

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2024 Том 67 № 1
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Совместная переработка перовскитового и ильменитового концентратов. Сообщение 1

Механические свойства и микроструктура сплава Al-Mg (5052), обработанного методом равноканального углового прессования (РКУП) с вариациями методов РКУП и термической обработки

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Исследование влияния водорода на стали в сероводородсодержащих и других средах на газовых объектах

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Математическое моделирование газодинамики и дожигания горючих компонентов над расплавом в плавильной печи-газификаторе

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2024 Том 67 № 1
Vol. No.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия

Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Редакционная коллегия:

С. О. Байсанов, д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан
В. Д. Белов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
А. А. Бродов, к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва
Е. П. Волынкина, д.т.н., советник, ОЮЛ «Кузбасская Ассоциация переработчиков отходов», г. Новокузнецк
С. М. Горбатюк, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
К. В. Григорович, академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
В. Е. Гролов, д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк
А. Н. Дмитриев, д.т.н., профессор, академик РАЕН, академик АИН РФ, г. Екатеринбург
А. В. Дуб, д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва
В. И. Жучков, д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург
Р. Ф. Зингер, д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия
М. Зиниград, д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль
В. И. Золотухин, д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула
А. Г. Колмаков, д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
В. М. Колокольцев, д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск
М. В. Костина, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
К. Л. Косырев, д.т.н., академик РАЕН, ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения», г. Москва
Ю. А. Курганова, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва
Х. Линн, ООО «Линн Хай Терм», Германия
В. И. Лысак, академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград
В. П. Мешалкин, академик РАН, д.т.н., профессор, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

В соответствии п. 5 Правил формирования перечня ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, публикация в которых учитывается при защитах кандидатских и докторских диссертаций как индексируемый в МБД.

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, НИТУ «МИСИС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Заместитель главного редактора:

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет г. Новокузнецк

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакций:

в Москве

Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Тел.: +7 (495) 638-44-11 E-mail: ferrous@isis.ru

в Новокузнецке

Россия, 654007, Новокузнецк,
Кемеровская обл. – Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42
Сибирский государственный индустриальный университет
Тел.: +7 (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Р. Р. Мулюков, д.ф.-м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа
С. А. Никулин, д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ МИСИС, г. Москва
А. Х. Нурумгалиев, д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан
О. И. Островский, д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия
Л. Пиетрелли, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия
И. Ю. Пышминцев, д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск
А. И. Рудской, академик РАН, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург
Б. А. Сивак, к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва
Л. М. Симонян, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
Л. А. Смирнов, академик РАН, д.т.н., профессор, ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург
С. В. Солодов, к.т.н., НИТУ МИСИС, г. Москва
Н. А. Спирин, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург
Г. Танг, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай
М. В. Темлянец, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк
М. Р. Филонов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
И. В. Чуманов, д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск
О. Ю. Шешуков, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург
М. О. Шпайдель, д.т.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария
А. Б. Юрьев, д.т.н., ректор, СибГИУ, г. Новокузнецк
В. С. Юсупов, д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, OCLC и Google Scholar

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456.



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya

Founders:



Editorial Board:

Sailaubai O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan
Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Anatolii A. Brodov, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow
Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk
Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, RANS, A.M. Prokhorov Academy of Engineering Sciences, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg
Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow
Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Victor E. Gromov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Aleksei G. Kolmakov, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Valerii M. Kolokol'tsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk
Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RANS, Electrosteel Heavy Engineering Works JSC, Moscow
Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow
Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany
Vladimir I. Lysak, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd
Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev Russian Chemical-Technological University, Moscow
Radik R. Mulyukov, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

Editor-in-Chief:

Leopol'd I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow
4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"

Deputy Editor-in-Chief:

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Publisher:

National University of Science and Technology "MISIS"

Editorial Office Address:

in Moscow
4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sis.ru

in Novokuznetsk
42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass
654007, Russian Federation
Siberian State Industrial University
Tel.: +7 (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST MISIS, Moscow
Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan
Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sydney, Australia
Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy
Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk
Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg
Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany
Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow
Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg
Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow
Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland
Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Tang Guo, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China
Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), Advisor, ALE "Kuzbass Association of Waste Processors", Novokuznetsk
Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Rector, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Vladimir S. Yusupov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg
Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel
Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

In accordance with paragraph 5 of the Rules for the formation of the Higher Attestation Commission list journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the list of leading peer-reviewed scientific journals, publication in which is taken into account in the defense of candidate and doctoral dissertations, as indexed in international data bases.

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, OCLC and Google Scholar

Registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**.



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Витязь П.А., Залесский В.Г., Покровский А.И. Особенности чугунолитейного производства Беларуси и его перспективы 8
- Павловец В.М. Возможности теплосилового напыления влажной шихты в процессе формирования структурных свойств окускованных железорудных материалов 19
- Федоров С.А., Удоева Л.Ю., Пикулин К.В., Вусихис А.С., Черепанова Л.А. Совместная переработка перовскитового и ильменитового концентратов. Сообщение 1. Химико-минералогическая (вещественная) характеристика перовскитового и ильменитового концентратов 27
- Пуспасари В., Астава И.Н.Г.П., Хербирово С., Мабрури Э. Механические свойства и микроструктура сплава Al–Mg (5052), обработанного методом равноканального углового прессования (РКУП) с вариациями методов РКУП и термической обработки 37

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Чень С. Улучшение механических свойств сплава Кантора легированием ниобием и цирконием 47
- Кантюков Р.Р., Запечалов Д.Н., Вагапов Р.К. Исследование влияния водорода на стали в сероводородсодержащих и других средах на газовых объектах 53
- Кабалдин Ю.Г., Чернигин М.А. Структура и ее дефекты при аддитивном выращивании нержавеющей сталей методами лазерного спекания и электродуговой наплавки 65

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Адилов Г., Карева Н.Т., Рошин В.Е. Влияние меди и кремния на фазовые превращения в системе железо–углерод 73

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Леонтьев А.С., Рыбенко И.А. Опыт внедрения машинного обучения для расчета качества и производства агломерата 76

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Vityaz' P.A., Zaleskii V.G., Pokrovskii A.I. Features of iron foundry production in Belarus and its prospects 8
- Pavlovets V.M. Possibilities of heat-power spraying of wet charge during formation of structural properties of agglomerated iron ore materials 19
- Fedorov S.A., Udoeva L.Yu., Pikulin K.V., Vusikhis A.S., Cherepanova L.A. Joint processing of perovskite and ilmenite concentrates. Part 1. Chemical-mineralogical (material) characteristics of perovskite and ilmenite concentrates 27
- Puspasari V., Astawa I.N.G.P., Herbirowo S., Maburri E. Mechanical properties and microstructure of Al–Mg (5052) alloy processed by equal-channel angular pressing (ECAP) with variation of ECAP routes and heat treatment 37

MATERIALS SCIENCE

- Gromov V.E., Kononov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Chen X. Improvement of the Cantor alloy's mechanical properties by alloying with niobium and zirconium 47
- Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Effect of hydrogen on steels in hydrogen sulfide-containing and other environments at gas facilities 53
- Kabaldin Yu.G., Chernigin M.A. Structure and its defects in additive manufacturing of stainless steels by laser melting and electric arc surfacing 65

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

- Adilov G., Kareva N.T., Roshchin V.E. Influence of copper and silicon on phase transformations in the iron–carbon system 73

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Leont'ev A.S., Rybenko I.A. Experience in implementing machine learning to calculate the quality and production of agglomerate 76

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

**ПО МАТЕРИАЛАМ
МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
«НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ ШКОЛА
ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ»**

**BASED ON THE MATERIALS
OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE
“SCIENTIFIC AND PRACTICAL SCHOOL FOR
YOUNG METALLURGISTS”**

Салынова М.А., Углуниц Т.В., Толочко О.В. Оценка влияния добавок иттрия на микроструктуру и коррозионную стойкость сплава Incoloy 825 83

Salynova M.A., Uglunts T.V., Tolochko O.V. Effect of yttrium additions on microstructure and corrosion resistance of Incoloy 825 alloy 83

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

**INFORMATION TECHNOLOGIES
AND AUTOMATIC CONTROL
IN FERROUS METALLURGY**

Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Новак В.С., Клименко А.Е. Изучение ограничений производительности агрегатов непрерывного горячего оцинкования, связанных с дефектами продукции 89

Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Novak V.S., Klimenko A.E. Investigation of performance limitations in continuous hot-dip galvanizing units associated with product defects 89

Панасенко О.А., Халезов А.О., Нухов Д.Ш. Исследование эффективности изменения калибровки входного конуса валков и линеек прошивного стана с грибовидными валками с помощью компьютерного моделирования 106

Panasenko O.A., Khalezov A.O., Nukhov D.Sh. Investigating the effectiveness of changing calibration of input cone of rolls and lines of a piercing mill with tapered rolls using computer modeling 106

Ерохов Т.В., Левицкий И.А., Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б. Математическое моделирование газодинамики и дожигания горючих компонентов над расплавом в плавильной печи-газификаторе 112

Erokhov T.V., Levitskii I.A., Podgorodetskii G.S., Gorbunov V.B. Mathematical modeling of gas dynamics and off-gas post-combustion above the melt in a melter-gasifier furnace 112

Шпер В.Л., Шереметьева С.А., Смелов В.Ю., Хунузиди Е.И. Контрольные карты Шухарта – простой, но не лёгкий для применения инструмент анализа данных 121

Shper V.L., Sheremetyeva S.A., Smelov V.Yu., Khunuzidi E.I. Shewhart control charts – A simple but not easy tool for data analysis 121

