний стандарт України). URL : (https://ugmk.ua/dbs.8.files/gosts/d4344-20041_305.pdf).
2. Узлов И. Г., Сухомлин Г. Д., Узлов К. И., Кныш А. В. Оптимизация параметров отпуска цельнокатаных железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости на основании электронномикроскопического анализа. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии* : сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. Днепропетровск : ВИЗИОН, 2006. Вып. 13. С. 143–148. URL : (<http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/21681/17-Uzlov.pdf?sequence=1>).
3. Узлов И. Г., Узлов К. И., Кныш А. В., Хулин А. Н. Исследование механических характеристик локомотивных бандажей из микролегированной углеродистой стали повышенной твердости и износостойкости. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. 2008. Вып. 45, ч. 1. С. 164–169. URL : (file:///C:/Users/%D0%BE%D0%BA3/Downloads/smmit_2008_47_119.pdf).
4. ГОСТ Р 51685–2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия (EN 13674-1:2011, NEQ). [Дата введения 2014-07-01]. Москва : Стандартинформ, 2014. 96 с. (Национальный стандарт Российской Федерации). URL : (<http://gostexpert.ru/data/files/51685-2013/68407.pdf>).
5. Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above : EN 13674-1:2011 (E). - [With effect from 2011-08-01]. Brussels. : European Committee For Standardization, 2011. 108 p. (CEN National Members). URL : (<https://www.nfnorm.cz/en/ehn/1599>).

REFERENCES

1. DSTU 4344:2004. Rejki zvyčajni dlja zaliznic' shirokoï kolïi. Zagal'ni tehnični umovi [Chinnij vid 2005-10-01]. [DSTU 4344: 2004. Rails are common for wide gauge railways. General technical conditions [Valid from 2005-10-01]. Kyiv : Derzhspozhivstandart Ukrainy, 2005, 31 p. (Nacional'nij standart Ukraini). URL : (https://ugmk.ua/dbs.8.files/gosts/d4344-20041_305.pdf). (in Ukrainian).
2. Uzlov I.G., Suhomlin G.D., Uzlov K.I. and Knysh A.V. *Optimizacija parametrov otpuska cel'nokatanyh zheleznodorozhnyh koles povyshennoj prochnosti i iznosostojkosti na osnovanii jelektronnomikroskopicheskogo analiza* [Optimization of the tempering parameters of solid-rolled railway wheels of increased strength and wear resistance on the basis of electron microscopic analysis]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoï metallurgii : sb. nauchn. tr. IChM NANU* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy : sat. scientific. tr. HMI NANU]. Dnipropetrovsk : VIZION, 2006, no. 13, pp. 143–148. URL : (<http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/21681/17-Uzlov.pdf?sequence=1>). (in Russian).
3. Uzlov I.G., Uzlov K.I., Knysh A.V. and Hulin A.N. *Issledovanie mehanicheskikh harakteristik lokomotivnyh bandazhej iz mikrolegirovannoj uglerodistoj stali povyshennoj tvjordosti i iznosostojkosti* [Investigation of the mechanical characteristics of locomotive tires made of microalloyed carbon steel with increased hardness and wear resistance]. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie* [Construction, materials science, mechanical engineering]. 2008, no. 45, part 1, pp. 164–169. URL : (file:///C:/Users/%D0%BE%D0%BA3/Downloads/smmit_2008_47_119.pdf). (in Russian).
4. GOST R 51685–2013. *Rel'sy zheleznodorozhnye. Obshhie tehničeskie uslovija (EN 13674-1:2011, NEQ. [Data vvedeniya 2014-07-01]* [GOST R 51685–2013 Railway rails. General Specification (EN 13674-1: 2011, NEQ). [Date of introduction 2014-07-01]. Moscow : Standartinform, 2014, 96 p. (Nacional'nyj standart Rossijskoj Federacii). URL : (<http://gostexpert.ru/data/files/51685-2013/68407.pdf>). (in Russian).
5. Railway applications – Track – Rail – Part 1 : Vignole railway rails 46 kg/m and above : EN 13674-1:2011 (E). [With effect from 2011-08-01]. Brussels : European Committee For Standardization, 2011, 108 p. (CEN National Members). URL : (<https://www.nfnorm.cz/en/ehn/1599>).

Поступила в редакцию: 14.10.2020.

УДК 519.21

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.38.689

АНАЛІЗ БАЛОВОЇ МАРТЕНСИТНОЇ СТРУКТУРИ

ВОЛЧУК В. М., *докт. техн. наук, доц.*

Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Анотація. Вступ. Мартенситна структура сталей, що формується шляхом механізму зсуву атомних ґраток за рахунок швидкого охолодження, в різних середовищах має складну форму на різних масштабних рівнях її представлення. Традиційно аналіз мартенситної структури на мікроструктурному рівні здійснюється шляхом використання балової шкали, що являє собою напівкількісну характеристику. Однак такий підхід не завжди задовольняє результатам кількісного оцінювання мартенситної структури сталей та прогнозу їх службових характеристик, зокрема, механічних. Для кількісного оцінювання мартенситної структури сталей використано фрактальний підхід. **Матеріали та методика.** Досліджувалася балова шкала мартенситної структури (балова оцінка 1–10) згідно з ГОСТ 8233 із застосуванням фрактального формалізму. Методика визначення фрактальної розмірності базується на запатентованій методиці, що включає пошук збіжності значень фрактальної клітинної та точкової розмірностей. Застосована методика підвищує адекватність отриманих значень фрактальної розмірності структури досліджуваного матеріалу. **Результати експерименту.** Шляхом визначення розмірності балової мартенситної структури встановлено, що вона дробна, тобто фрактальна. Зафіксовано збільшення фрактальної розмірності голок мартенситу за підвищення їх балу. Подібна тенденція спостерігається також для фрактальної розмірності меж зерен (голок) мартенситу, що зростає при збільшенні балової оцінки. Зростання фрактальної розмірності мартенситу може бути зумовлене зміною його морфології від прихованого голчатої до грубого голчатої. **Висновки.** Проведено аналіз балової мартенситної структури згідно з нормативними документами. Отримано регресійні моделі оцінки балової мартенситної структури залежно від її фрактальної розмірності ($R^2 = 0,81$) та меж зерен ($R^2 = 0,67$). Це свідчить про можливість застосування фрактального підходу як альтернативного, до контролю структури мартенситу після різних режимів термічної обробки.

Ключові слова: мартенсит; фрактальна розмірність; балова оцінка; методика; регресійна модель

АНАЛИЗ БАЛОВОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРЫ

ВОЛЧУК В. Н., *докт. техн. наук, доц.*

Кафедра материаловедения и обработки материалов, Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днипро, Украина, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Аннотация. Введение. Мартенситная структура сталей, формирующаяся путем механизма сдвига атомных решеток за счет быстрого охлаждения, в различных средах имеет сложную форму на различных масштабных уровнях ее представления. Традиционно анализ мартенситной структуры на микроструктурном уровне осуществляется путем использования балловой шкалы, которая является полуколичественной характеристикой. Однако такой подход не всегда удовлетворяет результатам количественной оценки мартенситной структуры сталей и прогноза их служебных характеристик, в частности, механических. Для количественной оценки мартенситной структуры сталей использовался фрактальный подход. **Материалы и методика.** Исследовалась балловая шкала мартенситной структуры (балловая оценка 1–10) согласно ГОСТ 8233 с применением фрактального формализма. Методика определения фрактальной размерности базируется на запатентованной методике, включающей поиск сходимости значений фрактальной клеточной и точечной размерностей. Применяемая методика повышает адекватность полученных значений фрактальной размерности структуры исследуемого материала. **Результаты эксперимента.** Путем определения размерности балловой мартенситной структуры установлено, что она дробная, то есть является фрактальной. Зафиксировано увеличение фрактальной размерности игл мартенсита при повышении их балла. Подобная тенденция наблюдается также для фрактальной размерности границ зерен (игл) мартенсита, которая растет при увеличении балловой оценки. Рост фрактальной размерности мартенсита может быть обусловлен изменением его морфологии от скрытоигольчатой к грубоигольчатой. **Выводы.** Проведен анализ балловой мартенситной структуры в соответствии с нормативными документами. Получены регрессионные модели оценки балловой мартенситной

структури в залежності від її фрактальної розмірності ($R^2 = 0,81$) і границ зерен ($R^2 = 0,67$). Это свидетельствует о возможности применения фрактального подхода как альтернативного при контроле структуры мартенсита после различных режимов термической обработки.

Ключевые слова: мартенсит; фрактальная размерность; балловая оценка; методика; регрессионная модель

STUDY OF THE EFFECT OF CARBON ON THE FRACTAL DIMENSION OF STEEL

VOLCHUK V.M., *Dr. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*

Department of Materials Science, State Higher Education Institution “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”, 24-a, Chernyshevskoho St., Dnipro 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Abstract. Introduction. The martensitic structure of steels arising by the mechanism of atomic lattice shift due to rapid cooling in various media has a complex shape at various scale levels of its representation. Traditionally, the analysis of the martensitic structure at the microstructural level is carried out using a point scale, which is a semi-quantitative characteristic. However, this approach does not always satisfy the results of a quantitative assessment of the martensitic structure of steels and the prediction of their service characteristics, in particular, mechanical ones. A fractal approach was used to quantify the martensitic structure of steels. **Materials and methods.** The work investigated the point scale of the martensitic structure (point grade 1–10) according to ГОСТ 8233 using fractal formalism. The method for determining the fractal dimension is based on a patented technique, including the search for the convergence of the values of the fractal cell and point dimensions. The applied technique increases the adequacy of the obtained values of the fractal dimension of the structure of the material under study. **Experiment Results.** By determining the dimension of the point martensite structure, it was established that it is fractional, that is, it is fractal. An increase in the fractal dimension of martensite needles with an increase in their score was recorded. A similar trend is also observed for the fractal dimension of the grain boundaries (needles) of martensite, which increases with an increase in the score. An increase in the fractal dimension of martensite may be due to a change in its morphology from latent-acicular to coarse-acicular. **Conclusions.** The analysis of the point martensite structure is carried out in accordance with the normative documents. Regression models for evaluating the martensitic structure in terms of its fractal dimension ($R^2 = 0,81$) and grain boundaries ($R^2 = 0,67$) are obtained. This indicates the possibility of using the fractal approach, as an alternative, when controlling the structure of martensite after different modes of heat treatment.

Keywords: martensite; fractal dimension; scoring; methodology; regression model

Вступ. У стандартних нормативних документах для визначення структури металевих матеріалів застосовується балова оцінка. Така статистична оцінка напівкількісна й несе в собі лише часткову інформацію про будову матеріалу [1–3]. Це пов'язано з тим, що реальна структура багатьох матеріалів складна та не завжди піддається однозначному оцінюванню традиційними методиками [4–6]. Тому не існує єдиного критерію оцінювання структури, що дозволяє встановити строгу відповідність між структурою та властивостями.

Однією з причин подібної невідповідності може бути неповнота формальної аксіоматики, що породжується застосуванням лише традиційних методів,

що, в основному, базуються на цілочисловій геометрії Евкліда [7; 8].

Мартенситна структура, що здебільшого описується баловою шкалою, також має складну геометричну конфігурацію форми своїх елементів (голок мартенситу). Вона описується за допомогою балової шкали 1–10 згідно з ГОСТ 5639.

Для часткової компенсації неповноти формальної аксіоматики, що виникає в процесі описання структур матеріалів, останнім часом активно застосовують фрактальний підхід [9–12]. Застосування теорії фракталів у металознавстві дозволяє прогнозувати механічні характеристики сталей [13–15], чавунів [16; 17], здійснювати альтернативний аналіз балової шкали розмірів зерна сталей [18]; проводити ранжування критеріїв якості

багатопараметричних технологій [19; 20]; оцінювати кількість вуглецю в перлітній структурі [21] тощо.

У роботі проведено фрактальний аналіз балової мартенситної шкали № 3 (ГОСТ 8233) на предмет установлення відповідності між фрактальною розмірністю мартенситу та його баловою оцінкою.

Матеріали та методика. Досліджувалась мартенситна шкала № 3 згідно з ГОСТ 8233, де мартенсит залежно від лінійних розмірів своїх голок (довжини) оцінювався по балах 1–10 (табл.).

Таблиця

Характеристика мартенситної шкали № 3

Бал	Характеристика мартенситу	Найбільша довжина голок, мкм
1	прихованоголчатий	Менше 0,2
2	дуже дрібноголчатий	2,0
3	дрібноголчатий	4,0
4	дрібноголчатий	6,0
5	середньоголчатий	8,0
6	середньоголчатий	10,0
7	крупноголчатий	12,0
8	крупноголчатий	16,0
9	крупноголчатий	20,0
10	грубоголчатий	більше 20,0

Фрактальну розмірність балової шкали мартенситу розраховували за запатентованою методикою [22], що базується на збіжності клітинної та точкової фрактальних розмірностей. Ця методика випробувана на різних видах матеріалів різного призначення [23; 24].

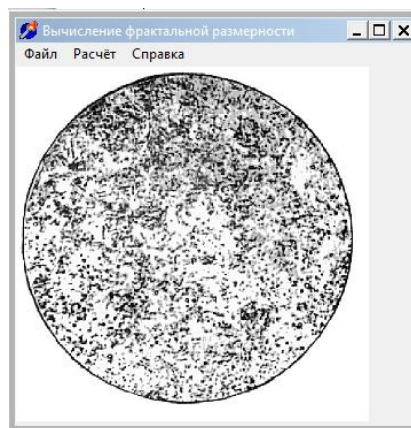
Результати розрахунку балової шкали мартенситу за допомогою розробленої методики наведені на рисунку 1. На рисунку 1 уведено такі величини: D_t – фрактальна розмірність голок мартенситу; $I(n)$ – розмір клітинки в пікселях згідно з комп'ютерною обробкою.

Із рисунка 1 б випливає, що найкраща збіжність показників фрактальної розмірності балової оцінки 1 спостерігається на четвертому кроці обчислень. Тому це середнє значення дробної розмірності

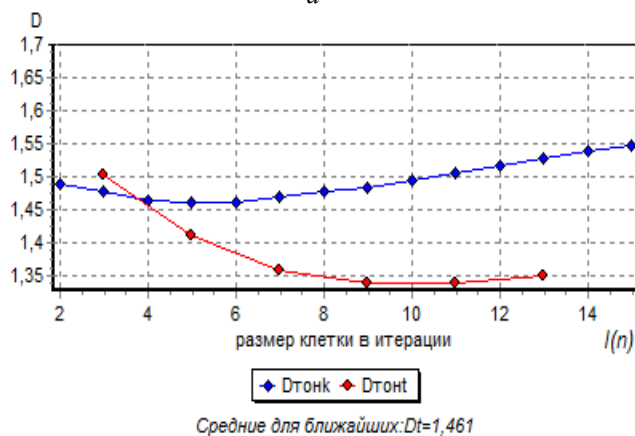
мартенситу 1,461 бралось для наступних розрахунків і т. д.

Результати експерименту. В ході експерименту досліджувався зв'язок між баловою оцінкою мартенситу (рис. 2) та його фрактальною розмірністю і розмірністю меж зерен (голок).

Отримані результати обчислень розмірності мартенситу свідчать, що ця характеристика являє собою дробну (фрактальну) величину (рис. 3). Одна з причин, що зумовлюють фрактальність мартенситної структури, – це складна геометрична конфігурація його голок, які формуються у відкритій системі в результаті дії механізму зсуву атомних ґраток швидкого охолодження металу.



а



б

Рис. 1. Комп'ютерна реалізація розрахунку фрактальної розмірності мартенситу: а – бал 1; б – результати розрахунку фрактальної розмірності: клітинна $D_{тонк}$ та точкова $D_{точк}$ розмірності

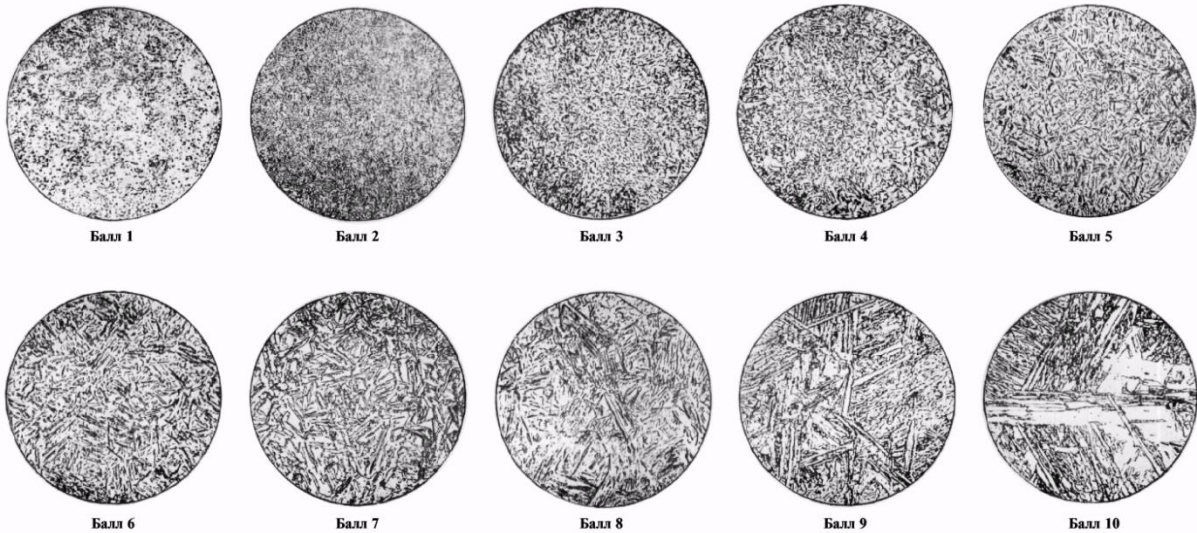


Рис. 2. Еталонна шкала 3 залежно від розмірів голок мартенситу у сталях, $\times 100$

Розмірність меж голок також постає фрактальною величиною (рис. 4).

Співвідношення між фрактальною розмірністю мартенситу D і бальною оцінкою n описується співвідношенням (1), а для меж голок D_{gp} – співвідношенням (2). Коефіцієнт парної регресії R^2 для поліноміальної моделі (1) становить 0,81, а для лінійної (2) – 0,67.

$$D = 0,0099n^2 - 0,0887n + 1,6125, \quad (1)$$

$$D_{gp} = 0,0204n + 1,5379. \quad (2)$$

Зафіксовано збільшення фрактальної розмірності голок мартенситу у разі підвищення їх бала. Подібна тенденція спостерігається також для фрактальної

розмірності меж зерен (голок) мартенситу, що зростає у разі збільшення бальної оцінювання. Зростання фрактальної розмірності мартенситу може бути зумовлене зміною його морфології від прихованого до грубого.

На рисунку 5 наведено розбіжність значень фрактальних розмірностей мартенситу та меж його голок $\Delta D = |D - D_{gp}|$.

Існування подібної розбіжності може свідчити, що фрактальний підхід є більш диференційованим для оцінювання реальних структур матеріалів порівняно з традиційним евклідовим (цілочисловим) підходом, оскільки в ньому враховується спосіб задання метрики [25].

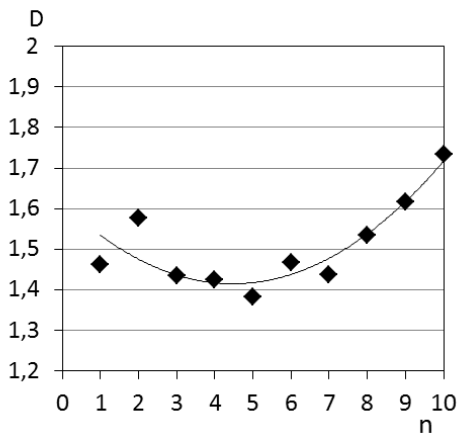


Рис. 3. Співвідношення між фрактальною розмірністю мартенситу та його бальною оцінкою

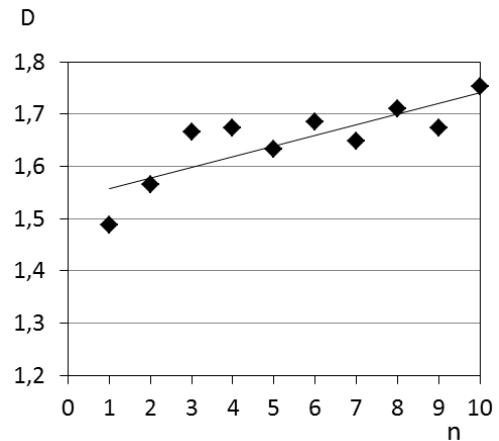


Рис. 4. Співвідношення між фрактальною розмірністю меж голок мартенситу та його бальною оцінкою

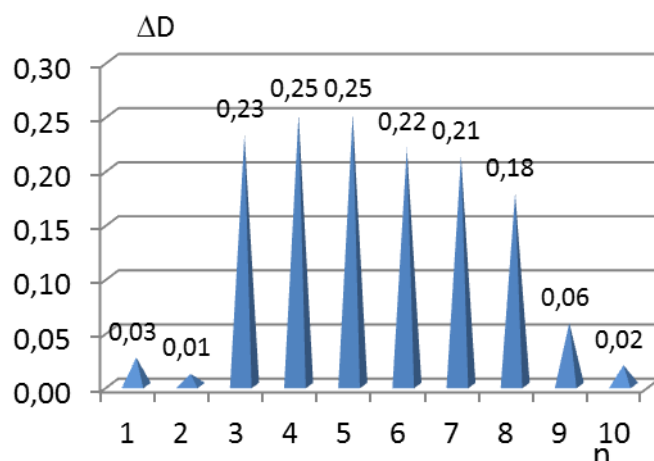


Рис. 5. Розбіжність значень між фрактальною розмірністю мартенситу та межами його зерен

Висновки. Встановлено відповідність між фрактальною розмірністю мартенситу та межами його зерен (голок) і еталонною шкалою № 3 (ГОСТ 8233). Отримані результати свідчать про існування чутливості