К 100-летию со дня рождения Вули Аршаковича Григоряна 132

To the 100th Anniversary of Vuli Arshakovich Grogoryan .. 132



УДК 669.16:621.746

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-8-18



Обзорная статья

Review article

ОСОБЕННОСТИ ЧУГУНОЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА БЕЛАРУСИ И ЕГО ПЕРСПЕКТИВЫ

П. А. Витязь¹, В. Г. Залесский², А. И. Покровский² ¹ Президиум Национальной академии наук Беларуси (Республика Беларусь, 220072, Минск, пр-т Независимости, 66)² Физико-технический институт НАН Беларуси (Республика Беларусь, 220141, Минск, ул. Купревича, 10)

art@phti.by

Аннотация. Представлен исторический обзор развития чугунолитейного производства в мире. Рассмотрен современный уровень материальной структуры литья чугунов, в котором наблюдается опережающий рост марок высокопрочных чугунов. Описаны особенности чугунолитейного производства Беларуси. Показано, что технологии и оборудование значительно уступают зарубежным по производительности и удельным затратам ресурсов на единицу изделия. Специфика Беларуси заключается во все еще широком применении вагранок, форм из песчано-глинистых смесей, преобладающем использовании серого чугуна, небольших объемах выплавки высокопрочного чугуна. Суммарные мощности всех литейных производств составляют 557,5 тыс. т литья в год, но особенностью является то, что фактически отливается только около 250 тыс. т в год. Разработка и введение в действие «Программы развития литейных производств Республики Беларусь на 2017–2030 гг.» позволили обеспечить более эффективную деятельность литейной отрасли республики. Показано, что в Беларуси в ближайшее время произойдет повторение мировой тенденции перехода ответственных изделий на отливки из высокопрочного чугуна взамен серого и дальнейший переход на аусферритный (бейнитный) чугун взамен стального проката.

Ключевые слова: литье, серый чугун, высокопрочный чугун, бейнитный чугун, аусферритный чугун

Благодарности: Работа выполнена в Физико-техническом институте НАН Беларуси в рамках ГПНИ «Металлургия», задание № 2.01.

Для цитирования: Витязь П.А., Залесский В.Г., Покровский А.И. Особенности чугунолитейного производства Беларуси и его перспективы. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(1):8–18. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-8-18>

FEATURES OF IRON FOUNDRY PRODUCTION IN BELARUS AND ITS PROSPECTS

P. A. Vityaz'¹, V. G. Zaleskii², A. I. Pokrovskii² ¹ Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus (66 Nezavisimosti Ave., Minsk 220072, Republic of Belarus)² Physico-Technical Institute, Belarus National Academy of Sciences (10 Kuprevicha Str., Minsk 220141, Republic of Belarus)

art@phti.by

Abstract. A historical overview of the development of iron foundry production in the world is presented. The modern level of the material structure in iron casting has an outstripping growth of ductile cast iron grades. The paper describes the features of iron foundry production in Belarus. Technologies and equipment are significantly inferior to foreign ones in terms of productivity and specific resource costs per unit of product. The specific character of Belarus lies in the still widespread use of cupolas, molds from sand-clay mixtures, predominant use of gray cast iron, and small volumes of ductile cast iron production. The total capacity of all foundries is 557.5 thousand tons of casting per year, but the peculiarity is that only about 250 thousand tons per year are actually produced. Development and implementation of the “Program for the Development of Foundry Industries of the Republic of Belarus for years 2017–2030” made it possible to ensure more efficient operation of the foundry industry in the country. In the near future Belorussian foundry industry will reproduce the global trend for critical casting products: transfer to ductile cast iron instead of gray one and further transition to ausferritic (bainitic) cast iron instead of rolled steel.

Keywords: casting, gray cast iron, ductile cast iron, bainitic cast iron, ausferritic cast iron

Acknowledgements: The work was performed at the Physico-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus within the framework of the State Scientific Research Program “Metallurgy”, task No. 2.01.

For citation: Vityaz' P.A., Zaleskii V.G., Pokrovskii A.I. Features of iron foundry production in Belarus and its prospects. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2024;67(1):8–18. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-8-18>

ВВЕДЕНИЕ

Чугуны (высокоуглеродистые сплавы железа) известны и широко распространены еще с первого тысячелетия до нашей эры.

Происхождение термина «чугун» большинство исследователей связывает с китайскими терминами «чжу» (буквально: «лить; отливать (металл)») и «гун» (буквально: «дело»). Считается, что впервые технология выплавки чугуна была освоена в Китае в V – III вв. до н. э. Шихта состояла из кричного железа и древесного угля, плавка проводилась в течение нескольких суток при температуре выше 1200 °С. Позднее китайскими металлургами была изобретена специальная печь для выплавки чугуна из высокофосфористой железной руды или кричного железа, так называемая «китайская» вагранка. Печь представляла собой горн высотой около 1 м, оборудованный дутьевым ящиком, обеспечивавшим приток воздуха.

В Китае было освоено производство достаточно сложных отливок из чугуна. Примером сложного литья служит фигура льва (рис. 1), предположительно отлитая



Рис. 1. Цельнолитая чугунная отливка льва весом 44 т, изготовленная в 954 г. в Китае

Fig. 1. 44-ton solid cast iron casting of a lion made in 954 in China



Рис. 2. Первый чугунный мост, построенный в 1779 г. в Англии через реку Северн

Fig. 2. The first cast iron bridge built in 1779 in England across Severn river

в 954 г., установленная в районе Цзянчжоу городского округа Чунцзо Гуанси-Чжуанского автономного района. Параметры отливки, изготовленной более тысячи лет назад, и сегодня впечатляют металлургов, не всякий современный завод возьмется ее повторить (вес 44 т, длина 5,4 м, ширина 3 м, высота 5,4 м, толщина стенок 4 – 20 см). Скульптура была отлита по глиняной модели, выполненной в натуральную величину. Специалисты утверждают, что это цельнолитая отливка, по-видимому, металл одновременно плавился в нескольких вагранках и стекал по жерлам в единую форму.

Появление чугуна в Европе относят к XIV в. Наиболее активно первые домницы строили во второй половине XV в. в Италии, Нидерландах и Бельгии. На рис. 2 показан первый чугунный мост, построенный в 1779 г. в Англии через реку Северн.

В России первый чугун был выплавлен в XVI в. Широко известно российское художественное чугунное литье (рис. 3).

В XXI в. чугуны остаются основными и самыми востребованными конструкционными материалами [1]. На рис. 4 приведены лишь несколько примеров типовых машиностроительных деталей из чугуна: от мало-размерных поршневых колец до огромного корпуса современной ветряной электростанции.

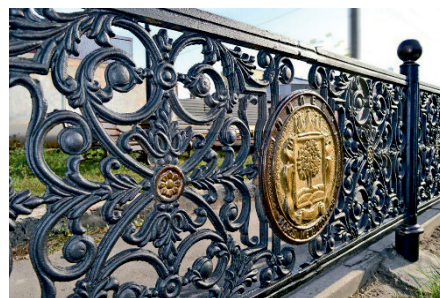


Рис. 3. Примеры художественного литья

Fig. 3. Examples of artistic castings

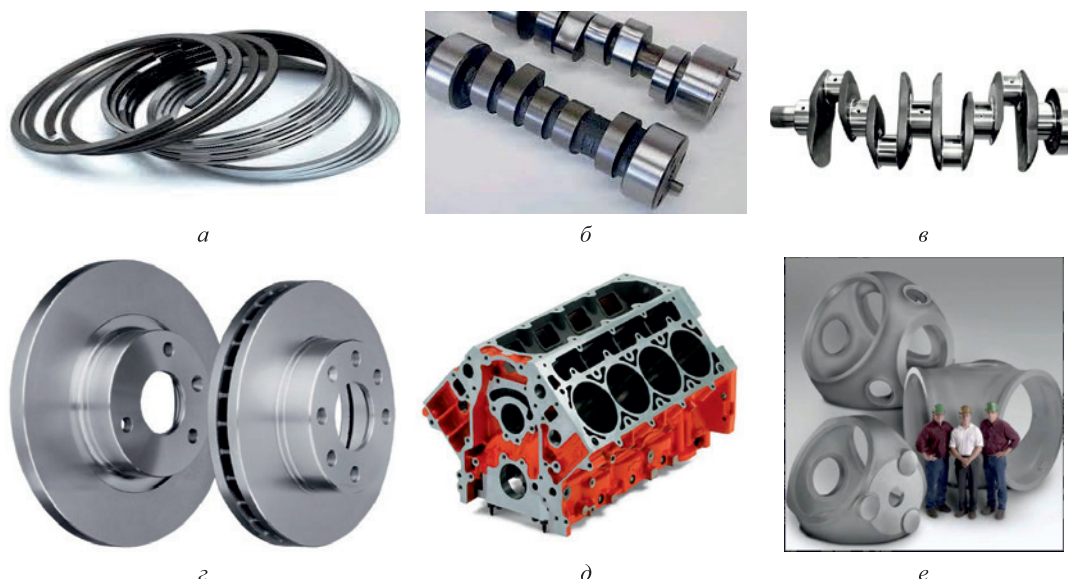


Рис. 4. Примеры типовых машиностроительных деталей из чугуна: поршневые кольца (а); распределительные валы (б); коленчатый вал (в); тормозные диски (г); корпус блока цилиндров (д); корпуса современной ветряной электростанции (е)

Fig. 4. Examples of typical engineering parts made from cast iron: piston rings (a); camshafts (b); crankshaft (c); brake discs (d); cylinder block housing (e); cases of modern wind power plant (e)

КРАТКИЙ ОБЗОР ТЕКУЩЕГО СОСТОЯНИЯ ПО ЛИТЬЮ В МИРЕ

Мониторинг литья в мире ведет World Foundry Organization (Всемирная литейная организация) [2], а итоговые обзорные статьи публикует журнал Modern Casting (Современное литье). Однако нужно учитывать, что статистические отчеты формируются с определенным запаздыванием и самые последние опубликованные данные могут отставать от текущей даты на один, иногда на два года.