між даними показниками, що дозволяє застосовувати фрактальний підхід як експрес-методику оцінювання мартенситної структури сталей.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Дубров Ю., Большаков В., Волчук В. Пути идентификации периодических многокритериальных технологий : монография. Саарбрюккен : Palmarium Academic Publishing, 2015. 236 с. URL : <https://www.palmarium-publishing.ru/extern/listprojects>
2. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. Идентификация многопараметрических, многокритериальных технологий и пути их практической реализации. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2013. № 4. С. 5–11.
3. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. Основы организации фрактального моделирования : монография. Киев : Академперіодика, 2017. 170 с.
4. Волчук В. Н. О применении вейвлетно-мультифрактального анализа в задаче оценки структуры металла. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. Дніпропетровськ, 2015. № 9. С. 24–30. URL: <http://visnyk.pgasa.dp.ua/article/view/53726>
5. Волчук В. Н. Применение результатов вейвлетно-мультифрактального анализа структуры металла для прогноза его качества. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. Дніпропетровськ, 2015. № 10. С. 16–20. URL: <http://visnyk.pgasa.dp.ua/article/view/56591>
6. 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://hrcak.srce.hr/202359>
7. Bol'shakov V., Volchuk V., Dubrov Yu. Fractals and properties of materials : monograph. Saarbrücken : Lambert Academic Publishing, 2016. 140 p. URL : <https://www.lap-publishing.com/catalog/details/store/tr/book/978-3-330-01812-9/fractals-and-properties-of-materials?search=Fractals>
8. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. Материаловедческие аспекты применения частичной компенсации неполноты формальной аксиоматики. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2015. № 5. С. 10–16. URL : <http://visnyk.pgasa.dp.ua/article/view/47385/43497>
9. Mandelbrot B. B. The Fractal Geometry of Nature : monograph. New-York, San Francisco : Freeman, 1982. 480 p. URL: <http://www.amazon.com/Fractal-Geometry-Nature-Benoit-Mandelbrot/dp/0716711869>
10. Zhuravel' I. M., Svir'ska L. M. Measurement of the mean grain size in a metal by using fractal dimensions. *Materials Science*. 2010. Vol. 46. № 3. Pp. 418–420.
11. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. Особенности применения мультифрактального формализма в материаловедении. *Доповіді НАН України*. 2008. № 11. С. 99–107. URL: <http://www.dopovidi.nas.gov.ua/2008-11/08-11-17.pdf>
12. Большаков В., Волчук В., Дубров Ю. Пути применения теории фракталов : монография. Саарбрюккен : Palmarium Academic Publishing, 2016. 146 с. URL : <https://www.palmarium-publishing.ru/extern/listprojects>

13. Волчук В. Н. Определение чувствительности мультифрактальных характеристик металла. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2015. № 12. С. 10–14. URL : <http://visnyk.pgasa.dp.ua/article/view/58941>
14. Bolshakov V. I., Volchuk V. M., Parhomenko O. F. Evaluation of High Strength Steel Fatigue. *UDCS'19: Fourth International Iron and Steel Symposium* (April 4–6, 2019). Karabuk, Turkey : Karabuk University, 2019. Vol. 4. Pp. 415–417. URL: <https://drive.google.com/open?id=1jfWwEhSuRl-3bGcv-dG7CzYnmMh7KcVT>
15. Волчук В. Н. Применение концепции мультифракталов для контроля качества низколегированной стали. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2018. № 3. С. 20–27. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.250918.20.3954>
16. Bolshakov V. I., Volchuk V. M., Dubrov Yu. I. Regularization of One Conditionally Ill-Posed Problem of Extractive Metallurgy. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2018. Vol. 40, № 9. Pp. 1165–1171. URL : <https://DOI:10.15407/mfint.40.09.1165>
17. Волчук В. М. Модель оцінювання твердості чавунних валків СПХН-43 та СШХНФ-47. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 4. С. 22–35. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.241219.22.597>
18. Волчук В. Н. Фрактальный анализ балловой системы. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2018. № 5. С. 47–53. URL : <http://visnyk.pgasa.dp.ua/article/view/58941>
19. Волчук В. Н. К применению фрактального формализма при ранжировании критериев качества многопараметрических технологий. *Металлофизика новейшие технологии*. 2017. Т. 39, № 3. С. 949–957. URL : <http://mfint.imp.kiev.ua/ru/abstract/v39/i07/0949.html>
20. Kroviakov S., Volchuk V., Zavaloka M., Kryzhanovskiy V. Search for Ranking Approaches of Expanded Clay Concrete Quality Criteria. In: *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2019. Vol. 968. Pp. 20–25. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.968.20>
21. Волчук В. М., Іванцов С. В., Тютєрев І. А. Дослідження впливу вуглецю на фрактальну розмірність сталі. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2020. № 3. С. 31–39. URL: <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.070720.31.638>
22. Большаков В. И., Дубров Ю. И., Криулин Ф. В., Волчук В. М. Патент на винахід № 51439А України. Спосіб визначення фрактальної розмірності зображення. Бюл. № 11. 15.11.2002. URL: <http://uapatents.com/3-51439-sposib-viznachennya-fraktalno-rozmirnosti-zobrazhennya.html>
23. Volchuk V. M., Parhomenko O. F. Fractal approach in assessing the quality of steel 20. *Innovative Lifecycle Technologies of Housing, Industrial and Transportation Objects : collective monograph; under the general editorship Savytskyi M. Dnipro : SHEE “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture” ; Bratislava : Slovak University of Technology in Bratislava, 2018. Pp. 48–53. URL : <http://srd.pgasa.dp.ua:8080/xmlui/handle/123456789/1380>*
24. Волчук В. М. Моделювання властивостей конструкційних матеріалів. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2020. № 1. С. 21–35. URL: <http://mtom.pgasa.dp.ua/article/view/201950>
25. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. К определению метрики объекта идентификации. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2016. № 4. С. 10–14. URL : <http://mtom.pgasa.dp.ua/article/view/10-14/85306>

REFERENCES

1. Dubrov Yu., Bolshakov V. and Volchuk V. *Puti identifikatsii periodicheskikh mnogokriterial'nykh tekhnologiy* [Road periodic identification of multi-criteria Technology]. Saarbrucken : Palmarium Academic Publishing, 2015, 236 p. (in Russian).
2. Bolshakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *Identifikatsiya mnogoparametricheskikh, mnogokriterial'nykh tekhnologiy i puti ikh prakticheskoy realizatsii* [Multiparameter identification, multicriteria techniques and ways of their implementation]. *Metall Science and Heat Treatment of Metals*. 2013, no. 4, pp. 5–11. (in Russian).
3. Bolshakov V.I., Volchuk V.M. and Dubrov Yu.I. *Osnovy organizatsii fraktal'nogo modelirovaniya* [Fundamentals of fractal modeling]. Kyiv : Akadempriodika, 2017, 170 p. (in Russian).
4. Volchuk V.N. *O primeneniі veyvletno-mul'tifraktal'nogo analiza v zadache otsenki struktury metalla* [The application of wavelet-multifractal analysis in problems of metal structure]. *Visnyk Prydniprovskoyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprovsk'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2015, no. 9, pp. 24–30. (in Russian).
5. Volchuk V.N. *Primeneniye rezul'tatov veyvletno-mul'tifraktal'nogo analiza struktury metalla dlya prognoza yego kachestva* [Application of results of wavelet and multifractal analysis of metal structure for prognosis of its quality]. *Visnyk Prydniprovskoyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprovsk'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2015, no. 10, pp. 16–20. (in Russian).
6. 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.

7. Bol'shakov V., Volchuk V. and Dubrov Yu. Fractals and properties of materials. Saarbrucken : Lambert Academic Publishing, 2016, 140 p.
8. Bol'shakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *Materialovedcheskiye aspekty primeneniya chastichnoy kompensatsii nepolnoty formal'noy aksiomatiki* [Material aspects of use of partial compensation of incompleteness of formal axiomatics]. *Visnyk Prydniprov's'koyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2015, no. 5, pp. 10–16. (in Russian).
9. Mandelbrot B. B. The Fractal Geometry of Nature. New-York, San Francisco : Freeman, 1982, 480 p.
10. Zhuravel' I. M. and Svirs'ka L.M. Measurement of the mean grain size in a metal by using fractal dimensions. *Materials Science*. 2015, vol. 46, no 3, pp. 418–420.
11. Bolshakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *Osobennosti primeneniya mul'tifraktal'nogo formalizma v materialovedenii* [Features of the multifractal formalism in materials]. *Dopovidi Natsionalnoi akademii nauk Ukrainy* [Reports of the National Academy of Sciences of Ukraine]. 2008, no. 11, pp. 99–107. (in Russian).
12. Bol'shakov V., Volchuk V. and Dubrov Yu. *Puti primeneniya teorii fraktalov* [Ways of applying the theory of fractals]. Saarbrucken : Palmarium Academic Publishing, 2016, 146 p. (in Russian).
13. Volchuk V.M. *Opredeleniye chuvstvitel'nosti mul'tifraktal'nykh kharakteristik metalla* [Determining the sensitivity of the multifractal characteristics of metals]. *Visnyk Prydniprov's'koyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2015, no. 12, pp. 10–14. (in Russian).
14. Bolshakov V.I., Volchuk V.M. and Parhomenko O.F. Evaluation of High Strength Steel Fatigue. UDCS'19: Fourth International Iron and Steel Symposium, April 4–6, 2019, Karabuk University, Karabuk, Turkey, 2019, vol. 4, pp. 415–417.
15. Volchuk V.M. *Primeneniye kontseptsii mul'tifraktalov dlya kontrolya kachestva nizkolegirovannoy stali* [Application of the concept of multifractal to control the quality of low-alloy steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2018, no. 3, pp. 20–27. (in Russian).
16. Bolshakov V.I., Volchuk V.M. and Dubrov Yu.I. Regularization of One Conditionally Ill-Posed Problem of Extractive Metallurgy. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2018, vol. 40, no. 9, pp. 1165–1171. URL : <https://DOI:10.15407/mfint.40.09.1165>
17. Volchuk V.M. *Model' otsinyuvannya tverdosti chavunnykh valkiv C11XH-43 ta C11XHΦ-47* [Model of assessment of the hardness of the iron rollers C11XH-43 and C11XHΦ-47]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2019, no. 4, pp. 22–35. (in Ukrainian).
18. Volchuk V.M. *Fraktal'nyy analiz ballovoy sistemy* [Fractal analysis of the point system]. *Visnyk Prydniprov's'koyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2018, no. 5, pp. 47–53. (in Russian).
19. Volchuk V. M. *K primeneniyu fraktal'nogo formalizma pri ranzhirovanii kriteriyev kachestva mnogoparametricheskikh tekhnologiy* [On the Application of Fractal Formalism for Ranging Criteria of Quality of Multiparametric Technologies]. *Metallofizika i noveyshiye tekhnologii* [Metal Physics and Advanced Technologies]. 2017, vol. 39, no 3, pp. 949–957. URL : <http://mfint.imp.kiev.ua/ru/abstract/v39/i07/0949.html>. (in Russian).
20. Kroviakov S., Volchuk V., Zavaloka M., and Kryzhanovskiy V. Search for Ranking Approaches of Expanded Clay Concrete Quality Criteria. In: *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2019, vol. 968, pp. 20–25.
21. Volchuk V.M. *Doslidzhennya vplyvu vuhletsyu na fraktal'nu rozmirnist' stali* [Study of the effect of carbon on the fractal dimension of steel]. *Visnyk Prydniprov's'koyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2020, no. 3, pp. 31–39. (in Russian).
22. Bol'shakov V.I., Dubrov Yu.I., Kryulin F.V. and Volchuk V.N. Sposib vyznachennya fraktal'noyi rozmirnosti zobrazhennya [Method for Determining the Dimensionality of Images]. Patent product no. 51439A, UA. MPK 7 G06K9/00, bulletin no. 11, 2002. (in Ukrainian).
23. Volchuk V.M. and Parhomenko O.F. Fractal approach in assessing the quality of steel 20. *Innovative Lifecycle Technologies of Housing, Industrial and Transportation Objects : collective monograph; under the general editorship Savytskyi M. Dnipro : SHEE “Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture”;* Bratislava : Slovak University of Technology in Bratislava, 2018, pp. 48–53.
24. Volchuk V.M. *Modelyuvannya vlastivostej konstrukciynih materialiv* [Modeling properties of structural materials]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2020, no. 1, pp. 21–35. (in Ukrainian).
25. Bol'shakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *K opredeleniyu metriki ob"yekta identifikatsii* [To the definition of the identity metric]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metall Science and Heat Treatment of Metals]. 2016, no. 4, pp. 10–14. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції: 30.10.2020.

УДК 621.785

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.45.690

КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ЗМІЦНЕНИХ ШАРІВ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН ЗІ СТАЛІ 15X11МФ

ГЛУШКОВА Д. Б.¹, докт. наук з держ. упр., проф.,
ГРИНЧЕНКО О. Д.^{2*}, здобувач

¹Кафедра технології металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0001-8612-6584

^{2*}Кафедра технології металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: grinchenkoelenad@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0872-6407

Анотація. Постановка проблеми. Надійність роботи лопаткового апарата парових турбін великою мірою визначає роботу турбіни в цілому. Результати наукових досліджень свідчать що поверхнєве спрацювання робочих лопаток у волого – паровому потоці спричинюється поєднанням корозії і краплеударної ерозії. Наявність у робочому тілі хімічних елементів і сполук інтенсифікує процес зносу лопаток. Відчутно впливає на характеристики зносу значення рН робочого середовища, яке може сильно коливатися в процесі експлуатації. Складне явище, таке як руйнування поверхні пера лопатки в результаті впливу агресивних чинників середовища вимагає експериментальних досліджень. Одним із шляхів зниження ерозійного зносу робочих лопаток є підвищення ефективності антиерозійних властивостей за рахунок формування на вхідних кромках захисних шарів, здатних протистояти впливу експлуатаційних факторів. **Мета статті** – проаналізувати вплив способів зміцнення вхідних кромek лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ на корозійну стійкість. **Висновок.** Проведено корозійні випробування зразків лопаток, вхідні кромки яких зміцнені трьома способами: струмами високої частоти, електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ. За результатами випробувань найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти, найбільшу – шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6. Швидкість корозії шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ, у 2,1 менша, ніж шару, зміцненого сплавом Т15К6.

Ключові слова: лопатка турбіни; зміцнений шар; мікроструктура; швидкість корозії

КОРРОЗИОННАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН ИЗ СТАЛИ 15X11МФ

ГЛУШКОВА Д. Б.¹, докт. техн. наук, проф.,
ГРИНЧЕНКО Е. Д.^{2*}, соискатель

¹Кафедра технологии металлов и материаловедения, Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет, ул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харьков, Украина, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0001-8612-6584

^{2*}Кафедра технологии металлов и материаловедения, Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет, ул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харьков, Украина, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: grinchenkoelenad@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0872-6407

Аннотация. Постановка проблемы. Надежность работы лопаточного аппарата паровых турбин в значительной степени определяет работу турбины в целом. Результаты научных исследований свидетельствуют о том, что поверхностный износ рабочих лопаток во влажно-паровом потоке вызывается сочетанием коррозии и каплеударной эрозии. Наличие в рабочем теле химических элементов и соединений интенсифицирует процесс износа лопаток. Ощутимое влияние на характеристики износа имеет значение рН рабочей среды, которое может сильно колебаться в процессе эксплуатации. **Цель статьи** – проанализировать влияние способов упрочнения входных кромок лопаток паровых турбин из стали 15X11МФ на коррозионную стойкость. **Вывод.** Проведены коррозионные испытания образцов лопаток, входные кромки которых упрочнены тремя способами: токами высокой частоты, электроискровым легированием сплавом Т15К6, электроискровым легированием сталью 15X11МФ-Ш. По результатам проведенных испытаний, наименьшую скорость коррозии имеет слой, упрочненный закалкой токами высокой частоты, наибольшую – слой, упрочненный электроискровым

легируванням твердим сплавом Т15К6. Скорость коррозії слоя, упрочненого електроискровим легируванням сталью 15Х11МФ в 2,1, меньше, чем слоя, укрепленного сплавом Т15К6.

Ключевые слова: лопатка турбины; упрочненный слой; микроструктура; скорость коррозии

CORROSION OF STEAM TURBINE BLADES MADE OF STEEL 15X11MФ

HLUSHKOVA D.B.¹, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,
HRINCHENKO O.D.^{2*}, *External Cand.*

¹ Department of Metals Technology and Materials Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudroho Str., 61002, Kharkiv, Ukraine, tel. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0001-8612-6584

^{2*} Department of Metals Technology and Materials Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudroho Str., 61002, Kharkiv, Ukraine, tel. +38 (057) 707-37-29, e-mail: grinchenkoelenad@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0872-6407

Abstract. Problem statement. The reliability of the vane apparatus of steam turbines largely determines the operation of the turbine as a whole. The results of scientific research indicate that the surface operation of the blades in the wet-steam flow is caused by a combination of corrosion and drip erosion. The presence of chemical elements and compounds in the working fluid intensifies the process of blade wear. This problem is especially acute for the blades of the last stages of low-pressure cylinders, corrosion and erosion wear of which largely determines the service life of their work. A complex phenomenon, such as the destruction of the surface of the scapula feather as a result of aggressive environmental factors requires experimental studies. One of the ways to reduce the erosion wear of the blades is to increase the efficiency of anti-erosion properties by forming on the inlet edges of the protective layers that can withstand the effects of operational factors. **The purpose of the article.** Analysis of the influence of methods of strengthening the inlet edges of steam turbine blades made of steel 15X11MФ on corrosion resistance. **Conclusion.** Corrosion tests of blade samples were carried out, the inlet edges of which were strengthened in three ways: high current amplification, electrospark alloying with T15K6 alloy, electrospark alloying with steel 15X11MФ According to the results of the tests, the layer strengthened by hardening by high-frequency currents has the lowest corrosion rate, the layer strengthened by electrospark alloying with T15K6 hard alloy has the highest. The corrosion rate of the layer reinforced by electrospark alloying of steel 15X11MФ is 2,1 less than that of the layer reinforced with T15K6 alloy.

Keywords: turbine blade; hardened layer; microstructure; corrosion rate

Постановка проблеми. У комплексі питань, що визначають надійність і економічність роботи турбін теплових і атомних електростанцій, велике значення має надійність лопаткового апарата – найдорожчого елемента турбіни, який найчастіше пошкоджується. Умови їх роботи вимагають підвищеної твердості вхідних кромки, високої ерозійної стійкості, відсутності негативного впливу параметрів формування захисного покриття на механічні властивості, високих корозійних властивостей [1].

Особливо гостро ця проблема стоїть для робочих лопаток останніх ступенів циліндрів низького тиску, корозійно-ерозійний знос яких багато в чому визначає ресурс їх роботи.

Корозійні пошкодження лопаток спостерігаються різною мірою на обладнанні всіх типів турбін. Це пов'язано з тим, що в паровому середовищі завжди

містяться корозійно-активні речовини, від кількості яких залежить швидкість розвитку пошкоджень.

Корозійні пошкодження у вигляді пітингів і виразок являють собою концентратори напружень. Залежно від їх розміру, кількості і місця розташування починається руйнування робочих лопаток і дисків. За значних втрат металу внаслідок корозії знижуються міцнісні характеристики лопаток і змінюються власні частоти коливань. Утворення таких пошкоджень у процесі експлуатації відбувається зазвичай на ступенях, розташованих у зоні фазового переходу, і рідше в зоні вологої пари.

У разі тривалих простоїв турбіни пітинги і виразки можуть утворюватися по всій проточній частині турбіни (стоянкова корозія), а поблизу відборів, дренажів і запірної арматури – найінтенсивніше. Це наслідок конденсації пари, що надходить на

поверхні проточної частини непрацюючої турбіни через нещільно закриту або дефектну арматуру дренажів, відборів і т. п.

Аналіз результатів обстежень металу дисків і лопаткового апарата турбін показав, що значні корозійні пошкодження дисків і робочих лопаток у процесі експлуатації відбуваються тільки на ступенях турбін, що працюють у зоні фазового переходу (зона вологої пари від стану сухої насиченої пари

до вологості складає близько 6 %). Таких корозійних пошкоджень дисків і робочих лопаток у процесі роботи турбіни в області перегрітої пари не виявлено.

Результати наукових досліджень, виконаних в останні роки [2; 3], свідчать, що поверхневе спрацювання робочих лопаток у волого-паровому потоці викликається поєднанням корозії і краплеударної ерозії (рис. 1).

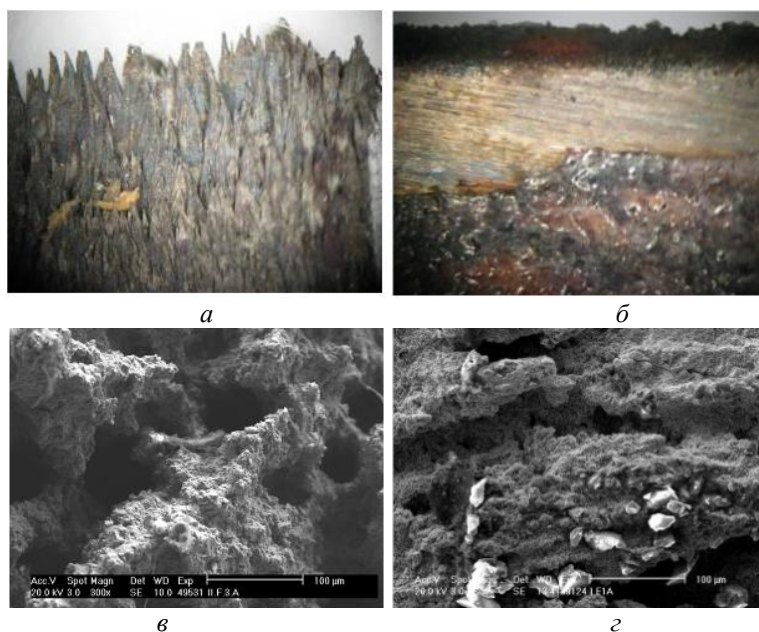


Рис. 1. Руйнування вхідних кромок лопаток парових турбін останніх ступенів циліндрів низького тиску у процесі експлуатації: а, б – $\times 2$; в, г – $\times 200$

Наявність у робочому тілі хімічних елементів і сполук інтенсифікує процес ерозійного зносу. Відчутно впливає на характеристики ерозійного зносу значення рН робочого середовища, яке може сильно коливатися у процесі експлуатації.

Через серйозні наслідки корозійно-ерозійного руйнування вхідних кромок лопаток для терміну служби і продуктивності турбіни необхідно краще зрозуміти механізми деградації поверхні лопаток. Таке складне явище як руйнування поверхні пера лопатки в результаті впливу агресивних чинників середовища, вимагає експериментальних досліджень. Одним із шляхів зниження ерозійного зносу робочих лопаток бачиться підвищення ефективності антиерозійних властивостей шляхом формування на вхідних кромках захисних шарів, здатних протистояти впливу експлуатаційних факторів.

Аналіз публікацій [1–4] показав, що проблема ерозійно-корозійного пошкодження робочих лопаток, що зазнають у процесі експлуатації впливу складного спектра малоциклових і високочастотних термомеханічних навантажень, актуальна вже понад 70 років, але дотепер вона вирішена частково, тому дослідження в галузі захисних шарів лопаток постає важливим аспектом у вирішенні цієї проблеми.

Мета статті – дослідити стан поверхневого шару робочої лопатки парової турбіни зі сталі 15X11МФ, після зміцнення струмами високої частоти, електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, оцінити корозійну стійкість зміцнених ділянок пера лопатки, виконати порівняльну оцінку властивостей захисних шарів.

Результати досліджень. Із метою визначення корозійної дії середовища відібрано проби води на АЕС турбіни К 220-

44-2. Значення кислотності проб та електричної провідності води наведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Результати вимірювання кислотності води рН і електричної провідності

Номер зразка	рН зразків проб води	Електрична провідність води, сіменс, $G, \mu S cm^{-1}$
1	11,09	580
2	10,34	235
3	11,55	810
4	10,31	210
5	9,4	20,5
6	9,7	14,5
7	9,7	15,0
8	9,81	22,5
9	9,65	17,0

У всіх відібраних зразках $pH > 7$, значення кислотності коливаються від 9,4 до 11,55, що за значеннями рН відповідає лужному (основному) розчину. Електрична провідність змінюється в досить значних межах: у зразках 1–4 провідність змінюється від 210 до 810 G, у зразках 5–9 від 14,5 до 22,5 G, що свідчить про неоднорідність води за вмістом домішок. Також визначали вміст аніонів в отриманих зразках води.

Результати вимірювань показали надзвичайно велику кількість іонів металів і вміст Al, Fe, Cr, Ni, Cu, Zn. Електромагнітною пасткою знайдено Cr, W, вміст яких може бути тільки результатом деякої корозії, ерозії лопаток, що цілком логічно: лопатки виготовлені з хромонікелевої сталі 15X11МФ, вхідні кромки зміцнені сплавом Т15К6 на основі карбиду вольфраму.

Присутність у пробах води домішок металів вказує на перебіг ерозійних процесів під час експлуатації лопаткового апарата турбін. Нітрити та нітрати присутні в концентрації іонів у дуже невеликих кількостях.

Відповідно до отриманих результатів якості води для досліджень обрано корозійне середовище HN_3 з кислотністю рН 9,6.

Виконано дослідження зразків від лопаток, вхідна кромка яких була зміцнена різними методами: загартуванням СВЧ із наступним відпуском (зразок 1), електроіскровим легуванням (ЕІЛ) традиційним сплавом Т15К6 (зразок 2), електроіскровим легуванням сталлю, ідентичною матеріалу лопатки, 15X11МФ-Ш (зразок 3). Зразки були виготовлені з лопаток 5-го ступеня зі сталі 15X11МФ (рис. 2).

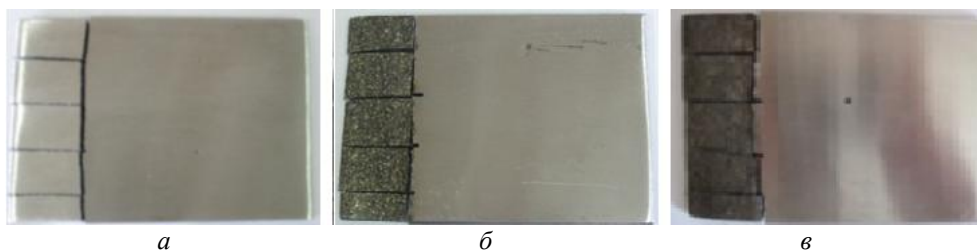


Рис. 2. Вид досліджуваних зразків: а – зразок 1, б – зразок 2, в – зразок 3

Дослідження стану поверхні зразків лопатки в зоні зміцнення виконувалося на двох ділянках, маркованих як «позиція 1» і

«позиція 2». Частина зразка «позиція 1» перебувала в середовищі пари, частину зразка «позиція 2» занурили у водний

розчин із кислотністю рН 9,6. Стан поверхні зразка до випробувань фіксували за допомогою SEM-зображення.

SEM-зображення зразка 1, загартованого СВЧ, показані на рисунку 3 за збільшень $\times 50$ $\times 1\ 000$ до впливу корозійного

середовища. Стан поверхні вивчено після витримки протягом 28 днів в агресивному середовищі. Така тривалість витримки не спричинила значного пошкодження поверхні лопатки.

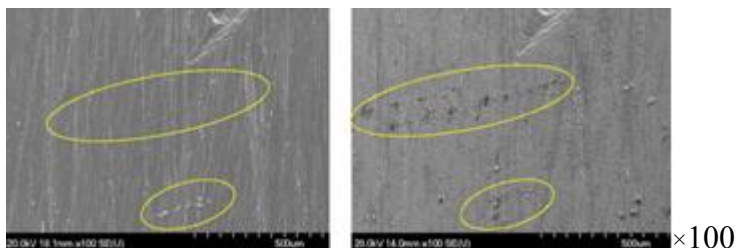


Рис. 3. Зразок 1, позиція 2:

а – перед випробуванням на витримку до впливу корозійного середовища; *б* – після випробування

Під час огляду поверхні зразка, зміцненого ЕІІ сплавом Т15К6, виявлено, що поверхня дуже неоднорідна (рис. 4), навіть при нерівностях, виявлених за збільшень із низькою роздільною здатністю, на обробленій поверхні є отвори (кратери). Це зумовлено тим, що під час електроіскрового легування відбувається

локальний розігрів металу й утворюються мікроскопічні усадкові раковини. Такий рельєф характерний для цього типу зміцнення поверхні. Корозійне руйнування відбувається локально, переважно на межі переходу до основного металу лопатки (рис. 5).

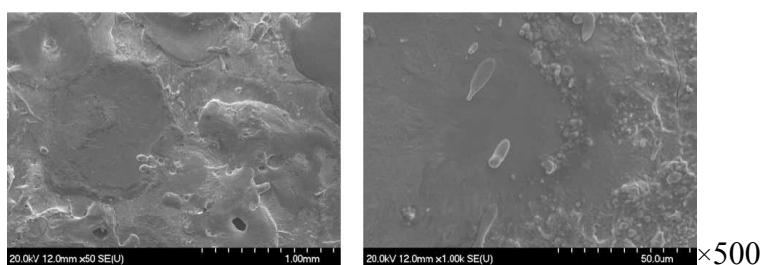
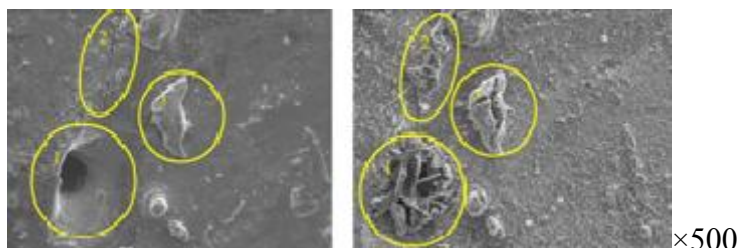


Рис. 4. Зразок 2 перед випробуванням на витримку до впливу корозійного середовища



а

б

Рис. 5. SEM-зображення зразка 2, позиція 1 у положенні 2:

а – до; *б* – після випробування

Поверхня зразка, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ, також неоднорідна, як і на зразку 2, що характерно для електроіскрової обробки поверхні.

Хоча корозія вплинула на всю поверхню, утворився відносно товстий шар корозії зі

значними локальними відмінностями. На рисунку 6 це проілюстровано більш детально. По краях отворів помітне накопичення корозійного продукту: осадження деякої кількості солі, оксиду в отворах і ребрах.

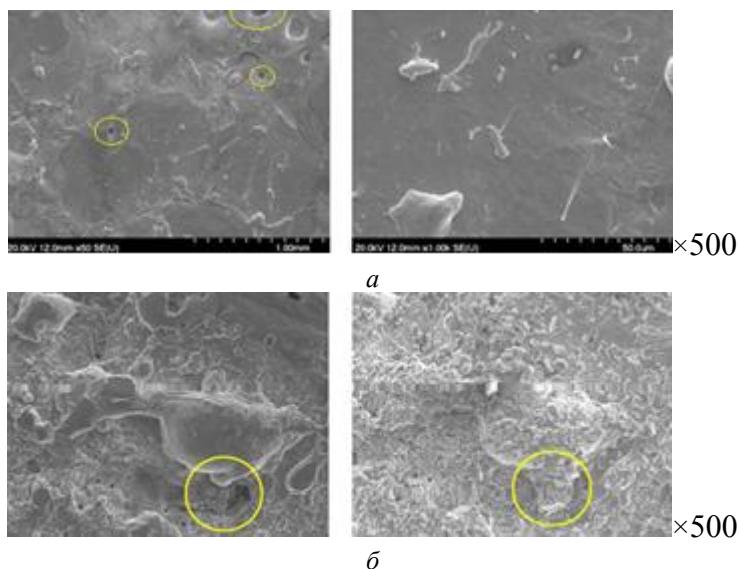


Рис. 6. SEM зображення зразка 3 в положенні 2: а – до; б – після випробування

Для електрохімічних корозійних випробувань використовували електроди з геометричною площею поверхні 0,5...1 см², виготовлені від зразка лопатки. Сторони без поверхневої обробки були замасковані епоксидним клеєм. Вимірювання проводили в азотно-кисневому розчині, кислотність якого доводили до рН 9,6 за допомогою аміаку за 25 °С. Безкисневу аміачну замкнуту систему нагрівали до 50 °С, після стабілізації потенціалу розімкнутого ланцюга спочатку визначали опір розчину

між робочим електродом і електродом порівняння (зазвичай 2...5 кОм) шляхом вимірювання імпедансу. Потім проводили катодну й анодну поляризацію від потенціалу розімкнутого ланцюга в діапазоні ±250 мВ. Залежно від поточних значень потенційні дані були скориговані за допомогою падіння омичного потенціалу.

Побудовано діаграми Еванса і визначено швидкість корозії для кожного типу зміцнення (табл. 2).

Таблиця 2

Порівняння показників корозії зразків

Зразок	Метод зміцнення	E _{korр}	j _{korр}	β _а	β _к	Швидкість корозії
№		mV	A cm ⁻²	mV	mV	мкм/рік
1	СВЧ	-255	3,5·10 ⁻⁸	300	180	0,4
2	ЕІЛ Т15К6	-602	2,3·10 ⁻⁶	220	335	12,0
3	ЕІЛ 15X11МФ	-410	4,9·10 ⁻⁷	400	220	5,6

Висновки. Проведено корозійні випробування зразків лопаток, входні кромки яких зміцнені трьома способами: зміцненням струмами високої частоти,

електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, електроіскровим легуванням сталлю 15Х1МФ-Ш.

Визначено морфологічні параметри поверхневих шарів зразків. Порівняння морфологічного, композиційного і корозійного аналізу зразків показало, що зразок, зміцнений сплавом Т15К6 методом електроіскрового легування, гірший із точки зору опору корозії.

Фактично, нерівномірна корозія зразків, зміцнених електроіскровим легуванням, порівняно зі зразком, зміцненим струмами високої частоти, більш висока. У цих зразках виявлено чутливість до локальної корозії,

тому важливо для виконання технологічних операцій електроіскрового легування отримувати шари з максимальною щільністю модифікованих легувальним електродом ділянок.

За результатами проведених випробувань найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти, найбільшу – шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6. Швидкість корозії шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х1МФ, у 2,1 раза менша, ніж у шару, зміцненого сплавом Т15К6.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Шубенко А. Л., Ковальский А. Э. Каплеударная эрозия лопаточных аппаратов паровых турбин. Прогнозирование и методы защиты. *Вестник национального технического университета ХПИ. Энергетические и теплотехнические процессы и оборудование*. Харьков : НТУ ХПИ, 2012. № 7. С. 76–87.
2. Севидова Е. К., Мацевитый В. М., Казак И. Б., Вакуленко К. В. Оценка защитных свойств многослойных покрытий для лопаток паровых турбин. *Электронная обработка материалов*. 2007. № 6. С. 4–9.
3. Bashar O. Enhancement of Corrosion Resistance in Steam Turbines Blades B. *Nanoparticles Coatings Al-Nahrain Journal for Engineering Sciences (NJES)*. Vol. 20, № 5. 2017. Pp.1172–1181.
4. Виноградова С. С., Кайдриков Р. А., Журавлев Б. Л. Расчет показателей коррозии и параметров коррозионных систем. Казань : КНИИТУ, 2013. 176 с.
5. Мингажев А. Д., Новиков А. В., Криони Н. К., Бекишев Р. Р. Защитное покрытие для лопаток паровых турбин. *Нефтегазовое дело* : электронный научный журнал. 2014. № 4. С. 257.

REFERENCES

1. Shubenko A.L. *Kapleudarnaya e`roziya lopatochny'h apparatov parovy'h turbin. Prognozirovanie i metody' zasch'ity'* [Droplet impact erosion of steam turbine blades. Forecasting and protection methods]. *Vestnik nacional'nogo tehnicheskogo universiteta «ХПИ». `Energeticheskie i teplotnicheskie processy i oborudovanie* [Bulletin of National Technical University "KhPI". Energy and Heat Engineering Processes and Equipment]. No. 7, Kharkiv : NTU "KhPI", 2012, pp.76–87. (in Russian).
2. Sevidova E.K., Matsevity V.M., Kazak I.B. and Vakulenko K.V. *Ocenka zasch'itny'h svoystv mnogoslouny'h pokry'tiy dlya lopatok parovy'h turbin* [Evaluation of the protective properties of multilayer coatings for steam turbine blades]. *E`lektronnaya obrabotka materialov* [Electronic material processing]. 2007, no. 6, pp. 4–9. (in Russian).
3. Bashar O. Enhancement of Corrosion Resistance in Steam Turbines Blades B. *Nanoparticles Coatings Al-Nahrain Journal for Engineering Sciences (NJES)*. Vol. 20, no. 5, 2017, pp. 1172–1181.
4. Vinogradova S.S., Kaidrikov R.A. and Zhuravlev B.L. *Raschet pokazateley korrozii i parametrov korroziionny'h sistem* [Calculation of corrosion indicators and parameters of corrosion systems]. Kazan : KNIITU, 2013, 176 p. (in Russian).
5. Mingazhev A.D., Novikov A.V., Krioni N.K. and Bekishev R.R. *Zasch'itnoe pokry'tie dlya lopatok parovy'h turbin* [Protective coating for steam turbine blades]. *Neftegazovoe delo : E`lektronny'y nauchny'y jurnal* [Oil and Gas Business : electronic scientific journal]. 2014, no. 4, 257 p. (in Russian).

Надійшла до редакції 02.11.2020.

УДК 669:53.49

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.52.691

ТРАНСФОРМАЦИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ И НАГРЕВЕ

ГУБЕНКО С. И., *докт. техн. наук, проф.*

Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, Днепро, Украина, тел. +38 (056) 3748 357, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

Аннотация. *Цель работы* – изучение фазовых и структурных превращений в неметаллических включениях при импульсном нагружении и последующем нагреве. **Методика.** Проводили динамическое нагружение образцов сталей по схеме метания тонкой пластины (давление 80...90 ГПа, скорость деформации 100 с^{-1} , время воздействия $1,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}$). После импульсного нагружения часть образцов подвергли отжигу или термоциклированию. Исследования проводили методами: металлографическим ("Neophot-21"), электронномикроскопическим (JSM-35), петрографическим, количественной металлографии («Квантимет»). **Результаты.** Исследованы особенности фазовых и структурных превращений в неметаллических включениях при импульсном нагружении и последующем нагреве (высокотемпературный отжиг, термоциклирование). Установлено, что взрывное воздействие, создающее напряжения вблизи включений, оказывают влияние на характер фазовых превращений при последующем нагреве. **Научная новизна.** Определены основные фазовые и структурные превращения в неметаллических включениях, проходящие в момент импульсного нагружения (полиморфные превращения, переход в нестабильное состояние, аморфизация, распад твердых растворов). Показано влияние взрывного воздействия на превращения во включениях при последующем высокотемпературном отжиге и термоциклировании (переход в более стабильное состояние, «расстекловывание», диффузионное дробление, выделение «сателлитных» частиц). **Практическая значимость.** Использование полученных результатов позволит разработать режимы импульсной обработки давлением, а также комплексной обработки (взрыв + высокотемпературный отжиг, термоциклическая обработка), позволяющие влиять на механические и эксплуатационные свойства сталей различного назначения.

Ключевые слова: *сталь; неметаллические включения; взрывное нагружение; отжиг; термоциклирование; фазовые превращения*

ТРАНСФОРМАЦІЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У СТАЛІ ЗА ІМПУЛЬСНОГО НАВАНТАЖЕННЯ ТА НАГРІВАННЯ

ГУБЕНКО С. І., *докт. техн. наук, проф.*

Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 3748 357, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

Анотація. *Мета роботи* – вивчення фазових і структурних перетворень у неметалевих включеннях за імпульсного навантаження і наступного нагрівання. **Методика.** Проводили динамічне навантаження зразків сталей за схемою метання тонкої пластины (тиск 80...90 ГПа, швидкість деформації 100 с^{-1} , час впливу $1,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}$). Після імпульсного навантаження частину зразків піддали відпалу або термоциклюванню. Дослідження проводили методами: металографічним ("Neophot-21"), електронномікроскопічним (JSM-35), петрографічним, кількісної металографії («Квантимет»). **Результати.** Досліджено особливості фазових і структурних перетворень у неметалевих включеннях за імпульсного навантаження і наступного нагрівання (високотемпературний відпал, термоциклювання). Встановлено, що вибухова дія, яка створює напруження поблизу включень, впливає на характер фазових перетворень під час подальшого нагрівання. **Наукова новизна.** Визначено основні фазові і структурні перетворення в неметалевих включеннях, що відбуваються в момент імпульсного навантаження (поліморфні перетворення, перехід у нестабільний стан, аморфізація, розпад твердих розчинів). Показано вплив вибухової дії на перетворення у включеннях за подальшого високотемпературного відпалу і термоциклювання (перехід у більш стабільний стан, «розсклування», дифузійне дроблення, виділення «сателітних» частинок). **Практична значимість.** Використання отриманих результатів дозволить розробити режими імпульсної обробки тиском, а також комплексної обробки (вибух + високотемпературний відпал, термоциклічна обробка), що дозволяють впливати на механічні та експлуатаційні властивості сталей різного призначення.

Ключові слова: сталь; неметалеві включення; вибухове навантаження; відпал; термоцикловання; фазові перетворення

TRANSFORMATION OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN STEEL UNDER EXPLOSIVE LOADING AND HEATING

HUBENKO S.I., *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*

Material Science Department, National Metallurgical Academy Of Ukraine, 4, Haharina ave., 49600, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 3748 357, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

Abstract. Purpose. The goal of the work was to study phase and structural transformations in nonmetallic inclusions under pulsed loading and subsequent heating. **Methodology.** Dynamic loading of the samples of steels was carried out according to the scheme of throwing a thin plate (the pressure 80...90 GPa, the deformation rate was 100 sec^{-1} , the exposure time was $1,5 \cdot 10^{-6} \text{ sec}$). After pulsed loading, some of the samples were annealed or thermal cycling. The studies were carried out by methods: metallographic ("Neophot-21"), electron microscopic (JSM-35), petrographic, quantitative metallography ("Quantimet"). **Findings.** The features of the phase and structural transformations in nonmetallic inclusions under pulsed loading and subsequent heating (high-temperature annealing, thermal cycling) were investigated. It has been found that the explosive action, which creates stresses near the inclusions, influence on the nature of phase transformations during subsequent heating. **Originality.** The main phase and structural transformations in nonmetallic inclusions that occur at the moment of pulsed loading (polymorphic transformations, transition to an unstable state, amorphization, decomposition of solid solutions) have been determined. The effect of explosive action on transformations in inclusions during subsequent high-temperature annealing and thermal cycling (transition to a more stable state, "devitrification", diffusion crushing, separation of "satellite" particles) was shown. **Practical value.** The use of the results obtained will make it possible to develop modes of pulsed pressure treatment, as well as complex treatment (explosion + high-temperature annealing, thermal cycling), which allow influencing the mechanical and operational properties of steels for various purposes.

Keywords: steel; non-metallic inclusions; explosive loading; annealing; thermal cycling; phase transformations

Введение. Взрывное воздействие применяется для обработки стальных изделий с целью получения метастабильных структур, обеспечивающих повышенный уровень физических, механических, функциональных характеристик, а также для сварки взрывом [1; 2]. Неметаллические включения при этом претерпевают фазовые и структурные превращения, способствующие изменению их физико-механических свойств [3–6]. Целью работы было изучение фазовых и структурных превращений в неметаллических включениях при импульсном нагружении и последующем нагреве.

Материалы и методики. Проводили динамическое нагружение образцов сталей Э3, 12ГС, 08кп, 08ГСЮГФ, 08Ю и 08Х18Н10Т по схеме метания тонкой пластины. Давление составляло 80...90 ГПа, скорость деформации 100 с^{-1} , время воздействия $1,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}$. После импульсного нагружения часть образцов подвергли отжигу (950 °С, 3 ч) или термоциклированию (950 °С, 20 мин., 5 циклов).

Исследования проводили методами: металлографическим ("Neophot-21"), электронномикроскопический (JSM-35), петрографическим, количественной металлографии («Квантимет») [3].

Результаты исследований и их обсуждение. В процессе импульсного нагружения ударные волны создают высокие напряжения, вызывающие высокоскоростную деформацию, которая создает концентрации напряжений вблизи неметаллических включений [7–10]. Концентрации напряжений непрерывно возникают и релаксируют, создавая сильно возбужденные состояния вблизи включений [10].

К особенностям высокоскоростной (импульсной) деформации следует отнести резкое увеличение числа источников дислокаций и систем скольжения, возрастание скорости движения дислокаций, что все вместе приводит к резкому увеличению плотности дислокаций, а также точечных дефектов [1; 2; 7–16]. При взрывном нагружении во включениях

возможны структурные и фазовые превращения, которые стимулируются внесением повышенного количества дефектов кристаллического строения, а также аномальным ускорением массопереноса элементов [17]. Эти превращения способствуют переходу включений в нестабильное состояние.

Полиморфные превращения проходят во включениях FeO, Fe₂O₃, Al₂O₃, TiO₂, CaO, SiO₂, CaO·SiO₂, 2CaO·SiO₂, MnO·SiO₂ [3]. После импульсного нагружения обнаружены нестабильные включения Al₂O₃, CrO и др., а также аналогичные фазы в гетерофазных включениях, у которых метастабильное состояние обусловлено отсутствием термодинамического равновесия между фазами. После взрывного воздействия количество нестабильных оксидов по сравнению с исходным состоянием увеличилось: до обработки они составляли 3...5 % от общего содержания оксидов в стали, после взрыва – до 15 %, что свидетельствует о дестабилизирующем влиянии импульсного нагружения на включения.

В сталях Э3, 12ГС наблюдали аморфизацию включений кремнезёма (рис. 1 а) — до 80 % включений. Разрушение кристаллической решётки включений свидетельствует о значительном возбуждении атомов (ионов) и внесении большого количества дефектов (дислокаций и дисклинаций). В сложных стеклах, наоборот, проходил процесс расстекловывания с образованием микрокристаллических частиц (рис. 1 б).

Взрывное нагружение вызвало также полиморфные превращения во включениях SiO₂, MnS, Al₂O₃, TiO₂, которые, проходя с высокой скоростью, приводят к возникновению фазовых напряжений во включениях (рис. 1 в). Обнаружены случаи аморфизации включений в сталях 08кп, 12ГС, 08ГСЮГФ, содержащих пластичные сульфиды (Fe,Mn)S и силикаты (Fe,Mn)O·SiO₂ как в виде самостоятельных включений, так и в виде фаз многофазных включений.

Как показал анализ рентгено- и электронограмм, снятых с порошковой массы извлечённых включений, отдельные включения претерпели аморфизацию, что возможно благодаря высокоскоростной деформации, способствующей увеличению в них плотности дислокаций и дисклинаций до такой степени, когда нарушается дистанционный параллелизм, типичный для трансляционной симметрии.

При исследовании аморфных силикатных включений сложного состава, содержащих Mn, Fe, Si, Al, установлено, что аморфная матрица включений становится частично кристаллической. Микродифракция электронов сопровождается возникновением диффузного гало в малых углах перед основным диффузным гало с присутствием на первом гало тонких рефлексов, указывающих на выделение микрокристаллических зон, снижающих степень аморфности включений.