Максимум выпуска литья в мире пришелся на 2018 г., когда общий объем производства превысил огромную величину 112,7 млн т [3]. В настоящее время по сравнению с прошлыми годами отмечается некоторое падение производства на 4 – 6 % (в 2019 г. выпущено 109,1 млн т, в 2020 г. – 105,5 млн т). Последние данные об общемировом выпуске литья всех марок материалов показывают, что он держится на уровне, превышающем 100 млн т [4].

На рис. 5 приведена диаграмма распределения выпуска литья всех видов металлических материалов по десяти наиболее передовым странам мира за 2020 г. [3]. Заметно, что бесспорным лидером, обеспечивающим большую половину тоннажа отливок в мире, является Китай, за ним в тройку лидеров входят Индия и США, далее располагаются Россия, Германия, Япония, Мексика, Бразилия, Италия.

Нужно отметить устойчивую тенденцию переноса литейного производства, как экологически неблагоприятного, из наиболее передовых и богатых стран в менее

развитые. В этом смысле показателен пример Японии, которая в 70-е годы прошлого века занимала третье место по производству литья, а в последние годы переносит производство в Индию, Китай и Тайвань.

ОБЗОР ТЕКУЩЕГО СОСТОЯНИЯ ПО ЧУГУННОМУ ЛИТЬЮ В МИРЕ

Важно отметить, что в материальной структуре всего литья чугунное с большим отрывом (>70 %) опережает все остальные литейные материалы, в частности, отливки из алюминия, занимающие по объему выпуска второе место, и стальные отливки (третье место) (рис. 6).



Рис. 5. Распределение выпуска литья всех материалов по десяти наиболее передовым странам мира за 2020 г. [3]

Fig. 5. Distribution of casting output of all materials in ten most advanced countries of the world for 2020 [3]



Рис. 6. Структура мирового производства отливок по видам материалов за 2020 г. (по данным журнала Modern Casting [5])

Fig. 6. Structure of world production of castings by the type of material for 2020 [5]

РОСТ ДОЛИ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННОГО И ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПО СРАВНЕНИЮ С СЕРЫМ ЧУГУНОМ

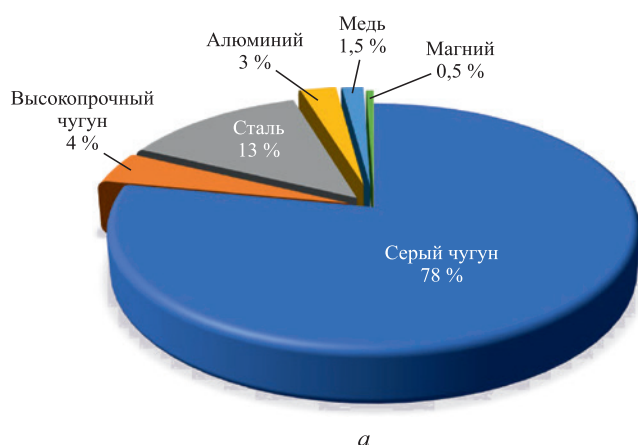
Переориентация выпуска с серого чугуна (СЧ) на высокопрочный чугун (ВЧ) произошла на рубеже 70 – 80-х годов XX в. Катализатором этому процессу послужило открытие Keith Dwight Millis, которое 7 мая 1948 г. было представлено мировому сообществу на съезде литейщиков США. К. Millis установил, что при введении небольших добавок магния в ковш на стадии разливки чугуна в структуре формируются включения графита шаровидной формы, что обеспечивает существенный (до 2 раз) рост прочностных показателей. Патент К. Millis [5] положил начало эры высокопрочных чугунов.

На рис. 7 представлены диаграммы, иллюстрирующие, насколько кардинально изменилась разница в материальной структуре мирового производства отливок за 50 лет с 1996 до 2016 г.

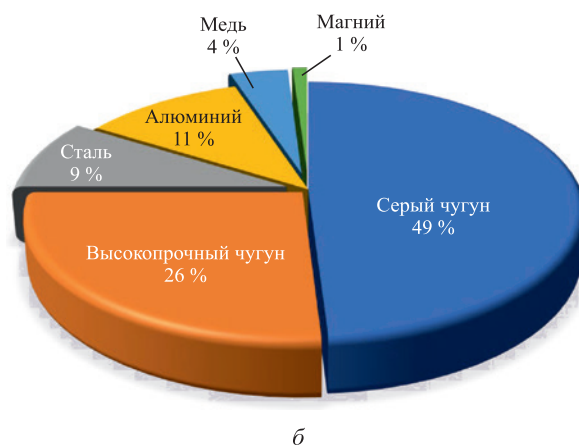
Из сравнения диаграмм на рис. 7 наглядно видно, что объемы производства стальных отливок несколько уменьшились, зато выросло (причем в несколько раз) производство отливок из ВЧ. В настоящее время более четверти всех отливок в мире составляют отливки из высокопрочного чугуна (рис. 7, б). При этом рост производства высокопрочного чугуна произошел именно за счет наиболее прочных его марок.

График, представленный на рис. 8, доказывает, что, несмотря на кризисные явления в мире, рост производства ВЧ в последние десятилетия имеет достаточно устойчивую динамику [6]. Этот график чрезвычайно показателен для металлургов-практиков, так как позволяет прогнозировать рост спроса на ВЧ в ближайшие годы. Не менее важен он и для ученых – специалистов по чугуну, так как обосновывает актуальность углубленных исследований по тематике ВЧ.

На рис. 9 показано соотношение производства СЧ и ВЧ по десяти наиболее передовым странам мира.



a



б

Рис. 7. Сравнение материальной структуры мирового производства отливок с интервалом в 50 лет [6]: в 1996 г. (а) и в 2016 г. (б)

Fig. 7. Comparison of material structure of the world casting production with an interval of 50 years [6]: in 1996 (a) and in 2016 (б)

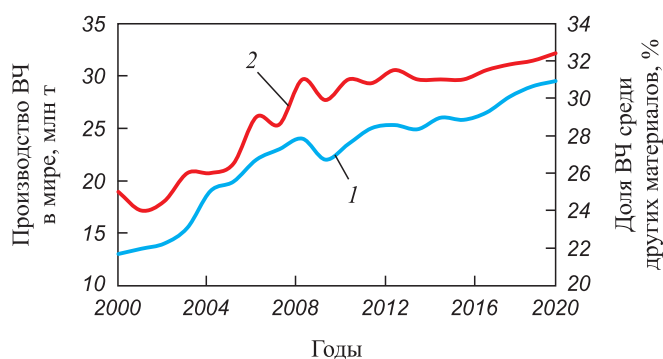


Рис. 8. Динамика мирового производства высокопрочного чугуна в натуральном (млн т) (1) и процентном (2) выражении (доля от всех других литых материалов) за последние годы [7]

Fig. 8. Dynamics of world production of ductile iron in natural (million tons) (1) and percentage (2) terms (share of all other cast materials) in recent years [5]

Заметно, что во многих странах выпуск ВЧ составляет половину и более от выпуска СЧ. Интересно, что в некоторых развитых странах производство ВЧ существенно

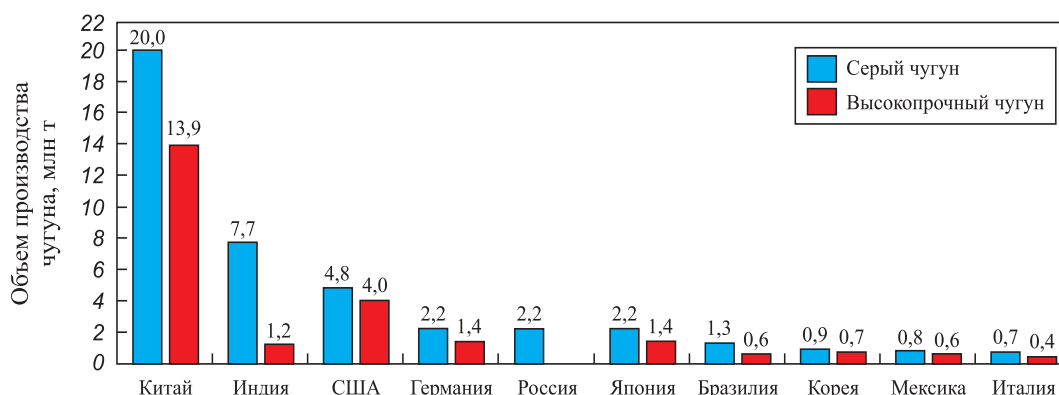


Рис. 9. Соотношение производства серого и высокопрочного чугуна по десяти наиболее передовым странам мира (данные Modern Casting за 2019 г. [7]). Россия предоставила суммарные данные, не разделяя СЧ и ВЧ

Fig. 9. Ratio of production of gray cast and ductile iron for ten most advanced countries in the world for 2019 [7]. Russia provided summary data without separating gray and ductile irons

превышает СЧ. Например, в 2019 г. в Австрии производилось 104 700 т ВЧ и всего 42 300 т СЧ, в Испании – 663 000 т ВЧ и 362 600 т СЧ.

Таким образом, сейчас происходит своего рода «второе рождение» чугунов в смысле переориентации областей их применения на весьма нагруженные детали машин в самых ответственных областях техники: автомобилестроении, железнодорожном, трубопроводном транспорте, станкостроении, судостроении. Помимо уже давно и хорошо известных изделий типа блоков цилиндров, поршневых колец, коленчатых и распределительных валов, можно привести новые примеры деталей, для которых инженеры еще недавно даже и не могли предположить использование высокопрочного чугуна. За рубежом ВЧ массово применяется для изготовления шестерен главной передачи трансмиссии тяжелых грузовиков фирм Форд и Крайслер, деталей подвески железнодорожных вагонов (фирма Zanardi), почвообрабатывающего инструмента и др. Складывается интересная ситуация – литой материал за счет своей лучшей технологичности и высоких прочностных характеристик вытесняет легированный стальной прокат, прошедший несколько металлургических переделов, причем это происходит в самых передовых областях машиностроения.

СИТУАЦИЯ С ЧУГУННЫМ ЛИТЬЕМ В БЕЛАРУСИ

В период Советского Союза Беларусь выполняла роль своего рода «сборочного цеха» промышленности страны с высокоразвитым заготовительным, в том числе и литейным производством. В 80-е годы прошлого века в Беларуси производилось более 1 млн т разнообразного литья в год (из них около 700 тыс. т чугунного литья). Показатель количества производства отливок на душу населения в 1985 г. составлял 100 кг, что соответствовало третьему месту в мировом рейтинге того времени.

В настоящее время производство литья в Беларуси снизилось в 4 раза, весь объем выпуска отливок в 2018 г. находился на уровне 250 тыс. т.

Характерные особенности современного литейного производства чугуна в Беларуси:

- технологии и оборудование, применяемые в литейных цехах Беларуси, значительно уступают зарубежным по производительности и удельным затратам ресурсов на единицу изделия;
- более половины чугунных отливок производится на механизированных литейных конвейерах, оснащенных устаревшими формовочными машинами;
- высокий физический и моральный износ основных фондов, показатели обновления основных фондов невелики (2 – 3 %), парк плавильных печей устарел;
- высокая энергоемкость литейного производства;
- приток прямых инвестиций и технологий находится на низком уровне;

– недозагрузка цехов, суммарные мощности всех литейных производств составляют 557,5 тыс. т литья, а фактический выпуск всего литья составляет 250 тыс. т.

– мощности литейных производств Беларуси по серому чугуну составляют 345,7 тыс. т литья в год, по высокопрочному чугуну – 73,1 тыс. т.

Основной выпуск литья СЧ и ВЧ сосредоточен на следующих заводах:

- ОАО «Минский тракторный завод»;
- ОАО «Минский автомобильный завод – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ»;
- ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит»;
- ОАО «Гомельский завод литья и нормалей»;
- ОАО «Могилевлифтмаш» – управляющая компания холдинга;
- ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод», г. Столбцы.

На всех остальных предприятиях сосредоточено около 25 % общего объема литья чугуна.



Рис. 10. Распределение литья в Беларуси по методу плавки

Fig. 10. Distribution of castings in Belarus according to the smelting method

На диаграмме распределения литья по методу плавки (рис. 10) можно видеть, что половина парка литейных печей Беларуси представлена вагранками, на которых невозможно получать чугуны высоких марок, и характеризующимися существенными выбросами в атмосферу пыли и газов. Остальная половина печей – индукционные, приблизительно поровну делящиеся на три подгруппы (печи промышленной частоты, печи средней частоты и канальные печи).

Вместе с тем на отдельных предприятиях Беларуси уже применяются современные плавильные агрегаты (индукционные печи средней частоты): филиал ЗАО «Атлант» – Барановичский станкостроительный завод, ОАО «Минский тракторный завод», ОАО «Минский автомобильный завод» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ», ОАО «Гомельский завод литья и нормалей», ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ», ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ», ОАО «Лидский литейно-механический завод» и ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод».

Анализируя распределение литья по методам формообразования (рис. 11), можно отметить, что подавляющее большинство форм изготавливается из песчано-глинистых смесей (ПГС) (~78 %), что является наиболее широко распространенным и общедоступным методом за счет дешевизны исходных материалов. Их известными недостатками являются высокие энергозатратность и себестоимость 1 т литых заготовок, недостаточная точность поверхности отливок. Около 12 % занимает литье в формы из холодно-твердеющих смесей (ХТС). Метод обеспечивает гораздо большую чистоту поверхности и точность геометрических размеров отливки. Таким образом, в смесеприготовлении преимущественно применяются технологии и оборудование, не отвечающие современным требованиям получения формовочных и стержневых смесей.

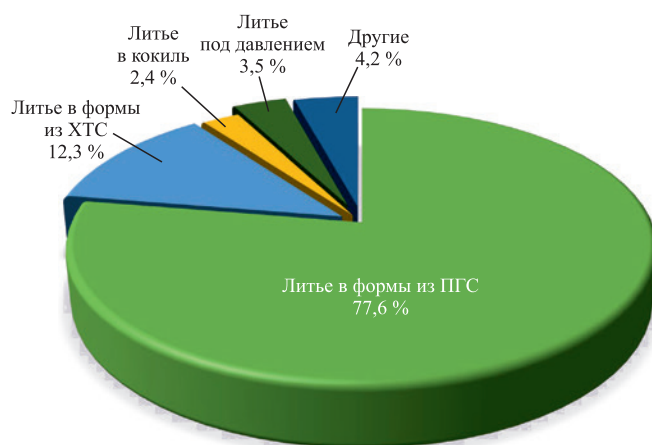


Рис. 11. Распределение литья в Беларуси по методам формообразования

Fig. 11. Distribution of casting in Belarus by forming methods

При этом в настоящее время эксплуатируется уже около 10 смесителей вихревого типа (ОАО «Минский автомобильный завод» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ», ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ» и др.), позволяющих снизить потребление электроэнергии в 1,5 раза на 1 т смеси с сокращением расхода связующих компонентов на 15 – 20 %.

В литейном деле Беларуси применяются также другие новинки:

- автоматические формовочные линии: ОАО «Минский тракторный завод», ОАО «Гомельский завод литья и нормалей», филиал ЗАО «Атлант» – Барановичский станкостроительный завод, ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ» и др;
- стержневые машины («Колд-бокс-амин-процесс»): ОАО «Минский тракторный завод» – более 30 стержневых автоматов, ОАО «Минский автомобильный завод» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ» – 4 стержневых автомата (разработка ОАО «БЕЛНИИЛИТ»).

В материальной структуре литья в Беларуси в настоящее время пока доминирует серый чугун (рис. 12).

Для совершенствования литейного производства и решения указанных выше проблем в 2017 г. была разработана «Программа развития литейных производств Республики Беларусь на 2017 – 2030 гг.». Основными задачами программы являются:

- оптимизация действующих литейных производств, повышение качества выпускаемой продукции, снижение производственных затрат, обеспечение максимальной загрузки литейных мощностей;
- обеспечение роста финансово-экономических показателей организаций;
- производство конкурентоспособной продукции, удовлетворяющей требованиям потребителей;
- улучшение условий труда, предотвращение загрязнения окружающей среды в процессе производственной

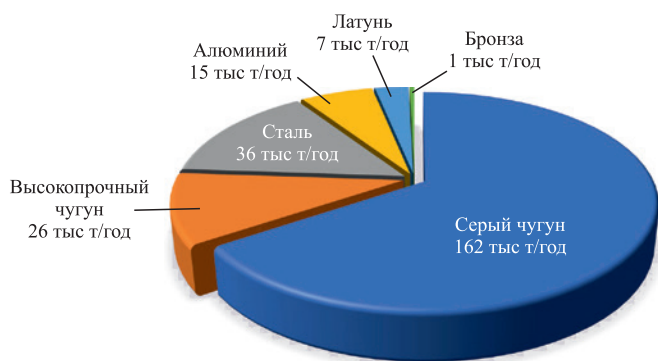


Рис. 12. Структура производимого в Беларуси литья по видам материалов (данные за 2018 г.) из «Программы развития литейного производства Беларуси на период 2017 – 2030 гг.»

Fig. 12. Structure of castings produced in Belarus by types of materials for 2018 according to the Belarus “Foundry Development Program for the period 2017–2030”

деятельности, планомерное улучшение экологических показателей и рациональное использование ресурсов.

Одним из первых мероприятий программы была ревизия действующих производств по техническому уровню. Литейные производства, соответствующие либо близкие по технологическому уровню конкурентоспособного литья, дальнейшее техническое переоснащение которых потребует наименьших затрат, в соответствии с приказом Министерства промышленности от 9 декабря 2016 г. № 449 «Об оптимизации литейных производств» отнесены к базовым литейным производствам. Развитие базовых литейных производств обеспечит эффективную деятельность литейной отрасли республики, выполнение международных заказов, получение валютной выручки и формирование устойчивого имиджа производителей продукции стабильного качества и приемлемой цены.

Создание новых, реконструкция и модернизация базовых литейных производств в Беларуси

В соответствии с приказом Министерства промышленности от 9 декабря 2016 г. № 449 проведена актуализация планов модернизации литейных производств до 2030 г., а также составлен перечень литейных производств, которые необходимо сохранить либо переместить в базовые организации путем передачи производимой номенклатуры отливок, а также плавильного, формовочного, смесеприготовительного и другого оборудования литейных цехов.

В таблице представлены характеристика и загрузка мощностей литейного производства базовых предприятий по производству серого и высокопрочного чугуна на 1 октября 2022 г.