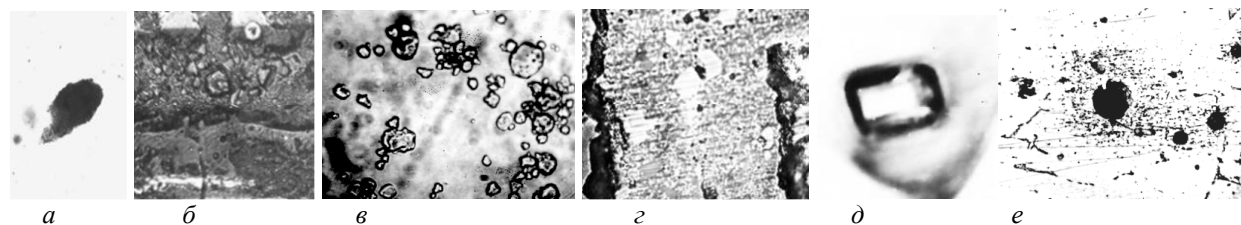


Рис. 1. Неметаллические включения после взрывного воздействия (а – г) и последующего термоциклирования (д, е); а–д – $\times 1000$, е – $\times 800$

В силикатах сложного состава, представляющих собой Fe–Si–O матрицу и частицы шпинели MnO·Al₂O₃, после взрыва обнаружены светлые выделения новой фазы (рис. 1 г). Анализ электронограмм показал,

что образовались силициды FeSi с кубической решеткой. В силикатах сложного состава, содержащих Fe, Mn, Al, Si появились дисперсные выделения оксидов (Fe,Mn)O, MnO·Al₂O₃,

$(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O} \cdot \text{SiO}_2$, которые обнаруживаются в одном включении вследствие неоднородного распределения компонентов.

Таким образом, взрывная обработка, вносящая большое количество дефектов, способствует распаду пересыщенных твердых растворов во включениях.

Превращения во включениях в условиях импульсного нагружения проходят по сдвиговому механизму, при этом происходит упругое искажение кристаллической решётки исходной фазы и образование межфазной границы. Сдвиговое полиморфное или фазовое превращение во включениях состоит в перестройке решётки в результате перераспределения компонентов, а также упорядоченного коллективного перехода атомов из одной фазы в другую в условиях развития аномального массопереноса [17].

При последующем отжиге либо термоциклировании неметаллические включения, находящиеся в метастабильном состоянии, претерпевают изменения. Превращения во включениях (или в их фазах) при отжиге происходят по нормальному механизму (рис. 1 д), и сопровождаются диффузионным перераспределением компонентов.

Наблюдали превращения включений в более стабильное состояние, например, кристобалит \rightarrow тридимит. Двухфазные включения (частицы галаксита в матрице алюмомарганцевого силиката) превратились в трехфазные благодаря превращению галаксита в корунд и спессартит в процессе нагрева и выдержки стали 08Ю при 1 100...1 200 °С в течение 2,0...2,5 ч.

В результате выделения новых фаз термодинамическое равновесие в системе всего включения становится более стабильным. Состав сложных оксидов типа шпинелей в метастабильном состоянии после взрывного воздействия часто не соответствует стехиометрической формуле.

В процессе отжига соотношение оксидов стабилизируется, что наблюдали на включениях $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$. Например,

содержание алюминия во включении $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ изменилось от 28 до 69 %.

В ряде случаев микродифракция электронов характеризуется расщеплением основного диффузного гало, что связано с процессами «расслоения» аморфных включений. Действие высоких давлений и температуры приводит к кристаллизации (расстекловыванию) аморфных включений с образованием микрокристаллических зон. При нагреве до 1 000...1 200 °С после взрывного нагружения уровень аморфизации этих включений (или матрицы гетерофазных включений) опять повышается до 90...100 %.

Наблюдаемые явления расстекловывания аморфных и аморфизации кристаллических включений свидетельствуют о больших изменениях внутренней энергии вследствие накопления дефектов при пластической деформации, что приводит к изменению в локальных областях включений характера атомной структуры.

Активирование включений взрывным воздействием приводит при последующих отжиге или термоциклической обработке к их диффузионному дроблению в результате образования полей дисперсных выделений вокруг исходных включений (рис. 1 е). Эти процессы аналогичны образованию полей дисперсных «сателлитных» частиц при нагреве стали без предварительной взрывной обработки [3; 18], но взрывное воздействие приводит к уменьшению размеров этих выделений в среднем в 1,5 раза (табл.).

Выделение частиц второй фазы при распаде твердых растворов, либо диссоциации исходных частиц с образованием «сателлитов» связано с образованием и ростом зародышей новой фазы по механизмам, определяемым условиями обработки [3]. В случае термоциклирования частицы «сателлитов» более дисперсны, чем при отжиге после взрыва, а также после обычного отжига [18].

Средние размеры «спутниковых» частиц d_c и зоны их выделения R_c после отжига и термоциклирования стали 08Ю

Включение	$d_c^{отж}$, мкм / $d_c^{тер}$, мкм	$R_c^{отж}$, мкм / $R_c^{тер}$, мкм
Al ₂ O ₃	0,45/0,40	12/18
MnO·Al ₂ O ₃	0,48/0,41	14/20
(Fe,Mn)S	0,98/0,76	22/23
MnO·SiO ₂	0,61/0,52	22/25

Температура нагрева стали t_n , при которой идет дробление включений и время отжига τ , после взрывного воздействия значительно уменьшилась: для Al₂O₃ и MnO·Al₂O₃ t_n от 1300 до 950 °С, τ от 50 ч до 3 ч для получения дисперсных выделений примерно одних размеров. Для включений (Fe,Mn)S и MnO·SiO₂ t_n изменилась незначительно, однако от 20...25 ч до 3 ч уменьшилось τ для получения выделений одного порядка. Таким образом, взрывное воздействие является эффективным ускорителем дробления включений путем последующей термической обработки.

Фазовые превращения, происходящие при взрывном воздействии и способствующие образованию новых фаз, сопровождаются появлением межфазных границ, которые обеспечивают сцепление исходного включения с этими фазами. Сопряжение осуществляется по типу диффузионной микросварки [1; 3], что подтверждается поведением включений при последующей деформации [3; 19; 20], либо сдвиговым путем, что обусловлено условиями указанных видов обработки. В работах [3; 21] приведены результаты определения несоответствий f кристаллических решеток включений и стальной матрицы, которые могут быть полезны при изучении их возможных сопряжений в момент взрывного воздействия.

Таким образом, в процессе деформационно-тепловых воздействий (взрывное нагружение, взрыв + высокотемпературный отжиг либо термоциклическая обработка) в неметаллических включениях происходят фазовые и структурные перестройки, что способствует изменению размеров и распределению включений, их фазового и структурного состояния и несомненно влияет на локальные зоны стальной матрицы вблизи включений. Характер этих изменений может существенно изменить адгезионные связи на межфазных границах включение – матрица, привести к упрочнению либо, наоборот, пластифицированию неметаллических включений [19; 20], а также влиять на механизмы образования микроразрушений вблизи включений [3–5], коррозионное разрушение [22], износ [3–5; 23].

Выводы. Взрывное нагружение, а также комбинированное воздействие (взрыв + высокотемпературный отжиг либо термоциклическая обработка) приводят к фазовым и структурным превращениям в неметаллических включениях. Эти превращения способствуют изменению уровня стабильности, размеров и распределения включений, что существенно влияет на их физико-механические свойства, а также механические и эксплуатационные свойства стальных изделий.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск : Наука, 1980. 219 с.
2. Эпштейн Г. Н. Строение металлов, деформированных взрывом. Москва : Металлургия, 1988. 280 с.
3. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали : монография. Киев : Наукова думка, 2016. 528 с.

4. Губенко С. И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений. Днепропетровск : изд. НМетАУ, ИЦ «Системные технологии», 2014. 301 с.
5. Губенко С. И. Неметаллические включения и прочность сталей : монография. Германия, Саарбрюккен (Saarbrücken) : LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2015. 476 с.
6. Губенко С. И. Поведение неметаллических включений при высокоскоростной деформации в условиях взрывного воздействия. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1989. № 1. С. 40–41.
7. Губенко С. И. Волны деформации вблизи неметаллических включений в условиях взрывного воздействия. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1992. № 7. С. 32–33.
8. Ушеренко С. М., Губенко С. И., Ноздрин В. Ф. Дальнодействующие поля напряжений вблизи дисперсных частиц, возникающие при взрывном легировании металлических материалов. *Металлофизика*. 1991. Т. 13, № 7. С. 57–64.
9. Губенко Светлана. Физическая природа пластичности и упрочнения металлов при деформации. Germany-Mauritius, Beau Bassin : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2020. 341 с.
10. Губенко С. И. Влияние неметаллических включений на формирование структуры стальной матрицы при взрывном нагружении. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 4. С. 36–41.
11. Ушеренко С. М., Губенко С. И., Ноздрин В. Ф. Изменение структуры металлической мишени при высокоскоростном внедрении дисперсных частиц. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1991. № 6. С. 34–36.
12. Nozdrin V. F., Usherenko S. M., Gybenko S. I. Mechanism of hardening metals in superdeep penetration of high-speed particles. *Physics and chemistry of materials treatment*. 1991. № 6. Pp. 19–24.
13. Ушеренко С. М., Губенко С. И., Ноздрин В. Ф. Изменение структуры железа и стали при сверхглубоком внедрении высокоскоростных частиц. *Известия АН СССР. Металлы*. 1991. № 1. С. 124–125.
14. Ноздрин В. Ф., Ушеренко С. М., Губенко С. И. Упрочнение стали 08X18H10T дисперсными частицами при взрывном воздействии. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1991. № 10. С. 60–63.
15. Usherenko, S. M., Gybenko, S. I., Sobolev V. V. Structural changes during the bulk doping of nuclear stainless steel. *EUROMAT-96. Conference on materials and Nuclear Power*. Bournemouth, UK, 1996. Pp. 315–321.
16. Usherenko S. M., Nozdrin V. F., Gubenko S. I., Romanov G. S. Motion and deceleration of explosively accelerated solid particles in a metallic target. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1994. № 37 (15), pp. 2367–2375.
17. Лариков Л. Н., Мазанко В. Ф., Фальченко В. М. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении. *Физика металлов и металловедение*. 1983. № 6. С. 144–145.
18. Губенко С. И., Сычков А. Б., Парусов Э. В., Денисенко А. И. Влияние высокотемпературного нагрева на трансформацию неметаллических включений в сталях. *Сталь*. 2018. № 5. С. 40–46.
19. Губенко С. И. Неметаллические включения и пластичность сталей. Физические основы пластичности сталей. Saarbrücken : LAP LAMBERT. Palmarium Academic Publishing, 2016. 549 с.
20. Губенко С. И. Гетерофазные микрокомпозитные включения в сталях. Germany-Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2019. 330 с.
21. 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.
22. Губенко С. И., Пинчук С. И., Белая Е. В. Исследование влияния неметаллических включений на коррозионное поведение колесной стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2011. № 7. С. 70–74.
23. Губенко С. И. Влияние неметаллических включений и продуктов коррозии на износостойкость железнодорожных колес. *Сталь*. 2019. № 6. С. 51–55.

REFERENCES

1. Deribas A.A. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom* [Physics of hardening and explosion welding]. Novosibirsk: Nauka Publ., 1980, 219 p. (in Russian).
2. Epstein G.N. *Stroyeniye metallov, deformirovannykh vzryvom* [The structure of metals deformed by the explosion]. Moscow : Metallurgy Publ., 1988, 280 p. (in Russian).
3. Gubenko S.I. and Oshkadevov S.P. *Nemetallicheskie vkluchenija v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Kyiv: Naukova Dumka Publ., 2016, 528 p. (in Russian).
4. Gubenko S.I. *Fizika razrusheniya staley vblizi nemetallicheskih vklucheniy* [Physics of steel fracture near non-metallic inclusions]. Dnipropetrovsk : NMetAU, Information Technology Systems Technologies Publ., 2014, 301 p. (in Russian).
5. Gubenko S.I. *Nemetallicheskie vkluchenija i prochnost stali* [Non-metallic inclusions and strength of steel]. Saarbrücken : LAP LAMBERT. Palmarium Academic Publishing, 2015, 476 p. (in Russian).
6. Gubenko S.I. *Povedeniye nemetallicheskih vklucheniy pri vysokoskorostnoy deformatsii v usloviyakh vzryvnogo vozdeystviya* [The behavior of non-metallic inclusions during high-speed deformation in explosive

conditions]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 1989, no. 1, pp. 40–41. (in Russian).

7. Gubenko S.I. *Volny deformatsii vblizi nemetallicheskih vklyucheniy v usloviyakh vzryvnogo vozdeystviya* [Deformation waves near non-metallic inclusions in explosive conditions]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 1992, no. 7, pp. 32–33. (in Russian).

8. Usherenko S.M., Gubenko S.I. and Nozdrin V.F. *Dal'nodeystviyushchiye polya napryazheniy vblizi dispersnykh chastits, vznikayushchiye pri vzryvnom legirovanii metallicheskih materialov* [Long-range stress fields near dispersed particles arising from explosive alloying of metallic materials. Metallophysics]. 1991, vol. 13, no. 7, pp. 57–64. (in Russian).

9. Gubenko S.I. *Fizicheskaya priroda plastichnosti i uprochneniya metallov pri deformatsii* [Physical nature of plasticity and strengthening of metals upon deformation]. Germany-Mauritius, Beau Bassin : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2020, 341 p. (in Russian).

10. Gubenko S.I. *Vliyaniye nemetallicheskih vklyucheniy na formirovaniye struktury stal'noy matritsy pri vzryvnom nagruzhenii* [Influence of non-metallic inclusions on the formation of the structure of the steel matrix under explosive loading]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2019, no. 4, pp. 36–41. (in Russian).

11. Usherenko S.M., Gubenko S.I. and Nozdrin V.F. *Izmeneniye struktury metallicheskoj misheni pri vysokoskorostnom vnedrenii dispersnykh chastits*. [Changes in the structure of a metal target during high-speed penetration of dispersed particles]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 1991, no. 6, pp. 34–36. (in Russian).

12. Nozdrin V.F., Usherenko S.M. and Gybenko S.I. Mechanism of hardening metals in superdeep penetration of high-speed particles. *Physics and chemistry of materials treatment*. 1991, no. 6, pp. 19–24.

13. Usherenko S.M., Gubenko S.I. and Nozdrin V.F. *Izmeneniye struktury zheleza i stali pri sverkhglubokom vnedrenii vysokoskorostnykh chastits* [Changes in the structure of iron and steel during superdeep penetration of high-speed particles]. *Izvestiya AN SSSR. Metally* [News of the USSR Academy of Sciences. Metals]. 1991, no. 1, pp. 124–125. (in Russian).

14. Nozdrin V.F., Usherenko S.M. and Gubenko S.I. *Uprochneniye stali 08KH18N10T dispersnyimi chastitsami pri vzryvnom vozdeystvii* [Hardening of 08Kh18N10T Steel by Dispersed Particles under Explosive Impact]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of universities. Ferrous metallurgy]. 1991, no. 10, pp. 60–63. (in Russian).

15. Usherenko S.M., Gybenko S.I. and Sobolev V.V. Structural changes during the bulk doping of nuclear stainless steel. EUROMAT-96. Conference on materials and Nuclear Power. Bournemouth, UK, 1996, pp. 315–321.

16. Usherenko S.M., Nozdrin V.F., Gubenko S.I. and Romanov G.S. Motion and deceleration of explosively accelerated solid particles in a metallic target. *International journal of heat and mass transfer*. 1994, no. 37 (15), pp. 2367–2375.

17. Larikov L.N., Mazanko V.F. and Falchenko V.M. *Massoperenos v metallakh pri impul'snom nagruzhenii* [Mass transfer in metals under pulsed loading. Physics of metals and metal science]. 1983, no. 6, pp. 144–145. (in Russian).

18. Gubenko S.I., Sychkov A.B., Parusov E.V. and Denisenko A.I. *Vliyaniye vysokotemperaturnogo nagreva na transformatsiyu nemetallicheskih vklyucheniy v stalyakh* [The effect of high-temperature heating on the transformation of non-metallic inclusions in steels]. *Stal'* [Steel]. 2018, no. 5, pp. 40–46. (in Russian).

19. Gubenko S.I. *Nemetallicheskiye vklyucheniya i plastichnost' 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).

20. Gubenko S. *Geterofaznyke mikrokompozitnyye vklyucheniya v stalyakh*. [Heterophase microcomposite inclusions in steels]. Germany – Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2019, 330 p. (in Russian).

21. Gubenko S.I. *Mezhfaznye granitsi vkluchenie-matritsa I svoisrva staley* [Interphase boundaries inclusion-matrix and properties of steels]. Germany – Mauritius : Palmarium Academic Publishing, 2017, 506 p. (in Russian).

22. Gubenko S.I., Pinchuk S.I. and Belaya E.V. *Issledovaniye vliyaniya nemetallicheskih vklyucheniy na korroziyonnoye povedeniye kolesnoy stali* [Investigation of the influence of non-metallic inclusions on the corrosion behavior of wheel steel]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'* [Metallurgical and mining industry]. 2011, no. 7, pp. 70–74. (in Russian).

23. Gubenko S.I. *Vliyaniye nemetallicheskih vklyucheniy i produktov korrozii na iznosostoykost' zheleznodorozhnykh koles* [Influence of nonmetallic inclusions and corrosion products on wear resistance of railway wheels]. *Stal'* [Steel]. 2019, no. 6, pp. 51–55. (in Russian).

Поступила в редакцию: 01.11.2020.

УДК 624.07

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.59.692

ДОСВІД ОБСТЕЖЕННЯ НЕСНИХ КОНСТРУКЦІЙ КАРКАСА КОТЛА БКЗ 210-140 ІЗ ВИЗНАЧЕННЯМ ЇХ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ТА РОЗРОБЛЕННЯМ РЕКОМЕНДАЦІЙ ЩОДО ПОДАЛЬШОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

КОЗЛОВ С. В.^{1*}, канд. техн. наук, с. н. с.,
КОЗЛОВА О. М.², канд. техн. наук.

^{1*} ТОВ «Науково-виробниче об'єднання «УКРБУДЕКСПЕРТ»», вул. Пшенична, 4, оф. 218, 03148, Київ, Україна, тел. +38 (050) 208-42-81, e-mail: kozlovsv@ukr.net, www.nvo-ukrbudexpert.com.ua, ORCID ID: 0000-0002-4194-6121

² ТОВ «Науково-виробниче об'єднання «УКРБУДЕКСПЕРТ»», вул. Пшенична, 4, оф. 218, 03148, Київ, Україна, тел. +38 (050) 246-91-89, e-mail: Olechka_Kiev2017@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-0372-7059

Анотація. Постановка проблеми. Футерування котлоагрегату проводиться для забезпечення захисту поверхонь несного каркаса (колон, балок) від можливих механічних, термічних, фізичних і хімічних пошкоджень. У ході експлуатації за впливу високих температур і хімічних шлаків футерівка котлів поступово зношується. Вчасно зроблений якісний ремонт футерівки котлів убезпечить обладнання від серйозних пошкоджень конструкцій каркаса і термінової заміни окремих елементів котельного обладнання. **Мета дослідження** – роботи з технічного обстеження елементів каркаса котла БКЗ 210-140 зумовлені необхідністю визначення їх фактичного технічного стану та розроблення рекомендацій щодо подальшої безпечної експлуатації. Для визначення напружено-деформованого стану, що виникає в колонах каркаса, виконувались перевірни розрахунки з використанням програмного комплексу «Lira – Windows». **Висновок.** За результатами технічного обстеження і перевірних розрахунків встановлено, що колони каркаса внаслідок значних пластичних деформацій на окремих ділянках, які викликані, у свою чергу, дією локального високотемпературного впливу, не здатні більше сприймати максимальні експлуатаційні навантаження. Запропоновано варіант підсилення колон каркаса котла БКЗ 210-140 методом збільшення перерізу.

Ключові слова: надійність; міцність і стійкість; елементи каркаса; футерівка

ОПЫТ ОБСЛЕДОВАНИЯ НЕСУЩИХ КОНСТРУКЦИЙ КАРКАСА КОТЛА БКЗ 210-140 С ОПРЕДЕЛЕНИЕМ ИХ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРАБОТКОЙ РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ДАЛЬНЕЙШЕЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

КОЗЛОВ С. В.^{1*}, канд. техн. наук, с. н. с.,
КОЗЛОВА О. М.², канд. техн. наук.

¹ ООО «Научно-производственное объединение «УКРСТРОЙЭКСПЕРТ»», ул. Пшеничная, 4, оф. 218, 03148, Киев, Украина, тел. +38 (050) 208-42-81, e-mail: kozlovsv@ukr.net, www.nvo-ukrbudexpert.com.ua, ORCID ID: 0000-0002-4194-6121

² ООО «Научно-производственное объединение «УКРСТРОЙЭКСПЕРТ»», ул. Пшеничная, 4, оф. 218, 03148, Киев, Украина, тел. +38 (050) 246-91-89, e-mail: Olechka_Kiev2017@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-0372-7059.

Аннотация. Постановка проблемы. Футеровка котлоагрегата производится для обеспечения защиты поверхностей несущего каркаса (колонн, балок) от возможных механических, термических, физических и химических повреждений. В ходе эксплуатации под воздействием высоких температур и химических шлаков футеровка котлов постепенно изнашивается. Вовремя сделанный качественный ремонт футеровки котлов обезопасит оборудование от серьезных повреждений конструкций каркаса и срочной замены отдельных элементов котельного оборудования. **Цель исследования** – работы по техническому обследованию элементов каркаса котла БКЗ 210-140 обусловлены необходимостью определения их фактического технического состояния и разработкой рекомендаций по дальнейшей безопасной эксплуатации. Для определения напряженно-деформированного состояния, которое возникает в колоннах каркаса, выполнялись проверочные расчеты с использованием программного комплекса «Lira – Windows». **Вывод.** По результатам технического обследования и проверочных расчетов установлено, что колонны каркаса из-за значительных пластических деформаций на отдельных участках, вызванных, в свою очередь, действием локального высокотемпературного

воздействия, не способны более воспринимать максимальные эксплуатационные нагрузки. Предложен вариант усиления колонн каркаса котла БКЗ 210-140 методом увеличения сечения.