Динамика фактической и планируемой загрузки производственных мощностей базовых литейных орга-

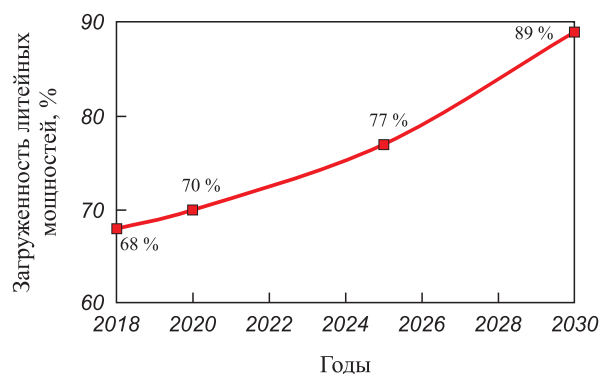


Рис. 13. Динамика (факт и прогноз на 2023 – 2030 гг.) изменения загрузки литейных мощностей базовых литейных предприятий Беларуси

Fig. 13. Dynamics (actual and forecast for 2023 – 2030) of changes in the utilization of capacity of the basic foundry enterprises in Belarus

низаций Беларуси по всем типам отливок представлена на рис. 13.

В «Программу развития литейных производств Республики Беларусь на 2017 – 2030 гг.» включены инвестиционные проекты и мероприятия по новому строительству и модернизации литейных производств базовых организаций.

Планируется поэтапная передача номенклатуры производимой ранее продукции на базовые организации с закрытием литейных производств в ОАО «Минский завод автоматических линий имени П.М. Машерова», ОАО «Гомельский радиозавод», ОАО «МПОБТ» и др. В ОАО «Бобруйский машиностроительный завод» и ОАО «Управляющая компания холдинга «Лидсельмаш», ввиду экономической нецелесообразности, осуществляется закрытие литейного производства отливок из серого чугуна.

Кадровая политика в области литейного производства Беларуси

Подготовку кадров с высшим образованием в области литейного производства в Республике Беларусь осуществляют:

– Механико-технологический факультет Белорусского национального технического университета по специальностям: «Машины и технология литейного производства», «Металлургическое производство и материалобработка», специализация: «Литейное производство черных и цветных металлов»;

– Механико-технологический факультет Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого по специальности: «Машины и технология литейного производства», специализации: «Техническая эксплуатация литейного оборудования», «Организация и управление литейным производством», «Металлургическое производство и материалобработка».

Характеристика и загрузка мощностей литейного производства базовых предприятий по производству серого и высокопрочного чугуна на 1 октября 2022 г.

Characteristics and utilization of capacity of the foundry production of basic enterprises for gray and ductile irons for October 1, 2022

Марка сплава	Наименование предприятия	Установленная мощность, т/год	Фактический объем производства, т, за три квартала 2022 г.	Загрузка производственных мощностей, % с начала года
Литье из серого чугуна (СЧ 10-30)	ОАО «Минский тракторный завод»	110 000,00	44 812,72	54,32
	ОАО «Минский автомобильный завод» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ»	12 336,41	5059,40	54,68
	ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ»	21 200,00	7833,85	49,27
	ОАО «Могилевлифтмаш» – управляющая компания холдинга»	10 600,00	6465,55	81,33
	ОАО «Гомельский завод литья и нормалей»	8716,50	5065,05	77,48
	ОАО «Лидский литейно-механический завод»	8620,00	6315,03	97,68
	ОАО «Могилевский металлургический завод»	17 679,00	6138,00	46,29
	ОАО «Завод «Легмаш»	400,00	94,82	31,61
	ОАО «Могилевский завод «Строммашина»	0	0	0
	ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод», г. Столбцы	10 000,00	466,41	6,22
	ИТОГО:	199 551,91	82 250,33	54,96
Литье из высокопрочного чугуна (ВЧ 50)	ОАО «Минский тракторный завод»	10 000,00	6240,38	83,20
	ОАО «Минский автомобильный завод» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ»	11 920,00	3852,50	43,09
	ОАО «Гомельский завод литья и нормалей»	816,50	4930,05	75,41
	ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод», г. Столбцы	8000,00	1568,04	26,13
	ИТОГО:	38 636,50	16 590,37	57,25

обработка», специализация: «Электрометаллургия черных и цветных металлов»;

– Гомельский государственный машиностроительный колледж осуществляет подготовку кадров со средним специальным образованием по специальности «Металлургическое производство и материалобработка», специализация: «Литейное производство черных и цветных металлов».

Повышение квалификации и переподготовку руководителей и специалистов инженерных и технических служб осуществляет государственное учреждение образования «Институт повышения квалификации и переподготовки руководителей и специалистов промышленности «Кадры индустрии», который является отраслевым учреждением образования Министерства промышленности Республики Беларусь.

ПРИМЕРЫ МОДЕРНИЗАЦИИ ЛИТЕЙНЫХ ПРОИЗВОДСТВ В БЕЛАРУСИ

В качестве примеров модернизации базовых литейных производств приведем следующие (по состоянию на 01.01.2023 г):

ОАО «Минский тракторный завод». В рамках модернизации формовочного и плавильного отделений литейного цеха № 1 и плавильного отделения цеха № 2 заключен контракт и поставлены две индукционные печи с оборудованием для подготовки шихты. Завершаются строительные-монтажные работы, пуско-наладочные работы выполнены на 60 %. Окончание работ – 2023 г.

ОАО «Минский автомобильный завод». В 2021 г. начата реконструкция блока чугунолитейных цехов

(участок серого чугуна), окончание работ 2026 г. В 2023 г. начата реконструкция блока чугунолитейных цехов (участок ковкого чугуна), окончание работ 2026 г.

ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРО-ЛИТ». Модернизация участка крупного литья посредством установки смесителя непрерывного действия производительностью 30 т/ч (сроки выполнения 2018 – 2023 гг.). Модернизация цеха мелкого литья для изготовления конкурентноспособного габаритного литья путем приобретения формовочной линии (сроки выполнения 2025 – 2030 гг.). Модернизация цеха плавки путем замены плавильных печей ИЧТ-10 (3 шт.) на комплекс индукционных среднечастотных печей производительностью 8 т/ч (2 шт.).

ОАО «Могилевский завод лифтового машиностроения». Замена плавильной печи промышленной частоты (ИЧТ-10) на среднечастотную (сроки выполнения 4 квартал 2022 г. – 4 квартал 2023 г.). Модернизация стержневого участка (сроки выполнения 1 квартал 2024 г. – 1 квартал 2025 г.).

ОАО «Могилевский металлургический завод». Реконструкция литейного цеха с организацией производства отливок из серого и высокопрочного чугуна (сроки выполнения 1 квартал 2026 г. – 4 квартал 2030 г.).

ОАО «Гомельский завод литья и нормалей». Модернизация плавильного отделения цеха высокопрочного чугуна за счет закупки и внедрения среднечастотной плавильной электропечи емкостью 20 – 25 т (взамен устаревшей индукционной печи промышленной частоты мод. ИЧТ-31/7,1-И1) (сроки выполнения 2024 – 2027 гг.).

ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод», г. Столбцы. Осуществлялась реализация инвестиционного проекта «Производство высокоточного, высокопрочного чугунолития». Сроки выполнения 2012 – 2025 гг. Объект введен в эксплуатацию. Пуско-наладочные работы выполнены на 100 %. На 2 сентября 2020 г. работы по контракту с компанией GUSS-EX (Польша) завершены. Производится освоение номенклатуры отливок, изготавливаемых на участке литья мелких серий по ХТС-процессу. Выход на проектную мощность – 4 квартал 2022 г.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В БЕЛАРУСИ

АУСФЕРРИТНОГО ЧУГУНА

В мире сейчас своего рода бум получения изделий из бейнитного (аусферритного) чугуна, называемого в англоязычной литературе ADI (*Austempered Ductile Iron*). Это разновидность высокопрочного чугуна, в котором специальной термообработкой получают структуру аусферритной металлической матрицы, и он успешно конкурирует с высококачественным прокатом легированных марок сталей, демонстрируя прочность до 1400 МПа. В настоящее время в промышленных масштабах выпускаются (в частности, фирмами General

Motors и Ford) сотни типоразмеров деталей, причем за рубежом наиболее массовыми изделиями являются зубчатые колеса.

В Беларуси Дудецкой Л.Р. и Покровским А.И. была сделана попытка применить бейнитный чугун к условиям литейного производства Минского автомобильного завода для конкретных деталей типа средних и крупных зубчатых колес. Технологию отрабатывали на шестернях дифференциала заднего моста автомобиля МАЗ 5336: шестерни полуоси (№ 5336-2402050) и сателлита (№ 5336-2402055) [8 – 12]. На основании полученных результатов была установлена возможность использования бейнитного чугуна в качестве заменителя традиционного материала для зубчатых колес – стали 20ХН3А. Многие составы бейнитных и аусферритных чугунов запатентованы [13 – 17].

Выполненная в ноябре 2016 г. пробная поисковая работа под эгидой Министерства промышленности Республики Беларусь (централизованная рассылка запроса в адрес более 70-ти подведомственных организаций) и обработка ответов выявила потребность в бейнитном чугуне около 10 тыс. т в год.

Выводы

Технологии и оборудование, применяемые в литейных цехах Беларуси, значительно уступают зарубежным по производительности и удельным затратам ресурсов на единицу изделия. Специфика чугунолитейного производства Беларуси заключается во все еще широком использовании вагранок, форм из песчано-глинистых смесей, массовой выплавке серого чугуна и небольших объемах получения высокопрочного чугуна.