Ключевые слова: надежность; прочность и устойчивость; элементы каркаса; футеровка

EXPERIENCE IN INSPECTION OF LOADING STRUCTURES OF BOILER FRAME BBP 210-140 WITH DETERMINATION OF THEIR TECHNICAL STATE AND DEVELOPMENT OF RECOMMENDATIONS FOR FURTHER OPERATION

KOZLOV S.V.^{1*}, *Cand. Sc. (Tech.), Senior Researcher*
KOZLOVA O.M.², *Cand. Sc. (Tech.)*

^{1*} LLC “Scientific and Production Association “UKRBUDEXPERT””, 4, Pshenychna St., off. 218, 03148, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (050) 208-42-81, e-mail: kozlovsv@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4194-6121

² LLC “Scientific and Production Association “UKRBUDEXPERT””, 4, Pshenychna St., off. 218, 03148, Kyiv, Ukraine, tel. +38 (050) 246-91-89, e-mail: Olechka_Kiev2017@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-0372-7059

Abstract. Formulation of the problem. The boiler unit is lined in order to protect the surfaces of the supporting frame (columns, beams) from possible mechanical, thermal, physical and chemical damage. The importance of high-quality lining of thermal units has been known for a long time and there is a huge amount of information on this topic. It should be noted that the main load falls on the lining – this is the effect of high temperatures, aggressive chemical environment, mechanical stress and other factors during the operation of the heating unit. Particular attention should be paid to the lining device if the unit is metal, since the thermal expansion of the metal is much greater than that of the brick, which must be taken into account. There must be a gap for thermal expansion between the lining layer and the metal walls of the heating unit, otherwise the lining may simply collapse when the metal is heated. The gap is sealed with basalt wool in the form of bundles or sheets. The efficiency of the thermal boiler equipment fully depends on how durable, heat-resistant, energy-efficient, and repairable the lining will be. During operation, under the influence of high temperatures and chemical slags, the boiler lining gradually wears out. A timely high-quality repair of the boiler lining will protect the equipment from serious damage to the frame structures and urgent replacement of individual elements of the boiler equipment. **The purpose** of the article is to work on the technical inspection of the elements of the boiler frame BBP 210-140 due to the need to determine their actual technical condition and the development of recommendations for further safe operation. Assessment of technical condition is carried out on the basis of technical inspection (visual and instrumental) and verification calculations. To determine the stress strain state that occurs in the columns of the frame, test calculations were performed using the software package "Lira – Windows". **Conclusion.** Based on the results of technical inspection and verification calculations, it was found that the columns of the frame, due to the presence of significant plastic deformations in certain areas, caused in turn by the action of local high-temperature exposure, are no longer able to perceive the maximum operational loads. A variant of strengthening the columns of the boiler frame BBP 210-140 by the method of increasing the cross section is proposed.

Keywords: reliability; durability and stability; elements of a framework; lining

Постановка проблеми. Наразі все частіше виникає потреба у роботах із реконструкції або відновлення експлуатаційної придатності окремих елементів чи будівель і споруд у цілому. Також необхідно вирішувати комплексні питання, пов'язані з визначенням напружено-деформованого стану (НДС) і виконанням робіт з подовженням терміну експлуатації. Технічний стан оцінюється на основі технічного обстеження (візуального та інструментального) та проведення перевірних розрахунків. Елементи каркаса котла БКЗ 210-140, що обстежувались, були

введені в експлуатацію з 1961 по 1974 роки.

Основне паливо для котлів – кам'яне вугілля (антрацитовий штиб). За роки експлуатації обладнання проходило поточні ремонти, але наразі виникла необхідність у проведенні капітального ремонту (реконструкція або заміна) всіх елементів котлоагрегатів для забезпечення надійної та безпечної експлуатації комплексу в цілому.

Робота являє собою дослідження проблеми подовження терміну експлуатації несних будівельних конструкцій за дії різних факторів силових, температурних та інших впливів.

Аналіз публікацій. Діагностика та подовження терміну експлуатації будівельних конструкцій будівель і споруд – це складна та трудомістка праця. Дослідження, присвячені зазначеній темі, наведені у статті А. В. Канигіна [1], де проводиться ґрунтовний аналіз котельного обладнання, яке працює в теплових мережах України. У статті авторів Ю. Губара, Л. В. Винарчука [2] виконано дослідження методів визначення зовнішнього зносу спеціалізованої нерухомості.

Для обстеження враховано вимоги Технічного регламенту будівельних виробів, будівель і споруд, а також ДСТУ-Н Б В.1.2-18:2016 «Настанова щодо обстеження будівель і споруд для визначення та оцінки їх технічного стану» [3; 4].

Мета дослідження – оцінення технічного стану несних будівельних конструкцій

каркаса котлоагрегата БКЗ 210-140 з розробленням рекомендацій щодо подальшої експлуатації обстежуваного котлоагрегату. Дослідження виконувалось із застосуванням класичних правил розрахунків будівельної механіки, а також із використанням програмного комплексу «Lira-Windows», в основу якого покладено метод скінченних елементів (МСЕ) у переміщеннях. Скінченно-елементну модель конструкцій виконували в лінійній постановці.

Виклад матеріалу. Згідно з технічною документацією [6; 7], будівельні конструкції каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140 виконані за проектом Дніпропетровського Ордена Трудового Червоного Прапора заводу металоконструкцій ім. Бабушкіна. Схематичний план каркаса котла, розріз та загальний вид показано на рисунках 1–3.

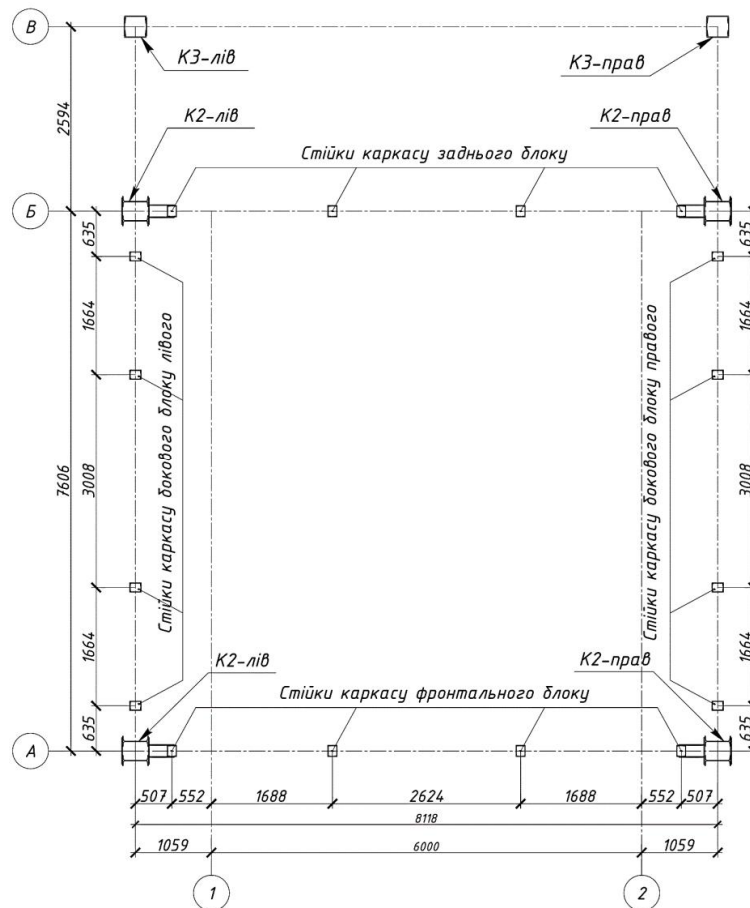


Рис. 1. Схематичний план каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140

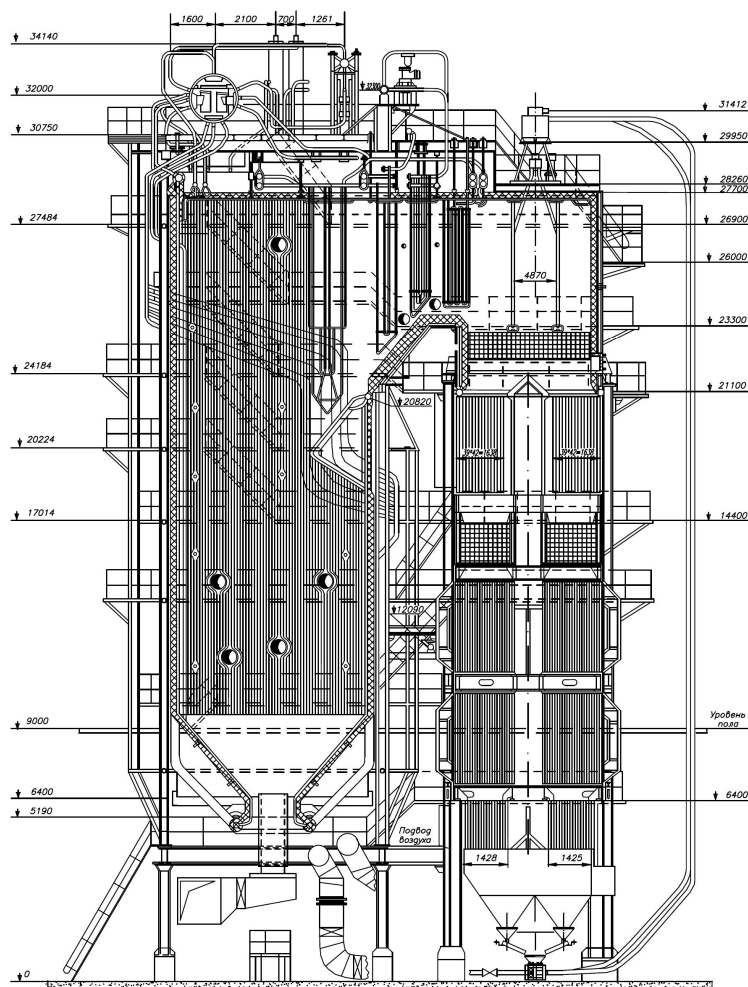


Рис. 2. Поздовжній розріз котлоагрегату БКЗ 210-140

Каркас котла являє собою просторову сталеву конструкцію прямокутної конфігурації в плані. Висота котла 30,5 м. За відмітку 0.000 прийнято відмітку підлоги першого поверху. Каркас складається зі стійок порталу (СП1п, СП1л, СП3п, СП3л, СП2), балок порталу (БПр-1, БПр-2), колон (К-1лів, К-1пр, К-2лів, К-2пр, К-3лів, К-3пр), стійок каркаса, горизонтальних балок, хребтової балки, стельових балок. Стійки порталу СП1п, СП1л, СП3п, СП3л виконані з двох двотаврів № 36 $L = 2\ 760$ мм, зварених накладками. Стійки порталу СП2 виконані з двох швелерів № 24, зварених накладками. Балки порталу БПр-1 та БПр-2 виконані з двох двотаврів № 36, зварених накладками. Колони К-1лів, К-1пр, К-2лів, К-2пр виконані з двох двотаврів № 36, зварених накладками. Колони К-3пр, К-3лів виконані з двох швелерів № 30, зварених суцільними накладками у «коробку». Стійки бокових блоків виконані з двох швелерів № 24,

зварених сухарями. Балки бокових блоків виконані з двох швелерів № 24. Хребтова балка виконана у вигляді зварного двотавра: стінка перерізом $1\ 610 \times 10$ мм, полиці 500×10 мм. Стельові балки виконані з двотаврів № 55, а в межах колон К-2, К-3 виконані зі швелерів № 24, які з боку колон К-2 спираються на хребтову балку, а з боку колони К-3 – на двотаврову балку № 55, підсилену суцільними накладками, привареними до полиць двотавра.

Аналіз конструктивної системи котлоагрегату БКЗ 210-140, результатів виконаного обстеження дозволив зробити такі висновки:

– внаслідок неналежної теплоізоляції технологічної частини котельного агрегату та порушення температурного режиму експлуатації несних будівельних конструкцій котла виникли пластичні деформації (вигини) колон каркаса котла, прогорання сталевих елементів обшивки;

– просторова жорсткість і геометрична незмінність каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140 забезпечується за рахунок сумісної роботи колон, стійок блоків каркаса, балок блоків каркаса, стельових

балок, хребтової балки та майданчика РЗ. Основні дефекти будівельних конструкцій каркаса котла БКЗ 210-140 наведені на рисунках 4–7.



Рис. 3. Загальний вигляд котлоагрегату БКЗ 210-140



а



б

Рис. 4. Вигин стійок каркаса заднього блока, стінки та полиць швелерів у площині каркаса на позначці +9.320



Рис. 5. Дефекти на ділянках колон К-2 ліва, К2-прав у площині конструкції на позначках 21.200...28.900:
а – вигин колони К-2 ліва в площині конструкції на 160 мм в рівні позначок 21.200...28.900;
б – місцеве змінання стінки та полиць двотаврів, вигин із площини на 100...110 мм колони
К2-прав на позначці +23.80



Рис. 6. Місцеве змінання стінки двотавра колони К2-прав на 60...80 мм на позначці +16.0

Виконувались перевірені розрахунки несної здатності найбільш деформованих колон К2 каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140. Згідно з проектною документацією на каркас котлоагрегату БКЗ 210-140 [6], переріз колон К2 складений із двох прокатних двотаврів № 36, що поєднуються по полицях між собою смугами із листової сталі товщиною

10 мм. Колони каркаса виготовлені зі сталі С235. Розраховувалась ділянка колони К2 по висоті в межах позначки 20,74...28,90 м оскільки в колоні К2-ліва, яка внаслідок високотемпературного впливу отримала максимальний вигин 160 мм у площині стінки двотавра на ділянці між позначками 21,20...23,80 м.

Для визначення напружено-деформованого стану (НДС), що виникає в колонах К2, вибрано програмні засоби, розроблено методику розрахунку і комп'ютерну модель. Розрахунок колони К2 виконано з використанням програмного комплексу «Lira-Windows», в основу якого покладено МСЕ в переміщеннях. Скінченноелементну модель колони К2 розроблено в лінійній постановці. Колону К2 складено перерізу із двох прокатних двотаврів № 36, що поєднуються

по полицях між собою смугами із листової сталі товщиною 10 мм, змодельовано плоскими оболонковими СЕ типу 41 «універсальний прямокутний скінченний елемент оболонки», а також СЕ типу 42 «універсальний трикутний скінченний елемент оболонки» відповідної товщини.

Комп'ютерна модель колони К2 складалася із 2 300 скінченних елементів і 1 668 вузлів. Об'ємний вигляд розрахункової моделі наведений на рисунку 8.

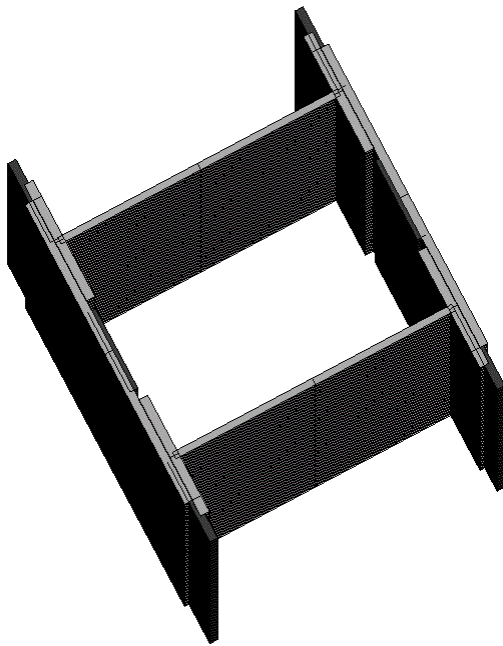


а

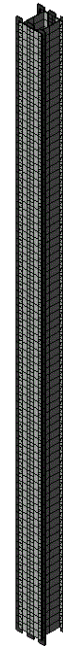


б

Рис. 7. Відрив балок кріплення перекриття стельової футерівки пароперегрівача на позначці +24.500



а



б

Рис. 8. Об'ємний вигляд розрахункової моделі колони К2: а – переріз колони (фрагмент моделі); б – загальний вид

Розрахункове навантаження на колону К2 складає 330,0 тс. За результатами розрахунків, напружено-деформований стан колони К2 наведено на рисунках 9 та 10 до підсилення за станом на час проведення обстеження конструкцій каркаса котлоагрегату з урахуванням існуючого вигину. Максимальні переміщення в колоні К2 з урахуванням дії розрахункового навантаження на колону, а також додаткової дії високотемпературних впливів на певну ділянку колони в межах позначок 21,20...23,80 м складають: горизонтальні – 111,0 мм; вертикальні – 63,2 мм.

Максимальні вертикальні напруження в колоні К2 в межах ділянки на позначках 20,74...28,90 м складають

730...760 кН/см². Ці напруження для сталі С235 недопустимі і перевищують розрахунковий опір сталі.

Як показують отримані результати, необхідно виконувати підсилення колон. Підсилення колон виконується металевими листами товщиною 10 мм зі сталі С245. Два листи шириною 570 мм приварюють до полиць двотаврів у площині вигину таким чином, щоб утворити прямокутний переріз колони. Ще один лист, також товщиною 10 мм, приварюють до листів підсилення з боку котла. Результати розрахунку напружено-деформованого стану колони К2 з урахуванням включення в роботу елементів підсилення показані на рисунку 11.

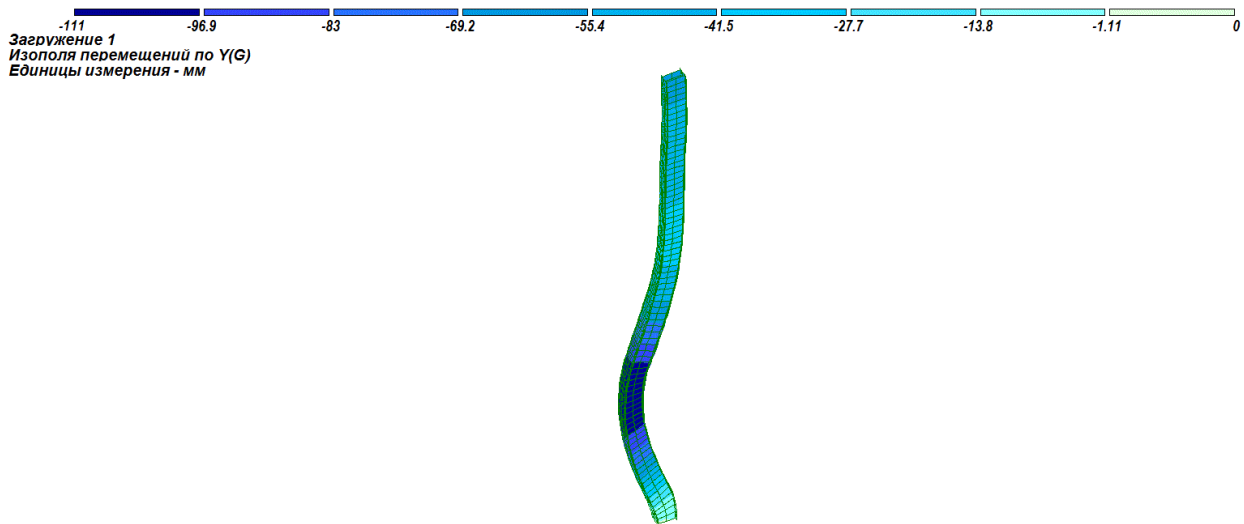


Рис. 9. Горизонтальні переміщення в колоні К2 в межах ділянки на позначках 20,74...28,90 м

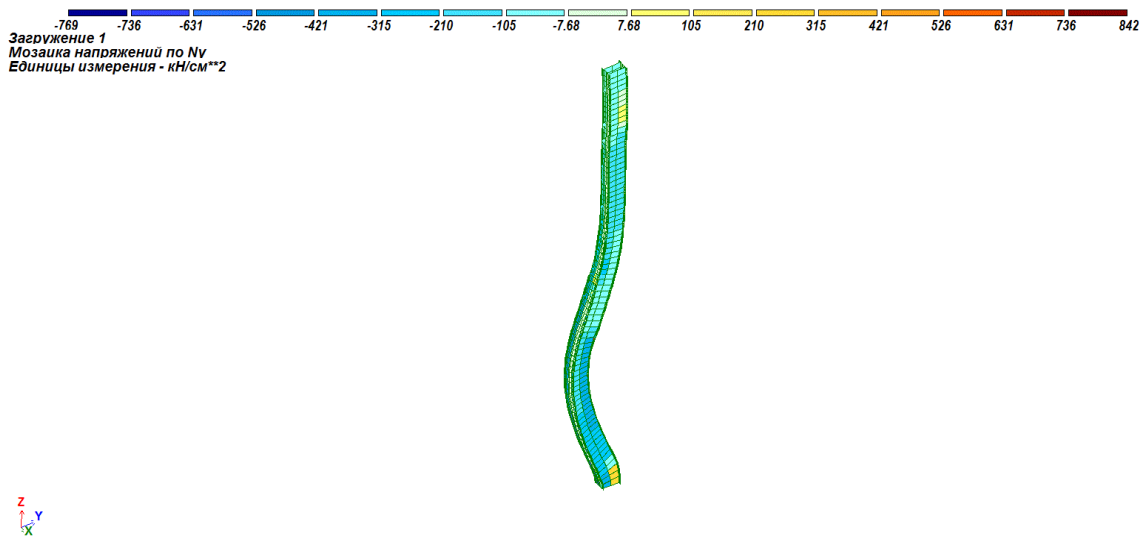


Рис. 10. Вертикальні напруження в колоні К2 в межах ділянки на позначках 20,74...28,90 м

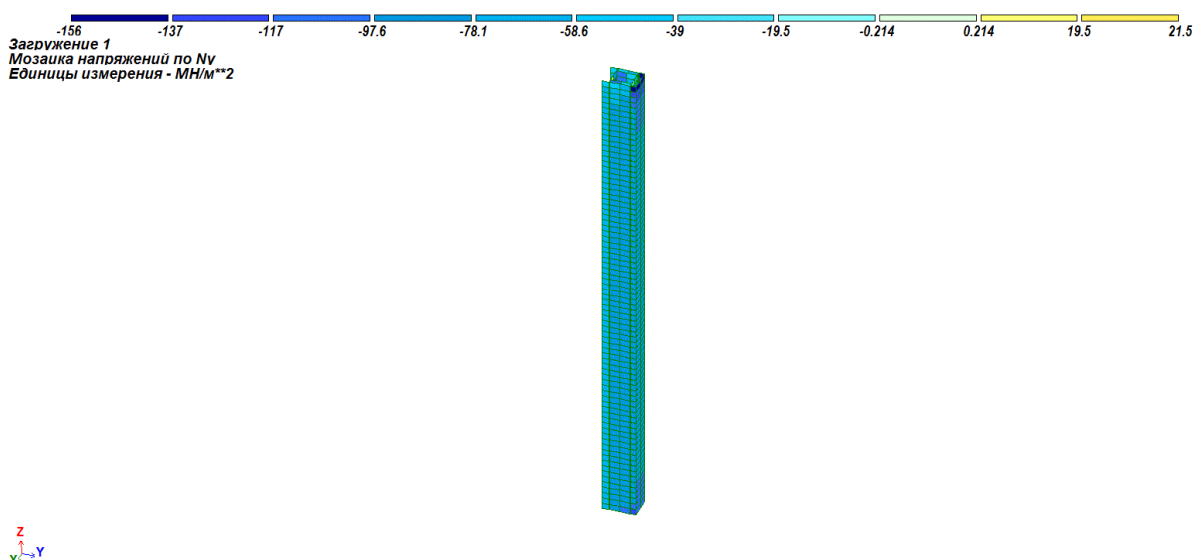


Рис. 11. Напруження в колоні К2 в межах ділянки на позначках 20,74...28,90 м з урахуванням елементів підсилення

Максимальні переміщення в колоні К2 з урахуванням дії елементів підсилення колони в межах позначок 20,74...28,90 м складають: вертикальні 4,32 мм; горизонтальні 0,59 мм.

Максимальні вертикальні напруження в колоні К2 з урахуванням дії елементів підсилення в межах ділянки на позначках 20,74... 28,90 м складають 156,0 МПа. Ці напруження для сталі С235 та С245 допустимі і не перевищують розрахунковий опір сталі.

Висновки. 1. За результатами аналізу проектно-конструкторських рішень [6] та діагностики технічного стану будівельних конструкцій каркаса котла БКЗ 210-140 ТЕЦ встановлено:

- внаслідок зношеної, частково зруйнованої теплоізоляції технологічної частини котельного агрегату та порушення температурного режиму експлуатації несних будівельних конструкцій котла виникли пластичні деформації (вигини) колон каркаса котла, прогорання сталевих елементів обшивки;

- окремі ділянки колон К2, К3 каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140 внаслідок високотемпературного впливу мають значні деформації, а саме колона К2 ліва має максимальний вигин 160 мм в площині стінки двотавра на ділянці між позначками 21,20... 23,80 м (рис. 5). В цілому, колони К2, К3, а також окремі ділянки балок настилу та елементи бокових

блоків перебувають у не придатному для нормальної експлуатації стані (ІІІ категорія технічного стану);

- в аварійному стані перебувають балки кріплення перекриття стельової футерівки пароперегрівача на позначці +24,50 м, окремі з яких на момент обстеження частково або повністю обвалені (рис. 7).

2. За результатами виконаних перевірок розрахунків встановлено, що колони К2, К3 через наявність значних пластичних деформацій на окремих ділянках не здатні сприймати максимальні експлуатаційні навантаження. Для забезпечення несної здатності та подальшої безпечної експлуатації колони К2, К3 потребують підсилення. У відповідності з п. 5.2, 5.3 [3] технічний стан каркаса котла БКЗ 210-140 в цілому розглядається як не придатний до нормальної експлуатації і відповідає ІІІ категорії технічного стану.

Для усунення зазначених недоліків та забезпечення подальшої безпечної експлуатації котла БКЗ 210-140 необхідно здійснити комплекс ремонтних робіт та заходів до підвищення роботоздатності будівельних конструкцій та надійності споруди в цілому відповідно до Технічного регламенту та діючих нормативних актів і документів за окремо розробленим проектом, враховуючи розроблені рекомендації щодо підсилення конструкцій.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Каныгин А. В. Какое котельное оборудование должно работать в централизованных тепловых сетях Украины? *Енергетика та електрифікація : науковий журнал*. Київ : Мін. палива та енергетики України, 2009. С. 8–13.
2. Губар Ю., Винарчук Л. В. Дослідження методів визначення зовнішнього зносу спеціалізованої нерухомості. Національний університет «Львівська політехніка» : ISTCGCAP, 2018. Вип. 88, № 8. 2018. С. 47–54. URL : <https://doi.org/10.23939/istcgcap2018.02.047>.
3. ДСТУ-Н Б В.1.2-18:2016. Настанова щодо обстеження будівель і споруд для визначення та оцінки їх технічного стану. Київ : Мінрегіон України, 2017. 43 с.
4. Технічний регламент будівельних виробів, будівель і споруд (затверджений постановою КМУ від 20.12.2006 № 1764, ст. 3415). *Офіційний вісник України*. № 51, 2006.
5. ДБН В.1.2-14:2018. Загальні принципи забезпечення надійності та конструктивної безпеки будівель, споруд. [Чинний від 2019-01-01]. Київ : Мінрегіон України, 2018. 33 с.
6. Робоча документація. Окремі копії креслень робочого проекту конструкцій каркаса котлоагрегату БКЗ 210-140 ПТ ст. № 3, інв. № 20.0121. Чернігівської ТЕЦ; Дніпропетровського Ордена Трудового Червоного Прапора заводу металоконструкцій ім. Бабушкіна. 1971. 103 с.
7. Технічний звіт за результатами обстеження будівельних конструкцій каркасу котлоагрегату БКЗ 210-140 ПТ з визначенням їх технічного стану та розробкою рекомендацій щодо подальшої експлуатації котлоагрегату БКЗ 210-140 ПТ ст. № 4, інв. № 21.0121 (договір № 72/21 від 01 липня 2019 р.) у м. Києві. Київ : ТОВ «НВО «УКРБУДЕКСПЕРТ», 2019. 44 с.

REFERENCES

1. Kanygin A.V. *Kakoe kotelnoe oborudovanie doljno rabotat v centralizovanih teplovix setax Ukrainy?* [What boiler equipment should work in the centralized heating networks of Ukraine?]. *Energetika ta elektrifikaciya : Naukoviy jurnal* [Power engineering and electrical engineering : Science journal]. Kyiv : Ministry of Energy of Ukraine, 2009, pp. 8–13. (in Russian).
2. Gubar U., Vinarchuk L.V. *Doslidjennya metodiv viznachennya zovnishnogo znosy specializovanoj neruxomosti* [Research of methods for determining the external wear of specialized real estate]. *Nacionalniy universitet «Lvivska politexnika»* [Lviv Polytechnic National University]. Vol. 88, no. 8, 2018, pp. 47–54 URL : <https://doi.org/10.23939/istcgcap2018.02.047>. (in Ukrainian).
3. *DSTU-N B V.1.2-18:2016 Nastanova shchodo obstezhennya budivel i sporud dlya vyznachennya ta otsinky yikh tekhnichnogo stanu* [Guidelines for inspection of buildings and structures to determine and assess their technical condition]. Kyiv : Ministry of Regional Development of Ukraine, 2017, 43 p. (in Ukrainian).
4. *Texnichnij reglament budivelnix virobiv, budivel i sporud (zatverdzeniy postanovoyu KMY vid 20.12.2006 № 1764, st. 3415)* [Technical regulations for construction products, buildings and structures (approved by the Cabinet of Ministers of 20.12.2006 no. 1764, st. 3415)]. *Ofitsiyiniy visnik Ukrainy* [Official Gazette of Ukraine]. 2006, no. 51. (in Ukrainian).
5. *DBN V.1.2.-14:2018. Zagalni principy zabezpechennya nadiynosti ta konstruktivnoi bezpeki budivel, sporud. Chinniy vid 2019-01-01* [General principles of ensuring the reliability and structural safety of buildings and structures. Valid from 2019-01-01]. Kyiv : Ministry of Regional Development of Ukraine, 2018, 33 p. (in Ukrainian).
6. *Robocha dokumentaciya. Okremi kopi kreslen robochogo proeknu konstrukcij karkasy kotloagregaty BKZ 210-140 PT st. №3, inv. № 20.0121, Chernigovskoi TEC; Dniprovskogo ordena trydovogo chervonogo prapory zavody metalokonstrykciy im. Babyshkina* [Working documentation. Separate copies of drawings of the working design of constructions of a framework of a boiler unit BBP 210-140 PT st. no. 3, inv. no. 20.0121; Chernihiv Heat and Power Plant; Dnipropetrovsk Order of the Red Banner of Labor of the Babushkin Metal Construction Plant]. 1971. 103 p. (in Ukrainian).
7. *Texnichnij zvit za rezyltatami obstegenya bydivelnix konstrykciy karkasy kotloagregaty BKZ 210-140 PT z viznachenniam ix tekhnichnogo stanu ta rozrobkoyu rekomendacij shodo podalshoi eksplyatacii kotloagregaty BKZ 210-140 PT st. № 4, inv. № 21.0121* [Technical report on the results of inspection of building structures of the frame of the boiler unit BBP 210-140 PT with determination of their technical condition and development of recommendations for further operation of the boiler unit BBP 210-140 PT st. no. 4, inv. no. 21.0121]. Contract no. 72/21 dated July 1, 2019. Kyiv : LLC “SPA “UKRBUDEXPERT”, 2019, 44 p. (in Ukrainian).

Надійшла до редакції 02.11.2020.

УДК 539.216.2: 537.52

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.241120.69.693

МОЖЛИВОСТІ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЇ ІНЖЕНЕРІЇ І ВЛАСТИВОСТІ МІКРОДУГОВИХ ОКСИДНИХ ПОКРИТТІВ НА СПЛАВІ АМГЗ

СУББОТІНА В. В.^{1*}, канд. техн. наук, доц.,
СОБОЛЬ О. В.², докт. фіз.-мат. наук, проф.,
БІЛОЗЕРОВ В. В.³, канд. техн. наук, доц.

^{1*} Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Кирпичова, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (067) 933-20-68, e-mail: subbotina.valeri@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3882-0368

² Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Кирпичова, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (099) 772-18-07, e-mail: sool@kpi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0002-4497-4419

³ Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Кирпичова, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (067) 575-2914, e-mail: belozerov.valerii@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-7623-3658

Анотація. *Мета* роботи: встановлення закономірностей впливу складу лужно-силікатного електроліту й умов електролізу під час мікродугового оксидування алюмінієвого сплаву АМГЗ на кінетику формування оксидного покриття, його структуру та умови формування α -Al₂O₃ фази. **Результати.** Визначено можливість формування високощільних МДО-покриттів на алюмінієвому сплаві АМГЗ за електролізу в лужно-силікатних електролітах. Виявлено закономірності кінетики зростання МДО-покриттів за різного складу електроліту та часу оксидування. Встановлено, що фазовий склад МДО-покриттів складається з наступних фаз – α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃ і муліт (3Al₂O₃ × 2SiO₂), співвідношення яких змінюється за зміною кількості силікату натрію (Na₂SiO₃). З'ясовано, що введення добавки в електроліт неорганічної розчинної солі, яка має в складі кисень (K₂Cr₂O₇), викликає якісні зміни фазового складу – збільшення кількості фази α -Al₂O₃ у складі покриттів і зростання твердості. При цьому з'являється можливість отримати МДО-покриття малої товщини (до 90 мкм) з великим вмістом фази α -Al₂O₃ (до 40 %), що не вдається реалізувати в лужно-силікатному електроліті. Аналіз впливу високотемпературних відпалів МДО-покриттів на вигляд дифракційного спектра дозволив виявити появу тетрагональності в кристалічній ґратці γ -Al₂O₃ фази. Структурний стан із тетрагонально викривленими ґратками – це етап γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ перетворення. **Наукова новизна.** Встановлено, що у разі використання для електролізу лужно-силікатного електроліту додавання рідкого скла (Na₂SiO₃) зумовлює збільшення швидкості зростання покриття, але при цьому стимулює формування муліту (3Al₂O₃ × 2SiO₂) як фазової складової. Збільшення лужної (КОН) складової спричинює зменшення швидкості зростання (до 0,6...0,7 мкм/хв) та стимулює формування γ -Al₂O₃ фази. Формування α -Al₂O₃ (корунду) фази стимулюється при великій тривалості процесу, коли збільшується товщина діелектричного шару й потужність пробою. Збільшення кількості α -Al₂O₃ викликає підвищення твердості покриттів. Ізотермічні відпали з температурою яка перевищує 1 000 °С, стимулюють γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ поліморфне перетворення. Початковим етапом такого перетворювання стає поява тетрагональності в кристалічній ґратці γ -Al₂O₃ фази. **Практичне значення.** Проведене дослідження дозволяє запропонувати добавку до лужно-силікатного електроліту у вигляді солі K₂Cr₂O₇, яка підвищує швидкість формування МДО-покриттів до ≈ 1,4 мкм/хв, при цьому якісно і кількісно змінює фазовий склад покриттів, підвищуючи його твердість.

Ключові слова: мікродугове оксидування; склад електроліту; покриття; кінетика зростання; фазовий склад; поліморфне перетворення; твердість

ВОЗМОЖНОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЙ ИНЖЕНЕРИИ И СВОЙСТВА МИКРОДУГОВЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ АМГЗ

СУББОТИНА В. В.^{1*}, канд. техн. наук, доц.,
СОБОЛЬ О. В.², докт. фіз.-мат. наук, проф.,
БЕЛОЗЕРОВ В. В.³, канд. техн. наук, доц.

^{1*} Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», ул. Кирпичева, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (067) 933-20-68, e-mail: subbotina.valeri@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3882-0368

² Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», ул. Кирпичева, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (099) 772-18-07, e-mail: sool@kpi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0002-4497-4419

³ Кафедра матеріалознавства, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», ул. Кирпичева, 2, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (067) 575-2914, e-mail: belozarov.valerii@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-7623-3658

Анотація. Цель работы: установление закономерностей влияния состава щелочно-силикатного электролита и условий электролиза при микродуговом окислении алюминиевого сплава АМг3 на кинетику формирования оксидного покрытия, его структуру и условия формирования α -Al₂O₃ фазы. **Результаты.** Определена возможность формирования высокоплотных МДО-покрытий на алюминиевом сплаве АМг3 при электролизе в щелочно-силикатных электролитах. Выявлены закономерности кинетики роста МДО-покрытий при различном составе электролита и времени окисления. Установлено, что фазовый состав МДО-покрытий состоит из следующих фаз – α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃ и муллита (3Al₂O₃ × 2SiO₂), соотношение которых меняется при изменении количества силиката натрия (Na₂SiO₃). Установлено, что введение добавки в электролит неорганической растворимой соли, которая имеет в составе кислород (K₂Cr₂O₇), приводит к качественному изменению фазового состава – увеличению количества фазы α -Al₂O₃ в составе покрытий и росту твердости. При этом появляется возможность получить МДО-покрытия малой толщины (до 90 мкм) с большим содержанием фазы α -Al₂O₃ (до 40 %), что не удается реализовать в щелочно-силикатном электролите. Анализ влияния высокотемпературных отжигов МДО-покрытий на вид дифракционного спектра позволил выявить появление тетрагональности в кристаллической решетке γ -Al₂O₃ фазы. Структурное состояние с тетрагонально искаженной решеткой является этапом γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ превращения. **Научная новизна.** Установлено, что при использовании для электролиза щелочно-силикатного электролита добавления жидкого стекла (Na₂SiO₃) приводит к увеличению скорости роста покрытия, но при этом стимулирует формирование муллита (3Al₂O₃ × 2SiO₂) в качестве фазовой составляющей. Увеличение щелочной (KOH) составляющей приводит к уменьшению скорости роста (до 0,6...0,7 мкм/мин.) и стимулирует формирование γ -Al₂O₃ фазы. Формирование α -Al₂O₃ (корунда) фазы стимулируется при большой длительности процесса, когда увеличивается толщина диэлектрического слоя и мощность пробоя. Увеличение количества α -Al₂O₃ приводит к повышению твердости покрытий. Изотермические отжиги с температурой, превышающей 1 000 °С, стимулируют γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ полиморфное превращение. В качестве начального этапа такого превращения отмечено появление тетрагональности в кристаллической решетке γ -Al₂O₃ фазы. **Практическое значение.** Проведенное исследование позволяет предложить добавку к щелочно-силикатному электролиту в виде соли K₂Cr₂O₇, которая повышает скорость формирования МДО-покрытий до ≈ 1,4 мкм/мин. и при этом качественно и количественно изменяет фазовый состав покрытий, повышая его твердость.

Ключевые слова: микродуговое окисление; состав электролита; покрытие; кинетика роста; фазовый состав; полиморфное превращение; твердость

POSSIBILITIES OF PHASE-STRUCTURAL ENGINEERING AND PROPERTIES OF MICROARC OXIDE COATINGS ON THE AMg3 ALLOY

SUBBOTINA V.V., *Cand. Sc. (Tech.), Ass. Prof.*

SOBOL O.V., *Dr. Sc. (Phys.-Math.), Prof.*

BILOZEROV V.V., *Cand. Sc. (Tech.), Ass. Prof.,*

^{1*} Department of Materials Science, National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, 2, Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine, tel. +38 (067) 933-20-68, e-mail: subbotina.valeri@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3882-0368

² Department of Materials Science, National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, 2, Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine, tel. +38 (099) 772-18-07, e-mail: sool@kpi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0002-4497-4419

³ Department of Materials Science, National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, 2, Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine, tel. +38 (067) 575-2914, e-mail: belozarov.valerii@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-7623-3658

Abstract. Purpose of the work: to establish the regularities of the alkali-silicate electrolyte composition influence and the conditions of electrolysis during microarc oxidation of the AMg3 aluminum alloy on the kinetics of the oxide coating formation, its structure and the conditions for the formation of the α -Al₂O₃ phase. **Results.** The possibility of forming high-density MAO coatings on the AMg3 aluminium alloy during electrolysis in alkali-silicate electrolytes has been determined. The regularities of the kinetics of MAO coatings growth at different electrolyte composition and

oxidation time were revealed. It was found that the phase composition of MAO coatings consists of the following phases – α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃, and mullite (3Al₂O₃•2SiO₂), the ratio of which changes with a change in the amount of sodium silicate (Na₂SiO₃). It was found that addition of an inorganic soluble salt dopant to the electrolyte, which contains oxygen (K₂Cr₂O₇), leads to a qualitative change in the phase composition – an increase in the amount of α -Al₂O₃ phase in the coating composition and an increase in hardness. In this case, it becomes possible to obtain MAO coatings of small thickness (up to 90 μ m) with a high content of the α -Al₂O₃ phase (up to 40 %), which cannot be carried out in an alkali-silicate electrolyte. Analysis of the effect of high-temperature annealing of MAO coatings on the shape of the diffraction spectrum made it possible to reveal the appearance of tetragonality in the crystal lattice of the γ -Al₂O₃ phase. The structural state with a tetragonally distorted lattice is a stage of γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ transformation. **Scientific novelty.** It was found that when using an alkaline-silicate electrolyte for electrolysis, the addition of liquid glass (Na₂SiO₃) leads to an increase in the growth rate of the coating, but at the same time it stimulates the formation of mullite (3Al₂O₃ × 2SiO₂) as a phase component. An increase in the alkaline (KOH) component leads to a decrease in the growth rate (to 0,6...0,7 μ m/min) and stimulates the formation of the γ -Al₂O₃ phase. The formation of the α -Al₂O₃ (corundum) phase is stimulated with a long process duration, when the thickness of the dielectric layer and the breakdown power increase. An increase in the amount of α -Al₂O₃ leads to an increase in the hardness of the coatings. Isothermal annealing at temperatures exceeding 1 000 °C stimulates the γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ polymorphic transformation. The initial stage of such a transformation is the appearance of tetragonality in the crystal lattice of the γ -Al₂O₃ phase. **Practical value.** This study allows us to propose an additive to the alkali-silicate electrolyte in the form of a K₂Cr₂O₇ salt, which increases the rate of formation of MAO coatings to 1,4 μ m/min and, at the same time, qualitatively and quantitatively changes the phase composition of the coatings, increasing its hardness.

Keywords: *microarc oxidation; electrolyte composition; coating; growth kinetics; phase composition; polymorphic transformation; hardness*

Постановка проблеми. Мікродугове оксидування дозволяє одержувати багатофункціональні керамікоподібні покриття з унікальним комплексом властивостей, у тому числі зносостійкі, корозійностійкі, теплостійкі, електроізоляційні та декоративні покриття, що характеризуються високими експлуатаційними показниками [1; 2]. Одним із підтверджень того, що покриття, сформовані МДО, мають унікальний комплекс властивостей, служить той факт, що в останнє десятиліття кількість праць з їх дослідження і практичного застосування в різних галузях значно збільшилася [3].

Основна відмінність процесу мікродугового оксидування полягає у використанні енергії електричних розрядів, що мігрують по оброблюваній поверхні, зануреній в електроліт, у результаті чого формуються керамікоподібні покриття з регульованими в широкому діапазоні елементним і фазовим складом, структурою і властивостями [4–6].

Суть методу полягає у формуванні на поверхні деталі в умовах впливу мікродугових розрядів високоомічного зносостійкого покриття (МДО-покриття) [7]. У процесі мікродугового оксидування алюмінієвих сплавів найвищі властивості

досягаються під час утворення фази α -Al₂O₃ (корунду), формування якої відбувається в результаті γ -Al₂O₃ → α -Al₂O₃ поліморфного перетворення [8; 9].

Це вимагає детальних досліджень умов формування фази α -Al₂O₃ (корунду) у процесі мікродугового оксидування

Аналіз публікацій. Відомо, що якість сформованого в процесі мікродугового оксидування покриття залежить від декількох факторів: хімічного складу оброблюваного матеріалу, складу електроліту, електричних режимів і тривалості оброблення. Як параметри для дослідження і контролю звичайно використовуються товщина, мікротвердість, структура і пористість МДО-шару [10; 11].

У результаті експериментальних досліджень показано можливість одержання покриттів із високими функціональними властивостями (високою твердістю, зносостійкістю, стійкістю до агресивних середовищ) на алюмінієвих сплавах систем: Al–Cu–Mg, Al–Zn–Mg, Al–Mg–Si та ін. [12–15]. При цьому встановлено закономірність у підвищенні властивостей зі збільшенням вмісту α -Al₂O₃ (корунду).

Мета статті. – встановлення закономірностей впливу складу лужно-силікатного електроліту й умов електролізу

у процесі мікродугового оксидування алюмінієвого сплаву АМg3 на кінетику формування оксидного покриття, його структуру та умови формування α -Al₂O₃ фази.

Методика одержання і дослідження. МДО-оброблення проводили на зразках зі сплаву алюмінію АМg3 (склад основних елементів Al – (93,8...96 %), Mg – (3,2...3,8 %) %, Mn – (0,3...0,6 %) %, Si – (0,5...0,8%), Ti – до 0,1 %, Fe – до 0,5 %), які мали форму циліндрів діаметром 30 мм і висотою 10 мм.

Мікродугове оксидування проводилося у ванні об'ємом 100 літрів. Під час МДО процесу забезпечувалося охолодження і барботування електроліту. Середнє значення напруги становило 380 В. Початкова щільність струму становила 20 А/дм². Вибір такого значення щільності струму зумовлений результатами попередніх досліджень [8; 9]. Установлено, що за

низької щільності струму не забезпечуються високі експлуатаційні властивості покриттів у зв'язку зі зміною фазового складу і, як наслідок, не достатньо високої твердості. За високої щільності струму ($j > 25$ А/дм²) погіршується якість покриттів, з'являються кратери у структурі покриттів, а за тривалості оксидування понад 60 хв з'являються дугові розряди.

Тривалість оброблення варіювалася від 30 до 180 хвилин.

Процес мікродугового оксидування здійснювався в лужно-силікатному електроліті за початкової рН = 10,0...13,0 і $\rho = 100...350$ Ом•см. Однак для одержання якісного оксидного покриття на цих сплавах необхідне було остаточне коректування рН і ρ . Електроліти та режими МДО, застосовувані для оптимізації технології нанесення покриттів на сплав АМg3, наведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Типи та характеристики електролітів, використаних для мікродугового оксидування

№ п/п	Склад електроліту, г/л		рН	ρ , Ом•см
	КОН	Na ₂ SiO ₃		
1	1	6	11,60	254
2	2	12	11,90	150
3	2	6	12,4	130

З метою підвищення ефективності оксидування для електроліту з найменшим умістом елементів у розчині (склад 1 г/л КОН, 6 г/л Na₂SiO₃) використано добавку, яка містить кисень у вигляді розчинної солі K₂Cr₂O₇. Вміст добавки в кількості 2,5 г/л зумовлено тим, що за більшої кількості (5 г/л) виникали складнощі в організації процесу МДО через нестійкий процес мікродугового режиму. Що ж до складу електроліту 1 г/л КОН, 6 г/л Na₂SiO₃ та 2,5 г/л K₂Cr₂O₇, вдалося реалізувати МДО процес за початкової щільності струму $j_n = 40$ А/дм² (для розпалювання зразка) і робочої густини $j = 20$ А/дм².