Особенностью белорусского литейного производства является наличие незагруженных литейных мощностей. Суммарные мощности всех литейных производств составляют 557,5 тыс. т литья в год, но фактически отливается только около 250 тыс. т в год. Неиспользование имеющихся объемов недопустимо. Необходимо использовать существующую в мире тенденцию загрузки литейных производств заказами из передовых стран, так размещают литейное производство на своей территории сейчас Индия и Китай. Следует активнее привлекать заказчиков продукции или инвесторов, готовых вкладывать средства в развитие новых технологий на имеющихся в Беларуси литейных площадях.

Разработка и введение в действие «Программы развития литейных производств Республики Беларусь на 2017 – 2030 гг.» позволили актуализировать все литейные производства, отнести к базовым наиболее конкурентоспособные и загруженные, составить план их модернизации, обеспечить более эффективную деятельность литейной отрасли республики, выполнение международных заказов и получение валютной выручки.

Одним из важных направлений модернизации литейного производства Беларуси является вынос литейных цехов из г. Минска (в первую очередь с Минского тракторного и Минского автомобильного заводов) со строительством «с чистого листа» современного высокотехнологичного производства по последним мировым стандартам. Так строился в свое время Белорусский металлургический завод в г. Жлобине.

В Беларуси достаточно хорошо налажена подготовка кадров по металлургии и литью. Ее осуществляют механико-технологические факультеты Белорусского национального технического университета, Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого, а также Гомельский государственный машиностроительный колледж и Жлобинский государственный металлургический колледж. Количественный набор студентов регулируется «Программой развития литейных производств Республики Беларусь на 2017 – 2030 гг.». Повышение квалификации и переподготовку руководителей и специалистов заводских служб осуществляет «Институт повышения квалификации и переподготовки руководителей и специалистов промышленности «Кадры индустрии».

Очевидно, что в Беларуси в ближайшее время произойдет повторение мировой тенденции – изготовление ответственных отливок из высокопрочного чугуна взамен серого и дальнейший переход на аусферритный (бейнитный) чугун взамен стального проката. К этому процессу надо готовить инфраструктуру и специалистов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Сви́дунович Н.А., Витязь П.А., Войтов И.В., Куис Д.В., Мюрек М.Н. Выбор и применение материалов: Учебное пособие. Т. 5. Выбор и применение чугунов. Минск: Беларуская навука; 2020:425.
2. *World Foundry Organization – WFO*. Available at URL: <https://www.thewfo.com/>
3. Total casting tons hits 112 million. *Modern Casting*. 2019;(December):22–25.
4. *Global casting production worldwide*. Available at URL: <https://www.statista.com/statistics/237526/casting-production-worldwide-by-country>
5. Patent US2485760. *Cast ferrous alloy*. Millis K.D., etc. Oct. 25, 1949.
6. Global casting production growth stalls. *Modern Casting*. 2017;(December):24–28.
7. Total casting tons dip in 2019. *Modern Casting*. 2021;(January):28–30.
8. Дудецкая Л.Р., Покровский А.И., Гаухштейн И.С., Демин М.И., Гурченко П.С. Бейнитный чугун: опыт получения и применения. *Автомобильная промышленность*. 2001;(11):33–35.
Dudetskaya L.R., Pokrovskii A.I., Gaukhshtein I.S., Demin M.I., Gurchenko P.S. Bainitic cast iron: experience in production and application. *Avtomobil'naya promyshlennost'*. 2001;(11):33–35. (In Russ.).
9. Дудецкая Л.Р., Покровский А.И., Гаухштейн И.С., Демин М.И., Гурченко П.С. Термообработка на бейнитную структуру деталей из чугуна. *Литье и металлургия*. 2002;(1):45–49.
Dudetskaya L.R., Pokrovskii A.I., Gaukhshtein I.S., Demin M.I., Gurchenko P.S. Heat treatment for bainitic structure of cast iron parts. *Lit'e i metallurgiya*. 2002;(1):45–49. (In Russ.).
10. Покровский А.И., Дудецкая Л.Р. Использование высокопрочного бейнитного чугуна для изготовления зубчатых колес. *Литье и металлургия*. 2015;(2(79)):126–134.
Pokrovskii A.I., Dudetskaya L.R. Use of ductile bainitic cast iron for making gears. *Lit'e i metallurgiya*. 2015;(2(79)):126–134. (In Russ.).
11. Покровский А.И. Перспективы использования аустенито-бейнитного чугуна (ADI) в Беларуси. *Инженер-механик*. 2016;(4(73)):16–29.
Pokrovskii A.I. Prospects for the use of austenite-bainitic cast iron (ADI) in Belarus. *Inzhener-mekhanik*. 2016;(4(73)):16–29. (In Russ.).
12. Pokrovskii A.I., Chaus A.S., Kunovskii E.B. Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011;53(7-8):311–317.
<https://doi.org/10.1007/s11041-011-9388-9>
13. Пат. 4427 Респ. Беларусь. *Чугун*. Дудецкая Л.Р., Покровский А.И., Данильчик И.К. С1 ВУ МПК7 С22С37/00. № 970656; заявл. 27.11.1997; опубл. 30.06.2002. *Афіц. бюл.* 2002;(2):48.
14. Пат. 22823 Респ. Беларусь. *Бейнитный чугун*. Покровский А.И.; МПК (2006.01) С 22С 37/10. № а 20180359; заявл. 24.07.2018; опубл. 30.12.2019. *Афіц. бюл.* 2019;(6):98.
15. Пат. 23331 Респ. Беларусь. *Бейнитный чугун*. Покровский А.И.; МПК (2006.01) С 22С 37/10. № а 20190368; заявл. 24.07.2018, опубл. 28.02.2021. *Афіц. бюл.* 2021;(1):57.
16. Пат. 23389 Респ. Беларусь. *Аусферритный чугун*. Покровский А.И.; МПК (2006.01) С 22С 37/10. № а 20200022; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021. *Афіц. бюл.* 2021(2):50.
17. Пат. 23393 Респ. Беларусь. *Аусферритный чугун*. Покровский А.И.; МПК (2006.01) С 22С 37/10. № а 20200023; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021. *Афіц. бюл.* 2021(2):50.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Петр Александрович Витязь, академик, руководитель аппарата НАН Беларуси, д.т.н., профессор, Президиум Национальной академии наук Беларуси

E-mail: vityaz@presidium.bas-net.byn

Виталий Геннадьевич Залесский, д.ф.-м.н., доцент, директор, Физико-технический институт НАН Беларуси

E-mail: vzalesski@mail.ru

Артур Игоревич Покровский, к.т.н., доцент, заведующий лабораторией, Физико-технический институт НАН Беларуси

E-mail: art@phti.by

Petr A. Vityaz', Academician, Chief of Staff of NAS of Belarus, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus

E-mail: vityaz@presidium.bas-net.byn

Vitalii G. Zalesskii, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Director, Physico-Technical Institute, Belarus National Academy of Sciences

E-mail: vzalesski@mail.ru

Artur I. Pokrovskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Laboratory, Physico-Technical Institute, Belarus National Academy of Sciences

E-mail: art@phti.by

Поступила в редакцию 25.05.2023

После доработки 28.08.2023

Принята к публикации 11.12.2023

Received 25.05.2023

Revised 28.08.2023

Accepted 11.12.2023



УДК 669.162

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-19-26



Оригинальная статья

Original article

ВОЗМОЖНОСТИ ТЕПЛОСИЛОВОГО НАПЫЛЕНИЯ ВЛАЖНОЙ ШИХТЫ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ОКУСКОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. М. Павловец

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

pawlowets.victor@yandex.ru

Аннотация. Повышение структурных свойств окучкованного металлургического сырья за счет формирования благоприятной поровой структуры у железорудных окатышей является актуальной задачей. Методы формирования структурных свойств у сформированных дисперсных материалов проанализированы применительно к различным отраслям промышленности. В работе представлены технологические возможности перспективных технологий производства железорудных окатышей на основе теплосилового напыления влажной шихты на шихтовый гарнисаж окомкователя и комкующие материалы. Теплосиловое напыление влажной шихты в технике принудительного зародышеобразования позволяет формировать структурные свойства железорудных окатышей на стадии окомкования. Конструктивные особенности устройств для получения окатышей зависят от применяемых производственных технологий напыления влажной шихты на ограждения окомкователя. Методики экспериментов зависят от техники принудительного зародышеобразования. Технологии принудительного зародышеобразования влияют на макро- и микроструктуры зародышевой массы. Принципы регламентированного структурообразования позволяют формировать улучшенные металлургические свойства окатышей. На поверхности напыленного слоя шихты образуются структурные изменения в форме углублений и шихтовых наплывов. Высказана гипотеза о структурном соответствии геометрических размеров, рельефа шихтовых наплывов и углублений у напыленного слоя с характером пористости и структуры зародышей. Количество зародышевой массы внутри окатышей влияет на их структурные свойства. Относительная величина структурных изменений на поверхности напыленного слоя шихты и их количество определяются давлением воздушно-шихтовой струи и размером напыляемых частиц. Вероятный механизм формирования пористости зародышевой массы в процессе теплосилового напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя зависит от параметров технологии. Обоснован сдвиговый механизм образования открытой пористости в структуре зародышевой массы. Аэродинамические характеристики воздушно-шихтовой струи влияют на формирование пористости. Новые технологии теплосилового напыления влажной шихты позволяют интенсифицировать производство и улучшать качество окатышей.

Ключевые слова: структурные свойства, окучкованное металлургическое сырье, железорудные окатыши, теплосиловое напыление влажной шихты, зародышевая масса, технология принудительного зародышеобразования

Для цитирования: Павловец В.М. Возможности теплосилового напыления влажной шихты в процессе формирования структурных свойств окучкованных железорудных материалов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(1):19–26.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-19-26>

POSSIBILITIES OF HEAT-POWER SPRAYING OF WET CHARGE DURING FORMATION OF STRUCTURAL PROPERTIES OF AGGLOMERATED IRON ORE MATERIALS

V. M. Pavlovets

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

pawlowets.victor@yandex.ru

Abstract. The substantiated problem of improving the structural properties of agglomerated metallurgical raw materials is associated with the formation of a favorable pore structure in iron ore pellets. The author analyzed various methods for the formation of structural properties of molded dispersed materials in various industries. The paper presents the technological capabilities of promising technologies for production of iron ore pellets based on the heat-power spraying of wet charge on pelletizer's charge skull and pelletized materials. The physical possibilities of heat-power spraying of wet charge in the forced nucleation and in the process of forming the iron ore pellets' structural properties are disclosed at the stage of pelletizing. The technical features and production operations of the main technologies for wet charge spraying and the design features of devices for obtaining pellets are

shown. The paper describes the experimental unit and technology for the forced nucleation. The macro- and microstructure of the germ mass at forced nucleation were studied. Principles of the formation of regulated structure and improved metallurgical properties in iron ore pellets were substantiated. The article presents the description and characteristics of structural changes on the surface of the sprayed charge layer. A hypothesis was put forward about the structural correspondence of geometric dimensions and relief of charge lappings and cavities in the sprayed layer with the nature of porosity and germ structure. The germ mass affects the pellets' structural properties. The author obtained the dependences of structural changes' relative values on the sprayed layer surface on pressure of air-charge jet and particle size of the sprayed charge. There is relationship between geometric dimensions of the sprayed charge layer and the structural changes' size. A probable mechanism of porosity formation in the germ mass during heat-power spraying of a wet charge onto the pelletizer skull was formulated. The aerodynamic characteristics of air-charge jet influence the formation of porosity. New possibilities of heat-power spraying of wet charge can intensify pellets production and improve their quality.

Keywords: structural properties, agglomerated metallurgical raw materials, iron ore pellets, thermal-power heat-power spraying of wet charge, germ mass, forced nucleation

For citation: Pavlovets V.M. Possibilities of heat-power spraying of wet charge during formation of structural properties of agglomerated iron ore materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):19–26. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-19-26>

ВВЕДЕНИЕ

Для формирования особых структурных свойств у большинства сформованных пористых продуктов в различных отраслях техники (металлургия, огнеупорное, строительное производство и др.) применяют разнообразные технические средства, интенсивные режимы термообработки, вспенивающие и выгорающие добавки, специальные порообразующие и минералообразующие составы и некоторые другие материалы [1 – 3]. Повышенные требования к окускованному металлургическому сырью по содержанию железа достаточно сильно ограничивают применение порообразующих добавок и расширяют использование технологических методов формирования пористости в структуре железорудных окатышей [4 – 7]. Одним из способов улучшения структурных свойств у окатышей без применения порообразующих добавок является получение их по двухступенчатой технологии, одна из ступеней которой позволяет формировать

большую часть массы окатышей теплосиловым напылением влажной шихты на стадии окомкования [8; 9]. В качестве структуро- и формообразующего энергосносителя в этой технологии используется воздушнo-шихтовая струя (ВШС) на основе холодного или нагретого до 100 – 150 °С компрессорного воздуха, которая позволяет сформировать влажный напыленный слой (НС) шихты практически на любой технологической поверхности [8; 9]. В производство сырых окатышей на основе техники напыления (Н) включены также операции окомкования шихты (О) и доокомкования (Д) зародышей (З). Опытным путем отработаны многочисленные комбинированные технологии, которые успешно исследованы в лабораторных условиях и показали высокую практическую эффективность [8; 9]. Некоторые технические показатели указанных технологий в сравнении с традиционной технологией (ЗО) приведены в таблице [8 – 10].

Принципиальные схемы получения окатышей на основе теплосилового напыления влажной шихты на

Технические показатели технологий получения окатышей

Technical indicators of pelletizing technologies

Технические показатели	Технологии получения окатышей			
	ЗО	ЗНД	ЗОНД	ЗОН
Площадь напыления, % от площади тарели	–	30 – 40	20 – 30	15 – 25
Площадь, занятая комкуемыми материалами, %	40 – 50	70 – 90	50 – 55	40 – 50
Относительная производительность, %	100	115 – 130	105 – 115	110 – 120
Массовая доля напыленного материала в структуре окатышей, %	–	до 70	до 40	до 50
Эффективность напыления, %	–	до 90	до 70	до 60
Скорость прироста массы окатышей, г/с	0,01 – 0,03	0,08 – 0,24	0,05 – 0,14	0,08 – 0,31
Снижение влажности окатышей после окомкования, %	–	0,4 – 1,2	0,4 – 1,0	0,5 – 0,9
Интенсивность влагоудаления в процессе формообразования зародышей, кг/(м ² · с)	–	(4 – 8) · 10 ^{–3}	(5 – 10) · 10 ^{–3}	(5 – 10) · 10 ^{–3}
Температура трещинообразования, °С	550 – 580	600 – 740	580 – 650	580 – 620
Общая пористость окатышей, %	23 – 28	28 – 35	26 – 32	28 – 34
Количество открытых пор, %	20 – 25	25 – 30	22 – 26	24 – 28
Относительная прочность окатышей, %	100	90 – 110	90 – 100	85 – 95

шихтовый гарнисаж тарельчатого окомкователя показаны на рис. 1, а. Схемы напыления на комкуемые материалы представлены на рис. 1, б, в. Наиболее изучен в лабораторных условиях процесс получения окатышей на основе технологии принудительного зародышеобразования (ЗНД), в котором зародышевая часть окатышей и ее поровая структура формируются теплосиловым напылением влажной шихты на донный шихтовый гарнисаж в холостой зоне окомкователя (рис. 1, а) [8; 9]. В этой технологии у НС и зародышей формируется пониженная влажность и благоприятная поровая структура с повышенным количеством (до 40 %) открытых малоизвилистых пор [9]. Для получения годных окатышей предусмотрены операции механического деления НС на зародыши, сфероидизации зародышей и их доокомкования в режиме переката. Технические показатели технологии ЗНД и свойства окатышей имеют повышенные характеристики (см. таблицу). В технологиях ЗОН и ЗОНД зародышами являются малоразмерные окатыши размером от 4 до 12 мм. По технологии ЗОНД на поверхности зародышей размером 4 – 7 мм в процессе формирования массы окатыша создается внутренний напыленный слой шихты между зародышем и оболочкой, масса которого может достигать 40 % (рис. 1, б). В процессе ЗОН на поверхности более крупных гранул размером 8 – 12 мм, сгруппированных в циркуляционной зоне окомкователя, на комкуемых материалах напылением влажного материала формируется оболочка окатыша. В этой технологии процесс напыления является финишным, после которого окатыши достигают кондиционных размеров (14 – 16 мм) (рис. 1, в). Прочность поверхностной оболочки можно повысить на 5 – 15 % по сравнению с традиционной промышленной технологией ЗО, но в ущерб некоторым структурным характеристикам окатышей. В этих технологиях зародышевая масса сформирована окомкованием влаж-

ной шихты в режиме переката, поэтому здесь отсутствуют механические элементы сопровождения. Однако эффективность напыления, массовая доля напыленного слоя в окатышах и некоторые технологические характеристики несколько ниже, чем в процессе ЗНД. Разработанные процессы легко внедряются на действующем производстве с минимальным уровнем реконструкции. При необходимости можно легко вернуться к традиционной технологии (ЗО), основанной на капельном зародышеобразовании влажной шихты и доокомковании в режиме переката.

Техника напыления достаточно широко применяется в различных производственных процессах [11; 12]. Она позволяет формировать структурные свойства у широкого класса напыляемых материалов [13 – 15]. Технологии на основе напыления обладают рядом технических преимуществ и имеют большое количество управляющих воздействий как в самом производстве, так и в процессе улучшения и расширения потребительских свойств обрабатываемых изделий. Это в полной мере относится к производству окатышей, где использование метода напыления влажной шихты ВШС открывает большие возможности для воздействия на структуру зародышей и окатышей [8 – 10].

Целью работы является исследование механизма структурообразования зародышевых центров окатышей, полученных по технологии теплосилового напыления влажной шихты на донный гарнисаж окомкователя.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МАТЕРИАЛЫ

Эксперименты проводили на лабораторном полупромышленном окомкователе диаметром 0,62 м, наклоненном под углом 45° к горизонту и вращающимся со скоростью 12 об/мин. Напыляемая шихта влажностью

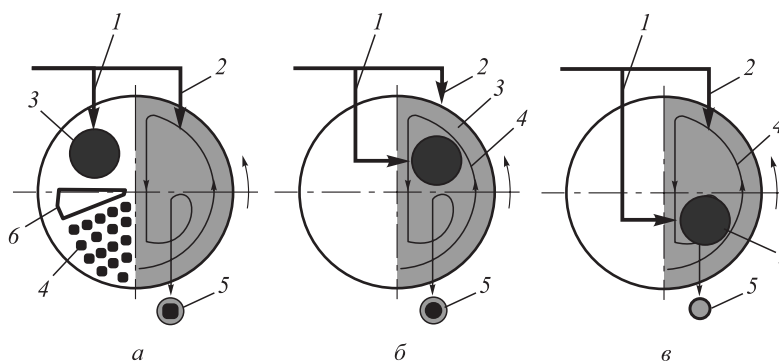


Рис. 1. Схемы получения окатышей на основе теплосилового напыления влажной шихты на шихтовый гарнисаж тарельчатого окомкователя (а) и комкуемые материалы (б, в): 1, 2 – самостоятельные потоки загружаемой шихты; 3 – напыленный слой (а) и область напыления (б, в) в слое комкуемых материалов; 4 – зародыши; 5 – годные окатыши; 6 – делитель НС