Визначення фазового складу МДО-покриттів здійснювали за результатами рентгенофазового аналізу. Дослідження проводили на установці ДРОН-3 у

монохроматизованому Ка – Си випромінюванні. Дифракційні спектри знімали за схемою Бреґга – Брентано на відбиття [16]. Знімали як у безперервному, так і в поточковому режимі із кроком $2\theta = 0,1^\circ$. Отримані в роботі результати належать до базового шару покриття (технологічний шар видаляли шляхом зачищення на абразивному папері).

Для проведення кількісного фазового аналізу застосовували метод еталонних сумішей [17].

Для визначення впливу високо-температурних відпалів на зміну періоду ґратки фази γ -Al₂O₃ були відділені МДО-покриття, фазовий склад включав тільки γ -Al₂O₃ і α -Al₂O₃ фази й не містив мулітної складової. Відділення МДО-покриття здійснене шляхом розчиняння алюмінієвої основи з витриманням у 18 % розчині

соляної кислоти протягом 20...30 хв. (до повного розчинення алюмінієвої основи). Відсутність алюмінію основи контролювали за дифракційними спектрами.

Відпал відділених покриттів проводився протягом 60 хв. за температур 600, 700, 800, 900, 1 000, 1 100, 1 120, 1 280 °С.

Після впливу кожної температури методом рентгенівської дифрактометрії вивчали фазовий склад покриттів і період ґратки γ - Al_2O_3 і α - Al_2O_3 фаз.

Рентгенодифрактометричні дослідження проводили на рентгенівській установці ДРОН-3 з поточною реєстрацією

дифракційних відбиттів. Для визначення параметрів ґратки γ - Al_2O_3 і α - Al_2O_3 фаз зйомку проводили в λ -Сг випромінюванні з V фільтром. Концентрацію фаз визначали з використанням реперних точок для кожної з можливих фаз. Сканування здійснювали в поточковому режимі із кроком сканування $\Delta(2\theta) = 0,02^\circ$ і часом накопичення імпульсів у кожній точці 20 с. Для складних дифракційних профілів проводили їх декомпозицію з виділенням складових піків. Декомпозицію здійснювали з використанням програмного пакета «new_profile 3.4» [18].

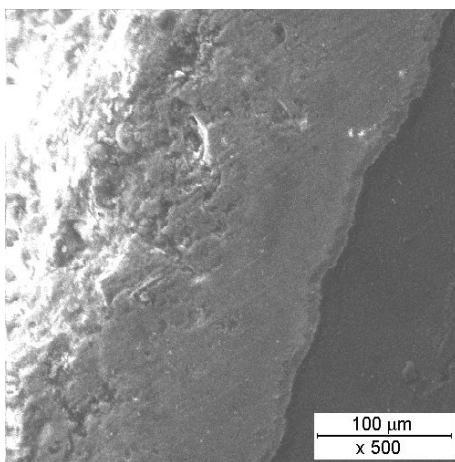


Рис. 1. Морфологія бічного перетину покриття, одержаного мікродуговим окисдуванням сплаву АМг3

Товщину покриття визначали на вихровому товщиномірі ВТ-10 НЦ. Погрішність у вимірюванні товщини покриття становить не більше 5 % за найменшої товщини покриття (близько 10 мкм). За більшої товщини покриття точність її визначення підвищується (наприклад, за товщини 50 мкм погрішність виміру становить не більш 2 %).

Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3.

Результати досліджень. На рисунку 1 показано характерну структуру МДО-покриття на сплаві АМг3. Виразна межа між основою та покриттям, відсутність пор і включень та відшарувань свідчать про добру адгезію покриття з основою.

Також з виду бічного перетину на рисунку 1 спостерігається характерна двошарова будова покриття. Основу зовнішнього (верхнього) шару, за даними рентгеноструктурного аналізу, складає фаза, яка ідентифікується як муліт ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$). Внутрішні шари покриття дають під час рентгенівського аналізу яскраво виражену кристалічну картину, яка відповідає фазам γ - Al_2O_3 , α - Al_2O_3 та $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$. Залежно від типу електроліту під час електролізу та тривалості окисдування визначено кінетику зростання мікродугового оксидного покриття. На рисунку 2 наведено залежності зміни товщини покриттів від тривалості процесу окисдування.

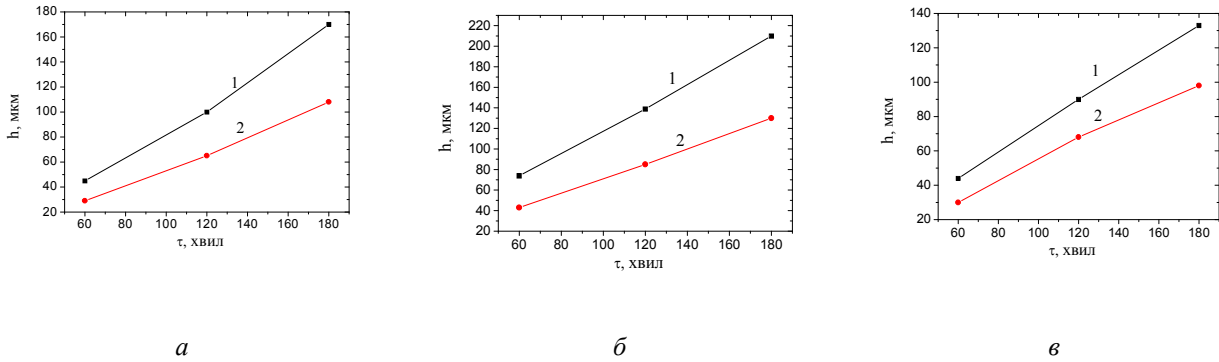


Рис. 2. Кінетика формування товщини покриття на сплаві Ам23 для під час електролізу в електроліті: а – складу 1 г/л KOH + 6 г/л Na₂SiO₃ (електроліт 1-го типу в таблиці 1); б – 2 г/л KOH + 12 г/л Na₂SiO₃ (електроліт 2-го типу в таблиці 1); в – 2 г/л KOH + 6 г/л Na₂SiO₃ (електроліт 3-го типу в таблиці 1): 1 – загальна товщина покриття; 2 – товщина базового шару

Як видно з отриманих результатів, збільшення відносного вмісту рідкого скла (Na₂SiO₃) у твердому розчині електроліту збільшує швидкість зростання оксидного покриття (порівняємо рисунки 2 а та б). Певна за зміною товщини від часу швидкість зростання покриття при цьому збільшується від $V_1 = 1,04$ мкм/хв (швидкість зростання базового шару $V_{1b} = 0,67$ мкм/хв) до $V_2 = 1,14$ мкм/хв (швидкість зростання базового шару $V_{2b} = 0,73$ мкм/хв). Збільшення вмісту у розчині електроліту луку, навпаки, зменшує

швидкість зростання покриття (порівняємо рисунки 2 а та в). В абсолютних значеннях швидкість зростання зменшується від $V_1 = 1,04$ мкм/хв (швидкість зростання базового шару $V_{1b} = 0,67$ мкм/хв) до $V_3 = 0,74$ мкм/хв (швидкість зростання базового шару $V_{13} = 0,57$ мкм/хв).

Як універсальну характеристику механічних властивостей МДО-покриттів визначено їх твердість. На рисунку 3 наведено гістограму зміни твердості від тривалості процесу оксидування і типу обраного електроліту.

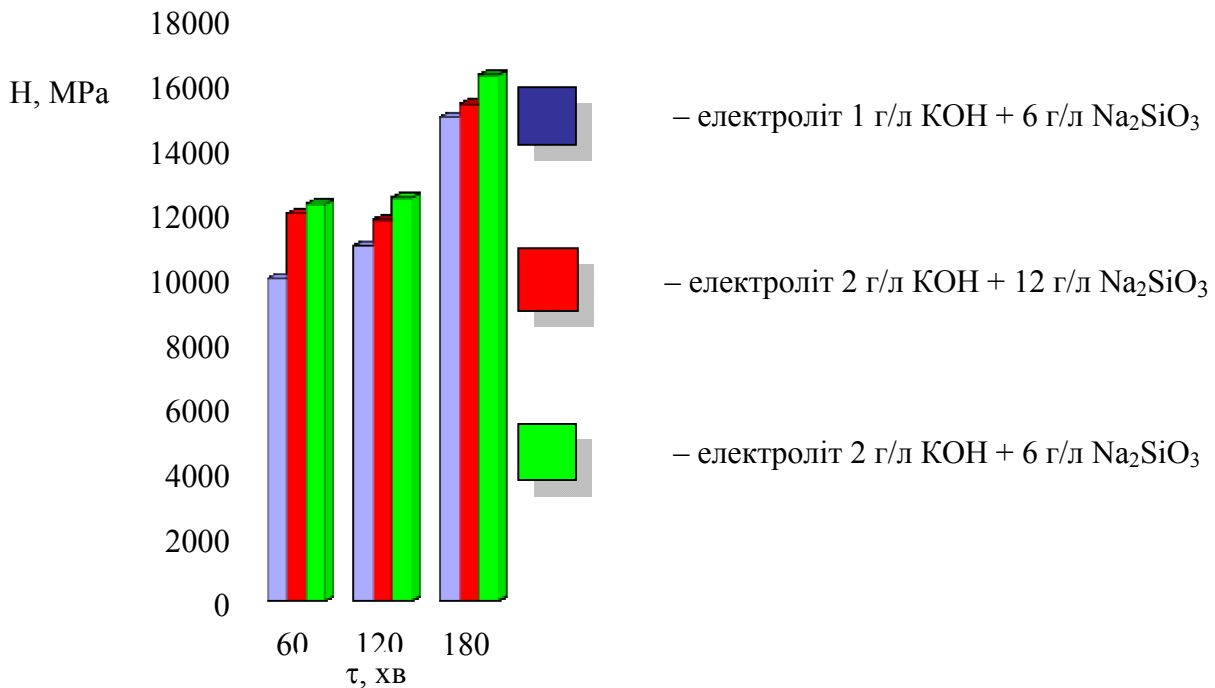


Рис. 3. Твердість МДО-покриттів на сплаві Ам23 залежно від типу електроліту і часу МДО-процесу τ, хв

Бачимо, що збільшення тривалості процесу сприяє підвищенню твердості покриттів, а також впливає на твердість і склад електроліту. Покриття з найбільшою твердістю (до 16 500 МПа) формуються в електроліті складу 2 г/л КОН + 6 г/л Na_2SiO_3 (рис. 3).

Для дослідження фазового складу МДО-покриттів застосовано рентгенодифракційний метод у випромінюванні мідного анода, що дозволяло отримувати інтегральні дані з найбільшої (до 20 мкм) товщини оксидних покриттів на алюмінієвих сплавах.

На рисунку 4 показано типовий дифракційний спектр МДО-покриття базового шару, отриманого в електроліті 3-го складу (табл. 1).

Як бачимо з дифракційного спектра, для цього типу покриттів характерне утворення у ньому політипних фаз $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Крім цих фаз. у базовому шарі МДО-

покриттів було виявлено формування фази муліту ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$).

Результати дослідження фазового складу МДО-покриттів на сплаві АМг3 наведені в таблиці 2.

Як бачимо з таблиці 2, відносно невеликий вміст складових в електроліті 1-го типу (1 г/л КОН + 6 г/л Na_2SiO_3) зумовлює переважне формування $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази в покритті. Збільшення вмісту рідкого скла 2 г/л КОН + 12 г/л Na_2SiO_3 , хоча й збільшує швидкість зростання покриття (рис. 2 а), однак при цьому значно зростає вміст найменш твердої фази – муліту ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$). Двофазний стан із базових $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фаз досягається тільки в процесі електролізу в електроліті 3-го типу (2 г/л КОН + 6 г/л Na_2SiO_3). При цьому з результатів, наведених на рисунку 3 і в таблиці 2, прослідковується зв'язок між кількістю $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ у складі покриттів і твердістю покриття.

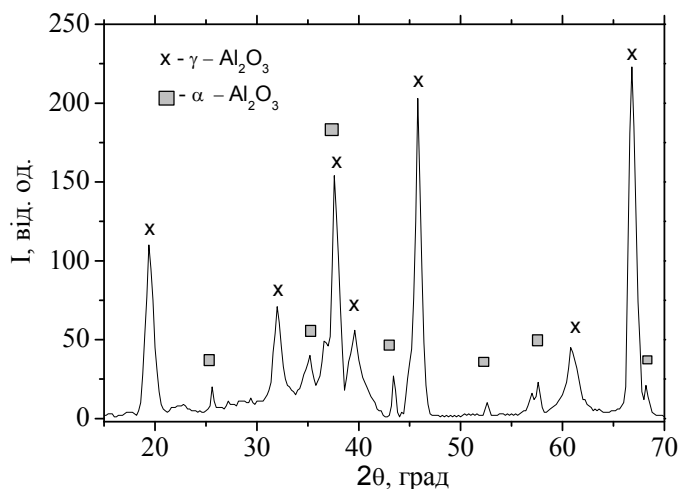


Рис. 4. Ділянка дифракційного спектра оксидного покриття, отриманого в електроліті складу 2 г/л КОН + 6 г/л Na_2SiO_3 за тривалості електролізу 60 хв

Експерименти з використання додаткового компонента (солі $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$) у складі електроліту для підвищення окисної здатності в процесі оксидування показали зміну (порівняно з експериментами в базовому 1 г/л КІН + 6 г/л Na_2SiO_3) як фазового складу, так і твердості покриттів.

Результати дослідження МДО-покриттів, сформованих на сплаві АМг3, у лужно-силікатному електроліті з добавкою $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$, наведені в таблиці 3.

Аналіз результатів таблиці 3 показує, що введення в електроліт солі $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ сприятливо впливає на склад МДО-покриттів і на їх твердість. Збільшення кількості фази $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ у складі отриманих покриттів викликає підвищення їх твердості. Слід зазначити, що в електроліті з $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ МДО-покриття мають у своєму складі значно більшу кількість фази $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ вже за малою товщини ($h_{\text{очн}} \sim 90$ мкм), в той час як у лужно-силікатному електроліті таку кількість, якщо і можливо отримати, то

тільки за значних товщин ($h \sim 150$ мкм), що дуже важливо на практиці, адже це дозволяє понизити енерговитрати і при цьому одержувати покриття з високими експлуатаційними характеристиками.

Ми припускаємо, що причина підвищення кількості α - Al_2O_3 у складі покриттів за наявності солі $K_2Cr_2O_7$ пов'язана з наявністю іонів Cr у складі електроліту, які знижують стійкість фази γ - Al_2O_3 .

Таблиця 2

Технічні умови одержання й фазовий склад МДО-покриттів, отриманих у різних електролітах на сплаві АМГ3

Параметри МДО			Фазовий склад, %		
Тип електроліту	Щільність струму, А/м ²	Тривалість, хв	α - Al_2O_3	γ - Al_2O_3	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$
№1 pH=11.60, $\rho \approx 254$ Ом•см	20	60	–	97	3
	20	120	–	99	1
	20	180	–	98	2
№2 pH=11.90, $\rho = 150$ Ом•см	20	60	–	50	50
	20	120	–	60	40
	20	180	10	55	35
№3 pH=12.40, $\rho = 130$ Ом•см	20	60	10	90	–
	20	120	13	87	–
	20	180	18	82	–

Таблиця 3

Фазовий склад та твердість МДО-покриттів, сформованих у лужно-силікатному електроліті з добавкою 2,5 г/л $K_2Cr_2O_7$

Матеріал	j , А/дм ²	τ , хв	$h_{заг}$, мкм	$h_{осн}$, мкм	α - Al_2O_3	γ - Al_2O_3	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	HV, МПа
АМГ3	40→20	75	140	90	37	63	0	16 300

Зазначимо, що недолік застосування добавки солі $K_2Cr_2O_7$ полягає в необхідності підвищувати первинну потужність, щоб здійснити пробій сформованої бар'єрної плівки й організувати процес МДО. Потім процес МДО здійснюється за звичайними параметрами ($U = 220$ В, $j = 20$ А/дм²).

Порівнявши результати фазового аналізу МДО-покриттів, одержаних у різних електролітах із приблизно однаковою товщиною основного шару, можна зробити висновок, що наявність в електроліті $K_2Cr_2O_7$ викликає збільшення у складі покриттів фази α - Al_2O_3 і зниження (практично до нуля) кількості фази $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, яка має найнижчу твердість $\sim 10\ 500$ МПа.

Як відомо [3], у початковий момент часу в МДО-процесі на алюмінієвих сплавах формується γ - Al_2O_3 фаза. Ця фаза метастабільна за кімнатної (R_T) температури та її стабілізація зумовлена високою

нерівноважністю процесу термалізації оксиду з розплавом [19].

Кристалічна ґратка γ - Al_2O_3 фази належить до кубічної сингонії структурного типу – шпінелі. У структурі шпінелі ($Me^{2+}Me^{23+}O_4$) елементарна комірка включає 32 аніони O^{2-} , які утворюють щільну кубічну упаковку з 64 тетраедричними (катіони займають 8) і 32 октаедричними (катіони займають 16) порожнечами. У таких порожнечах повинно перебувати 24 іони металу.

Елементарна комірка γ - Al_2O_3 містить 32 іони кисню (тобто аніонна частина відповідає заповненню для класичної шпінелі), однак на катіонну частину доводиться 21 1/3 іона металу (тобто втримується 8 молекул Al_2O_3). Це пов'язано з тим, що в γ - Al_2O_3 іон Al^{3+} відіграє роль і Me^{2+} , і Me^{3+} катіонів. Іони Al^{3+} розподілені статистично за 8 тетраедричним і 16 октаедричним положенням. Тому структуру

$\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ називають структурою шпінелі дефектного типу й за температурного впливу може відбуватися перерозподя іонів Al^{3+} по октаедричних і тетраедричних положенням, що впливає на період ґратки [20].

Через наявність вакансійної підсистеми та можливості заміщення катіонами легуючих елементів сплаву, період ґратки $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази може суттєво змінюватися. Для його прецизійного визначення в роботі використовували рентгенівську дифрактометрію у випромінюванні хромового анода, в якому відбиття від площини (440) з відносно великою інтенсивністю зміщаються в область більших кутів $2\theta \approx 110^\circ$. На рисунку 5 наведено залежність зміни міжплощинної

відстані (440) $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ у напрямку перпендикулярному площині зростання.

Бачимо, що зі збільшенням тривалості оксидування відбувається збільшення міжплощинної відстані в $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фазі. Зважаючи на відносно низький рівень напружень в МДО-покриттях на алюмінієвих сплавах (менше 200 МПа) [8], найбільш імовірні причини збільшення міжплощинної відстані (і відповідно періоду ґратки в кубічній сингонії) – це поява надлишкових (нерівноважних) вакансій через різну валентність Al^{3+} і легуючого елемента Mg^{2+} при заміщенні катіонів у вузлах кристалічної ґратки, а також у результаті появи тетрагональності. Останнє являє собою проміжну стадію $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ поліморфного перетворення [21].

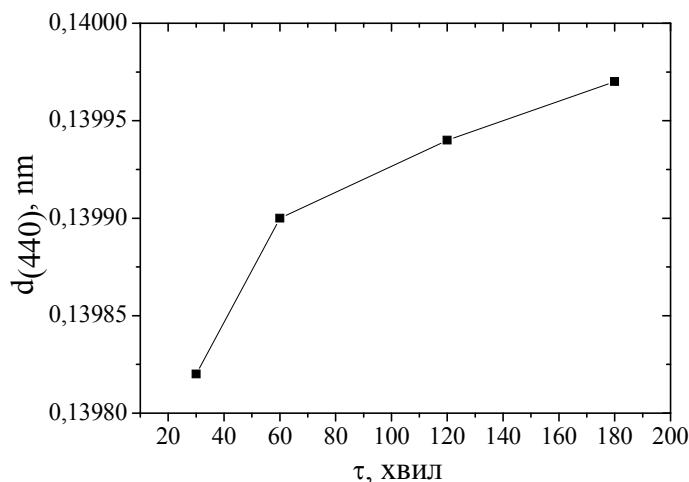


Рис. 5. Зміна міжплощинної відстані $d(440)$ $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази покриття за різної тривалості цього формування у процесі мікродугового оксидування

Для вивчення зазначеного ефекту зміни міжплощинної відстані (а відповідно й зміни періоду ґратки) проведено детальне дослідження цього параметра під час високотемпературних відпалів. Для цього керамічне покриття відділяли від, основи, що має низьку температуру плавлення (алюмінієвий сплав АМг3).

Відмінність такого ізотермічного відпалу полягає в його безперервності порівняно з мікросекундною тривалістю високотемпературного процесу за мікродугової технології [3].

Для досліджень були використані відділені покриття, отримані під час оксидування в електроліті 3-го типу (табл. 1,

2 г/л KOH + 6 г/л Na_2SiO_3), у яких формувався тільки 2 фазний склад з $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фаз. Як показав рентгенофазовий аналіз, відпал за температури вище $1\,000^\circ\text{C}$ викликає зміни співвідношення фаз у покритті у бік збільшення відносного вмісту $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази (рис. 6).

Зміна фазового складу повинна проявлятися й у змінах на рівні структурного стану кристалічних ґраток. У цьому випадку метастабільною фазою стає $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Дослідження структурних змін проводилося за дифракційними ефектами від площини (440), що у випромінюванні хромового анода дозволило проводити дослідження на більших кутах $2\theta \approx 110^\circ$. Як

видно з типового виду спектра покриття, за температури відпалу менше 1 000 °С (рис. 7, спектр 1) у досліджуваному інтервалі кутів виявляються два дифракційні піки: (124) α - Al_2O_3 фази й (440) γ - Al_2O_3 фази.

Зі збільшенням температури спостерігається зсув дифракційного піка (440) γ - Al_2O_3 у бік більших кутів, що відповідає збільшенню міжплощинної відстані від 0,13987 нм до 0,13996 нм (за 1 000 °С). Дифракційний пік (124) α - Al_2O_3 свого положення не змінює. Для покриттів, відпалених за більш високої температурі дифракційний пік (124) α - Al_2O_3 також практично не змінює свого положення, при цьому відбувається великий

зсув піка (440) γ - Al_2O_3 фази й поява додаткового піка на куті $2\theta \approx 109^\circ$ (рис. 7, спектр 2).

Виявлений дифракційний ефект характерний для утворення тетрагонального викривлення кубічних кристалічних ґраток γ - Al_2O_3 фази.

Як відомо, утворення структурного стану з тетрагонально – викривленою ґраткою – це етап γ - $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha$ - Al_2O_3 поліморфного фазового перетворення [22].

За температури відпалу 1 100 °С тетрагональні викривлення становлять 1,7 %. Зі збільшенням температури відпалу до 1 280 °С тетрагональність підвищується до 2,1 %.

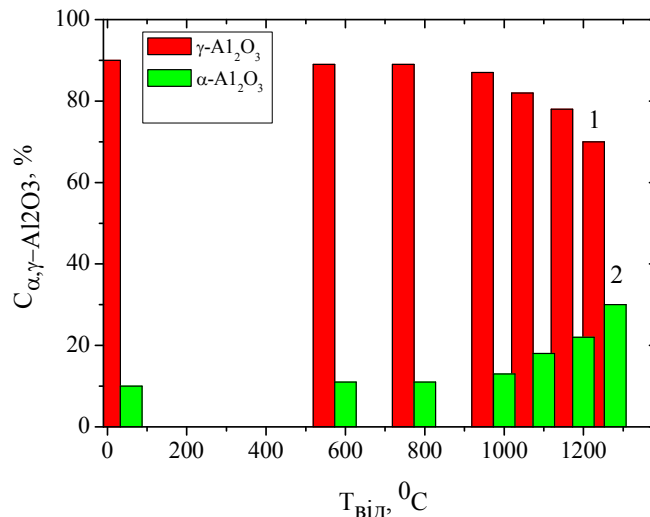


Рис. 6. Фазовий склад МДО-покриттів на сплаві АМг3 після їх відпалу за температур 600...1 280 °С: 1 – γ - Al_2O_3 ; 2 – α - Al_2O_3

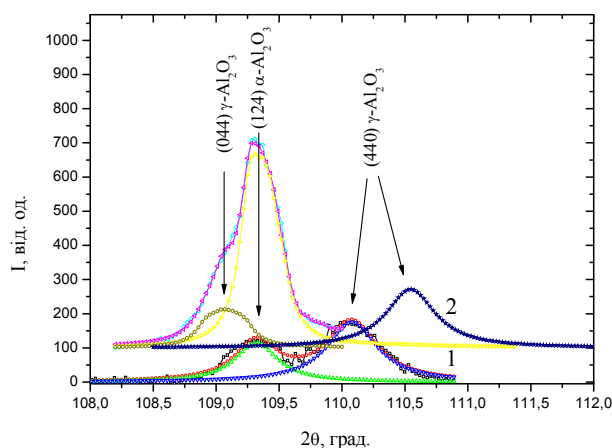


Рис. 7. Ділянки дифракційних спектрів (з декомпозицією на складові) МДО-покриттів, отриманих на сплаві АМг3 після відпалу протягом 60 хв за температур 800 °С (1) та 1 280 °С (2)

Обговорення результатів. Склад лужно-силікатного електроліту і час електролізу впливають на кінетику

зростання, фазовий склад і твердість покриттів, отриманих мікродуговим окисдуванням алюмінієвого сплаву АМг3.

Збільшення вмісту рідкого скла (Na_2SiO_3) сприяє збільшенню кінетики зростання МДО-покриття (рис. 2), однак при цьому стимулюється утворення мулітної складової ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), що має відносно низьку щільність і твердість (табл. 2, рис. 3).

Збільшення лужної складової в електроліті зумовлює більш низьку швидкість зростання, а фазовий склад при малому часі окисдування полягає в основному з $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази. Поява $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази в основному відбувається за більшого часу процесу (понад 60 хв), коли діелектрична плівка, що утворюється на металі, вимагає високої потужності пробою. Відповідно в цьому випадку значно збільшується температура в області формування оксидної фази.

Двофазний стан з $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фаз вдалося одержати в покриттях, сформованих в електроліті 2 г/л КІН + 6 г/л Na_2SiO_3 . При цьому збільшення вмісту $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази в складі покриттів викликає зростання його твердості. Найбільша твердість 16 500 МПа була досягнута за вмісту 18 % $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Слід зазначити, що у процесі анодного окиснювання необхідне безперервне надходження кисню в оксидному шарі, що зростає [3]. Оскільки кисень міститься не тільки у воді, а й у розчинених в електроліті сполуках, що містять кисень, характер електрохімічних реакцій, що відбуваються на межі оксид – електроліт та поставляють кисень в оксидний шар, може бути різним [23].

Як показали отримані в роботі результати, введення для цього в розчин електроліту $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ складової сприяє якісним змінам фазового складу – збільшенню кількості фази $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ у складі покриттів і зростанню твердості.

Оскільки в багатьох роботах раніше вважалось, що основним джерелом кисню можуть бути тільки молекули води, а всі інші джерела кисню не можуть здійснювати якийсь помітний вплив на кінетику окиснення [24], отриманий у роботі результат дозволяє розширити область використовуваних методик підвищення

ефективності окиснювання під час мікродугового процесу.

Аналіз впливу високотемпературних відпалювань МДО-покриттів на вигляд дифракційного спектра дозволив виявити появу тетрагональності в кристалічній ґратці $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази. Структурний стан із тетрагонально викривленою ґраткою – це етап $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ перетворення, що також підтверджується збільшенням відносного вмісту $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ у результаті високотемпературних відпалів із температурою, що перевищує 1 000 °С.

Слід зазначити, що, на відміну від мікросекундної тривалості високотемпературного плазмового процесу під час мікродугового окисдування, за безперервних високотемпературних відпалів перетворення повинні відбуватись в умовах, більше наближених до рівноважних (і розтягнутих у часі в результаті менших температур порівняно з областю реакції під час МДО), що дозволило зафіксувати стадію тетрагонального викривлення в нашому експерименті.

Висновки. Встановлено закономірності впливу складу лужно-силікатного електроліту й умов електролізу під час мікродугового окисдування алюмінієвого сплаву АМг3 на кінетику формування оксидного покриття, його структуру та твердість.

З'ясовано, що за використання для електролізу лужносилікатного електроліту додавання рідкого скла (Na_2SiO_3) викликає збільшення швидкості зростання, але стимулює формування муліту ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) як фазової складової.

Збільшення лужної (КОН) складової спричинює зменшення швидкості зростання (до 0,6...0,7 мкм/хв) та стимулює формування $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ фази.

Формування $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунду) фази стимулюється за великої тривалості процесу, коли збільшується товщина діелектричного шару і потужність пробою.

Властивості покриттів, зокрема, його твердість, залежать від фазового складу. Збільшення кількості $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ зумовлює підвищення твердості покриттів.

Установлено, що введення добавки в електроліт неорганічної розчинної солі, яка має в складі кисень ($K_2Cr_2O_7$), викликає якісні зміни фазового складу – збільшення кількості фази $\alpha-Al_2O_3$ у складі покриттів і зростання твердості. При цьому з'являється можливість отримати МДО-покриття малої товщини (до 90 мкм) з великим умістом фази $\alpha-Al_2O_3$ (до 40 %), що не вдається реалізувати в лужно-силікатному електроліті.

Виявлено, що ізотермічні відпали з температурою, яка перевищує 1 000 °С,

стимулюють $\gamma-Al_2O_3 \rightarrow \alpha-Al_2O_3$ поліморфне перетворення. Початковий етапом такого перетворення виступає поява тетрагональності в кристалічній ґратці $\gamma-Al_2O_3$ фази.

Одержані результати дозволяють оптимізувати технологічні умови мікродугового оксидування алюмінієвого сплаву АМг3, що допомогло досягти в роботі високої твердості покриття 16 500 МПа.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Cui S.H., Han J.M., Du Y.P., Li W. Corrosion resistance and wear resistance of plasma electrolytic oxidation coatings on metal matrix composites. *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 201, iss. 9–11. Pp. 5306–5309. URL : <https://pdfslide.net/documents/corrosion-resistance-and-wear-resistance-of-plasma-electrolytic-oxidation-coatings.html>
2. Chen J., Wang Z., Lu S. Effects of electric parameters on microstructure and properties of MAO coating fabricated on ZK60 Mg alloy in dual electrolyte. *Rare Metals*. 2012. Vol. 31. Pp. 172–177.
3. Clyne T. W., Troughton S. C. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals. *International materials reviews*. 2019. Vol. 64, iss. 3. pp. 127–162. URL : <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09506608.2018.1466492>
4. Lu X., Blawert C., Kainer K. U., Zheludkevich M. L. Investigation of the formation mechanisms of plasma electrolytic oxidation coatings on Mg alloy AM50 using particles. *Electrochimica Acta*. 2016. Vol. 196. Pp. 680–691.
5. Martin J., Leone P., Nomine A., Veys-Renaux D., Henriona G., Belmonte T. Influence of electrolyte ageing on the plasma electrolytic oxidation of aluminium. *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 269. Pp. 36–46.
6. Matykina E., Arrabal R., Pardo A., Mohedano M., Mingo B., Rodríguez I., González J. Energy-efficient PEO process of aluminium alloys. *Materials letters*. 2014. Vol. 127. Pp. 13–16.
7. Tseng C. C., Lee J. L., Kuo T. H., Kuo S.-N., Tseng K.-H. The influence of sodium tungstate concentration and anodizing conditions on microarc oxidation (MAO) coatings for aluminum alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206, iss. 16. Pp. 3437–3443.
8. Belozarov V., Sobol O., Mahatilova A., Subbotina V., Tabaza T. A., Al-Qawabeha U. F., Al-Qawabah S. M. Effect of electrolysis regimes on the structure and properties of coatings on aluminum alloys formed by anode-cathode micro arc oxidation. *Eastern-european journal of enterprise technologies*. 2018. Vol. 1, iss. 12 (91). Pp. 43–47. URL: <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/121744/119351>
9. Subbotina V. V., Al-Qawabeha U. F., Sobol' O. V., Belozarov V. V., Schneider V. V., Tabaza T. A., Al-Qawabah S. M. Increase of the $\alpha-Al_2O_3$ phase content in MAO-coating by optimizing the composition of oxidated aluminum alloy. *Functional materials*. 2019. Vol. 26, iss. 4. Pp. 752–758. URL : <http://functmaterials.org.ua/contents/26-4/fm264-752.pdf>
10. Asadi S., Kazeminezhad M. Multi directional forging of 2024 Al alloy after different heat treatments: microstructural and mechanical behavior. *Transactions of the indian institute of metals*. 2017. Vol. 70 (7). Pp. 1707–1719.
11. Wen L., Wang Y., Jin Y., Liu B., Zhou Y., Sun D. Microarc oxidation of 2024 Al alloy using spraying polar and its influence on microstructure and corrosion behavior. *Surface and Coatings Technology*. 2013. Vol. 228. Pp. 92–99.
12. Xue W., Chao W., Hua T., Yongchun L. Corrosion behaviors and galvanic studies of microarc oxidation films on Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 201, iss. 21. Pp. 8695–8701.
13. Melhem A., Henrion G., Czerwicz T., Briançon J. L., Duchanoy T., Brochard F., Belmonte T. Changes induced by process parameters in oxide layers grown by the PEO process on Al alloys. *Surface and Coatings Technology*. 2011. Vol. 205, supplement 2. Pp. S133–S1S6.
14. Javidi M., Fadaee H. Plasma electrolytic oxidation of 2024-T3 aluminum alloy and investigation on microstructure and wear behavior. *Applied surface science*. 2013. Vol. 286. Pp. 212–219.
15. Lv P. X., Chi G. X., Wei D. B., Di S. C. Design of scanning micro-arc oxidation forming ceramic coatings on 2024 aluminium alloy. *Advanced materials research*. 2011. Vol. 189–193. Pp. 1296–1300.

16. Sobol' O. V., Shovkoplyas O. A. On advantages of X-ray schemes with orthogonal diffraction vectors for studying the structural state of ion-plasma coatings. *Technical physics letters*. 2013. Vol. 39 (6). Pp. 536–539. URL : <https://link.springer.com/content/pdf/10.1134/S1063785013060126.pdf>
17. Клопотов А. А., Абзаев Ю. А., Потекаев А. И., Волокитин О. Г. Основы рентгеноструктурного анализа в материаловедении. Томск : ТГАСУ, 2012. 275 с. URL : <https://www.twirpx.com/file/1251095/>
18. Решетняк М. В., Соболев О. В. Расширение возможностей анализа структуры и субструктурных характеристик нанокристаллических конденсированных и массивных материалов квазибинарной системы $W_2B_5 - TiB_2$ при использовании программы обработки рентгendifракционных данных «new_profile». *Фізична інженерія поверхні*. 2008. Т. 6, № 3–4. С. 180–188. URL : <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/7885/09-Reshetnyak.pdf?sequence=1>
19. Curran J. A., Clyne T. W. Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium. *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 199. Pp. 168–176. URL : <https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.706.1013&rep=rep1&type=pdf>
20. Trueba M., Trasatti S. P. γ -Alumina as a support for catalysts: a review of fundamental aspects. *European journal of inorganic chemistry*. 2005. Iss. 17. Pp. 3393–3403. URL : https://www.researchgate.net/profile/Pradip_Pachfule/post/Is_alumina_as_a_support_in_heterogenous_acid_catalysis/attachment/59d61dd779197b807797aa74/AS%3A273664275091456%401442258055060/download/Alumina+as+a+Support+for+Catalysts+A+Review+of+Fundamental+Aspects.pdf
21. Prins R. Location of the spinel vacancies in γ - Al_2O_3 . *Angewandte chemie*. 2019. Vol. 13, iss. 43. Pp. 15694–15698.
22. Paglia G., Buckley C. E., Rohl A. L., Hart, R. D., Winter K., Studer A. J., Hunter B. A., Hanna J. V. Boehmite derived γ -alumina system. P. 1. Structural evolution with temperature, with the identification and structural determination of a new transition phase, γ' -alumina. *Chemistry of materials*. 2004. Vol. 16, iss. 2. Pp. 220–236.
23. Zhou R. S., Snyder R. Structures and transformation mechanisms of the η , γ and θ transition aluminas. *Acta crystallographica section B*. 1991. Vol. 47, iss. 5. Pp. 617–630.
24. Одинец Л. Л., Орлов В. М. Анодные оксидные пленки. Ленинград : Наука, 1990. 200 с.
25. Grosed M. Study of the source of oxygen in the anodic oxidation. *Journal of the electrochemical society*. 1971. Vol. 118, № 5. Pp. 717–727.

REFERENCES

1. Cui S. H., Han J.M., Du Y.P. and Li W. Corrosion resistance and wear resistance of plasma electrolytic oxidation coatings on metal matrix composites. *Surface and Coatings Technology*. 2007, vol. 201, iss. 9–11, pp. 5306–5309. URL : <https://pdfslide.net/documents/corrosion-resistance-and-wear-resistance-of-plasma-electrolytic-oxidation-coatings.html>
2. Chen J., Wang Z. and Lu S. Effects of electric parameters on microstructure and properties of MAO coating fabricated on ZK60 Mg alloy in dual electrolyte. *Rare Metals*. 2012, vol. 31, pp. 172–177.
3. Clyne T.W. and Troughton S.C. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals. *International materials reviews*. 2019, vol. 64, iss. 3, pp. 127–162. URL : <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09506608.2018.1466492>
4. Lu X., Blawert C., Kainer K.U. and Zheludkevich M.L. Investigation of the formation mechanisms of plasma electrolytic oxidation coatings on Mg alloy AM50 using particles. *Electrochimica Acta*. 2016, vol. 196, pp. 680–691.
5. Martin J., Leone P., Nomine A., Veys-Renaux D., Henrion G. and Belmonte T. Influence of electrolyte ageing on the plasma electrolytic oxidation of aluminium. *Surface and Coatings Technology*. 2015, vol. 269, pp. 36–46.
6. Matykina E., Arrabal R., Pardo A., Mohedano M., Mingo B., Rodríguez I. and González J. Energy-efficient PEO process of aluminium alloys. *Materials letters*. 2014, vol. 127, pp. 13–16.
7. Tseng C. C., Lee J. L., Kuo T. H., Kuo S. -N. and Tseng K. -H. The influence of sodium tungstate concentration and anodizing conditions on microarc oxidation (MAO) coatings for aluminum alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2012, vol. 206, iss. 16, pp. 3437–3443.
8. Belozеров V., Sobol O., Mahatilova A., Subbotina V., Tabaza T.A., Al-Qawabeha U.F. and Al-Qawabah S.M. Effect of electrolysis regimes on the structure and properties of coatings on aluminum alloys formed by anode-cathode micro arc oxidation. *Eastern-european journal of enterprise technologies*. 2018, vol. 1, iss. 12 (91), pp. 43–47. URL : <http://journals.urau.ua/eejet/article/view/121744/119351>
9. Subbotina V.V., Al-Qawabeha U.F., Sobol' O.V., Belozеров V.V., Schneider V.V., Tabaza T.A. and Al-Qawabah S.M. Increase of the α - Al_2O_3 phase content in MAO-coating by optimizing the composition of oxidized aluminum alloy. *Functional materials*. 2019, vol. 26, iss. 4, pp. 752–758. URL : <http://functmaterials.org.ua/contents/26-4/fm264-752.pdf>
10. Asadi S. and Kazeminezhad M. Multi directional forging of 2024 al alloy after different heat treatments: microstructural and mechanical behavior. *Transactions of the indian institute of metals*. 2017, vol. 70 (7), pp. 1707–1719.

11. Wen L., Wang Y., Jin Y., Liu B., Zhou Y. and Sun D. Microarc oxidation of 2024 Al alloy using spraying polar and its influence on microstructure and corrosion behavior. *Surface and Coatings Technology*. 2013, vol. 228, pp. 92–99.
12. Xue W., Chao W., Hua T. and Yongchun L. Corrosion behaviors and galvanic studies of microarc oxidation films on Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2007, vol. 201, iss. 21, pp. 8695–8701.
13. Melhem A., Henrion G., Czerwiec T., Brianc̄on J.L., Duchanoy T., Brochard F. and Belmonte T. Changes induced by process parameters in oxide layers grown by the PEO process on Al alloys. *Surface and Coatings Technology*. 2011, vol. 205, supplement 2, pp. S133–S1S6.
14. Javidi M. and Fadaee H. Plasma electrolytic oxidation of 2024-T3 aluminum alloy and investigation on microstructure and wear behavior. *Applied surface science*. 2013, vol. 286, pp. 212–219.
15. Lv P.X., Chi G. X., Wei D.B. and Di S.C. Design of scanning micro-arc oxidation forming ceramic coatings on 2024 aluminium alloy. *Advanced materials research*. 2011, vol. 189–193, pp. 1296–1300.
16. Sobol' O.V. and Shovkoplyas O.A. On advantages of X-ray schemes with orthogonal diffraction vectors for studying the structural state of ion-plasma coatings. *Technical physics letters*. 2013, vol. 39 (6), p. 536–539. URL : <https://link.springer.com/content/pdf/10.1134/S1063785013060126.pdf>
17. Klopotov A.A., Abzaev Yu.A., Potekaev A.I. and Volokitin O.G. *Osnovy rentgenostrukturnogo analiza v materialovedenii* [Fundamentals of X-ray structural analysis in materials science]. Tomsk : TGASU, 2012, 275 p. URL : <https://www.twirpx.com/file/1251095/> (in Russian).
18. Reshetnyak M.V., Sobol O.V. *Rasshirenie vozmozhnostey analiza struktury i substrukturnykh karakteristik nanokristallicheskiy kondensirovannykh i massivnykh materialov kvazibinarykh sistem W2B5 – TiB2 pri ispolzovanii programmy obrabotki rentgendifraktsionnykh dannykh "new_profile"* [Expanding the possibilities of analyzing the structure and substructural characteristics of nanocrystalline condensed and bulk materials of a quasi-binary system W2B5 – TiB2 when using the X-ray diffraction data processing program "new_profile"]. *Fizichna inzheneriya poverhni* [Physical Surface Engineering]. 2008, vol. 6, no. 3–4, pp. 180–188. URL : <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/7885/09-Reshetnyak.pdf?sequence=1> (in Ukrainian).
18. Curran J. A. and Clyne T.W. Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium. *Surface and Coatings Technology*. 2005, vol. 199, pp. 168–176. URL : <https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.706.1013&rep=rep1&type=pdf>
19. Trueba M. and Trasatti S.P. γ -Alumina as a support for catalysts : a review of fundamental aspects. *European journal of inorganic chemistry*. 2005, iss. 17, pp. 3393–3403. URL : https://www.researchgate.net/profile/Pradip_Pachfule/post/Is_alumina_as_a_support_in_heterogenous_acid_catalysis/attachment/59d61dd779197b807797aa74/AS%3A273664275091456%401442258055060/download/Alumina+as+a+Support+for+Catalysts+A+Review+of+Fundamental+Aspects.pdf
20. Prins R. Location of the spinel vacancies in γ -Al₂O₃. *Angewandte chemie*. 2019, vol. 131, iss. 43, pp. 15694–15698.
21. Paglia G., Buckley C.E., Rohl A.L., Hart, R.D., Winter K., Studer A. J., Hunter B.A. and Hanna J.V. Boehmite derived γ -alumina system. P. 1. Structural evolution with temperature, with the identification and structural determination of a new transition phase, γ' -alumina. *Chemistry of materials*. 2004, vol. 16, iss. 2, pp. 220–236.
22. Zhou R.S. and Snyder R. Structures and transformation mechanisms of the η , γ and θ transition aluminas. *Acta crystallographica section B*. 1991, vol. 47, iss. 5, pp. 617–630.
23. Odynets L.L. and Orlov V.M. *Анодные оксидные пленки* [Anodic oxide films]. Leningrad : Nauka Publ., 1990, 200 p. (in Russian).
24. Grose M. Study of the source of oxygen in the anodic oxidation. *Journal of the electrochemical society*. 1971, vol. 118, no. 5, pp. 717–727.

Надійшла до редакції: 11.11.2020.

Металознавство та термічна обробка металів
Науковий та інформаційний журнал
№ 4 (91) 2020 р.

Відповідальний секретар: к. т. н., доц. *Тимошенко О. А.*
Технічний редактор: *Тимошенко О. А.*
Комп'ютерна верстка: *Тимошенко О. А.*
Редактор, коректор: *Маловик В. Д.*

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

Адреса редакції:
Україна, 49600, Дніпро, вул. Чернишевського, 24-а,
кімн. 501 (відповідальний секретар)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Підп. до друку 27.11.2020 р. Формат 210×297 1/16.
Друк офсетний. Умовн. друк. арк. 5,19. Умовн. фарб.-відб. арк. 5,40. Наклад 50 прим.

Металловедение и термическая обработка металлов
Научный и информационный журнал
№ 4 (91) 2020 г.

Ответственный секретарь: к. т. н., доц. *Тимошенко Е. А.*
Технический редактор: *Тимошенко Е. А.*
Компьютерная верстка: *Тимошенко Е. А.*
Редактор, корректор: *Маловик В. Д.*

Ответственность за достоверность информации, размещаемой в печатных материалах, несут авторы. Редколлегия не всегда разделяет авторскую точку зрения.

Адрес редакции:
Украина, 49600, Днипро, ул. Чернышевского, 24-а,
комн. 501 (ответственный секретарь)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Подп. в печать 27.11.2020 г. Формат 210×297 1/16.
Печать офсетная. Условн. печ. л. 5,19. Условн. крас.-отп. л. 5,40. Тираж 50 экз.

Metal Science and Heat Treatment of Metals
Scientific and information journal
№ 4 (91) 2020

Executive Secretary: Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof. *Tymoshenko O. A.*
Technical Editor: *Tymoshenko O. A.*
Desktop publishing: *Tymoshenko O. A.*
Editor, Proof-reader: *Malovyk V.D.*

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, Chernyshevskoho St., 49600, Dnipro, Ukraine
room 501 (Executive Secretary)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Send to press on the 27th of November, 2020. Format 210×297 1/16.
Offset printing. Conventional quire 5,19. Conventional paint marks 5,40. Number of copies 50.