Fig. 1. Schemes for obtaining pellets based on heat-power spraying of wet charge on the charge scull of a plate pelletizer (a) and pelletized materials (б, в): 1, 2 – independent flows of the loaded charge; 3 – sprayed layer (a), spraying area (б, в) in the layer of pelletized materials; 4 – germs; 5 – suitable pellets; 6 – divider of sprayed layer (SL)

5,0; 7,5; 10,0 % содержала железорудный концентрат Тейского месторождения и 1 % бентонита в качестве связующего материала. Влажную шихту напыляли на шихтовый гарнисаж сжатым воздухом давлением 0,2 МПа и расходом 0,6 м³/мин. После напыления измеряли геометрические размеры НС. Прочность на сжатие (ГОСТ 17245–79 и 26447–85) и плотность исследовали с помощью образцов, вырезанных из НС методом режущего кольца (ГОСТ 5180–84). В каждой зоне НС, ограниченной относительным диаметром δ , равным $0 \pm 0,2$, брали 10 – 15 образцов пробоотборниками (режущим кольцом) диаметром 10 мм. Более подробная методика исследований представлена в работах [8; 9]. Механизм структурообразования зародышей в процессе теплосилового напыления шихты анализировали с помощью:

– макроструктуры поверхности НС, сформированной после напыления;

– микроструктуры поверхности образцов НС на их горизонтальной плоскости, параллельной напыляемой основе, и на их вертикальной плоскости, перпендикулярной напыляемой основе (рис. 2).

Образцы для анализа микроструктуры обжигали в электропечи при температуре 800 °С.

Структурными изменениями на поверхности напыленного слоя шихты являются углубления и шихтовые наплывы. Они появляются в результате динамического воздействия ВШС на поверхность НС, в результате чего формируется волнообразный рельеф поверхности с чередованием углублений и наплывов (рис. 2, а, б, в). Эти структурные изменения имеют различные геомет-

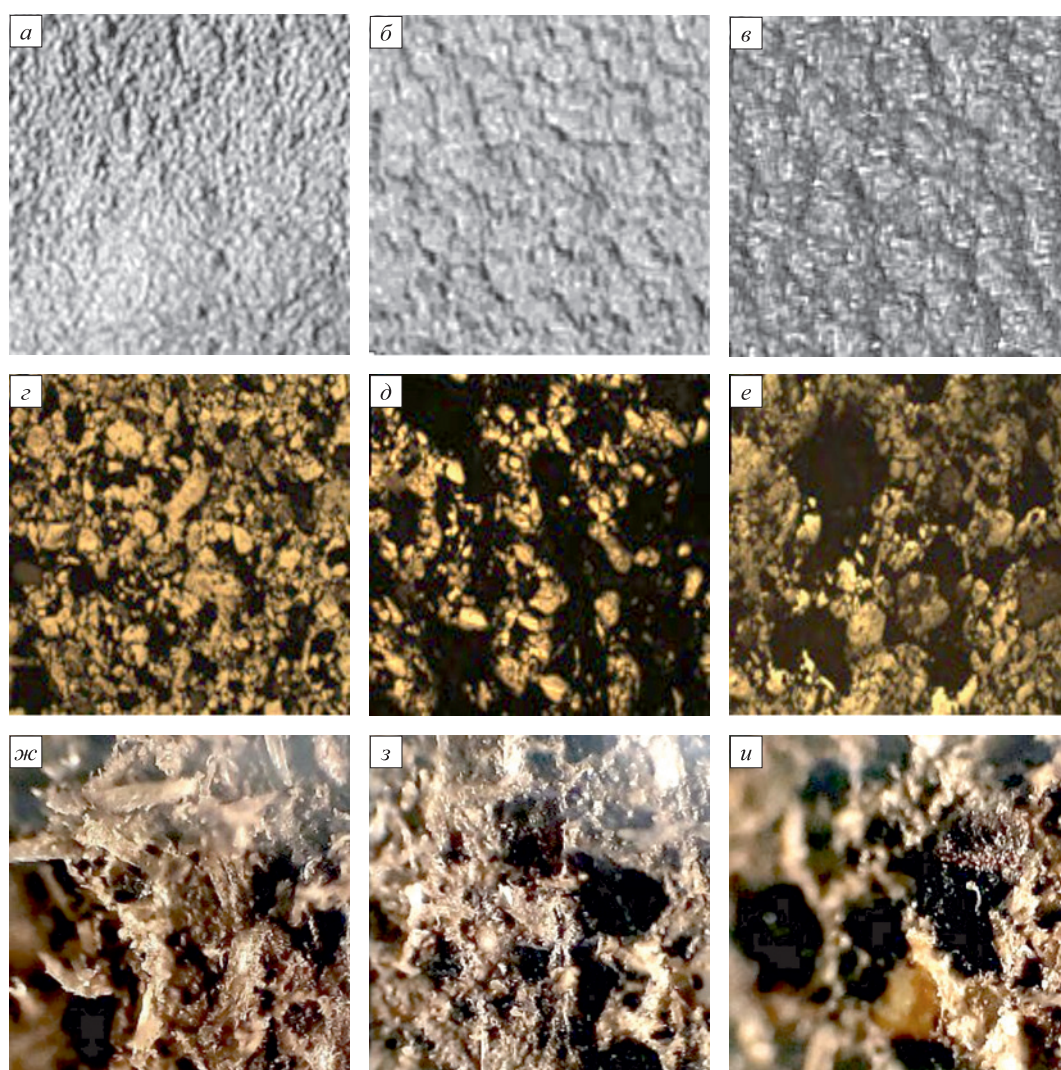


Рис. 2. Макроструктура поверхности НС после напыления и микроструктуры поверхности образцов НС на горизонтальной и вертикальной плоскостях образцов:

а, б, в – поверхность НС, $\times 10$; г, д, е – поверхность шлифа в горизонтальной плоскости, $\times 100$;
ж, з, и – поверхность шлифа в вертикальной плоскости, $\times 100$; а, г, ж – центральная зона НС, $\delta = 0$, $\beta = 90^\circ$;
б, д, з – промежуточная зона, $\delta = 0,5$, $\beta = 90^\circ$; в, е, и – периферийная зона, $\delta = 0,7$, $\beta = 90^\circ$

Fig. 2. Macrostructure and microstructure of SL surface after spraying on horizontal and vertical planes of the samples:
а, б, в – SL surface, $\times 10$; г, д, е – thin section in the horizontal plane, $\times 100$; ж, з, и – thin section in the vertical plane, $\times 100$;
а, г, ж – SL central zone $\delta = 0$; $\beta = 90^\circ$; б, д, з – intermediate zone $\delta = 0.5$; $\beta = 90^\circ$; в, е, и – peripheral zone $\delta = 0.7$; $\beta = 90^\circ$

рические размеры, форму, расположение, извилистость и могут быть одной из внешних характеристик процесса, позволяющей анализировать развитие порообразования в глубине зародыша [8]. Структурные углубления НС представляют собой концентрические слабоизвилистые каналы, располагающиеся по круговой траектории между шихтовыми напылами вокруг оси кругового НС (при угле атаки струи β , равном 90°). Эти каналы, как правило, замкнутые друг на друга. Часть из них имеет прерывистый характер. На фотографиях макроструктуры они отображаются темными линиями шириной 0,1 – 2,5 мм. Ширина шихтовых напылов больше и составляет от 1 до 5 мм. Форма напылов имеет покатую поверхность со стороны атаки ВШС и крутой наклон с противоположной (теневой) стороны. Структурные изменения позволяют установить структурную идентичность между поверхностным рельефом НС и поровой структурой зародышевой массы [8]. Подобные поверхностные образования у напыленных покрытий являются предметом для изучения у отечественных авторов [16; 17] и зарубежных исследователей [18 – 21].

В качестве параметров макроструктуры поверхности НС использовали относительную ширину структурных углублений НС θ_{ho} и относительное количество структурных углублений θ_N , количество/м² (1/м²), на его поверхности. Относительную ширину структурных углублений определяли по выражению

$$\theta_{ho} = \frac{h_o}{h},$$

где h_o – среднее значение ширины структурных углублений, мм; h – среднее значение высоты напыленного слоя на его оси, мм.

Относительное количество структурных углублений вычисляли по выражению

$$\theta_N = \frac{N}{f_{НС}},$$

где N – среднее количество структурных углублений, определяемое по количеству концентрических теневых каналов в НС; $f_{НС}$ – площадь НС диаметром d , м².

Подробная методика измерений структурных изменений представлена в работе [9]. Параметры θ_{ho} и θ_N оценивали в зависимости от давления ВШС ($P_{ВШС}$), влажности $W_{ш}$ и среднего размера частиц $d_{ч}$ напыляемой шихты. Давление ВШС подбирали по номограмме в зависимости от параметров шихты и характеристик струйного аппарата (СА) [8].

ется с ростом давления ВШС до 800 Па, после чего происходит замедленное снижение его величины (рис. 4, а). Одновременно с ростом давления ВШС размеры структурных углублений уменьшаются, но параллельно с этим растет среднее значение высоты напыленного слоя (рис. 3). Аналогичное влияние на параметры структуры НС оказывает уменьшение размеров частиц напыляемой шихты (рис. 4, б). Характер зависимости показывает, что интенсивность снижения h_o существенно выше интенсивности роста h . Большую роль на параметр θ_{ho} оказывает влажность напыляемой шихты и количество подвижной шихтовой пульпы (гидросмеси), образующейся на поверхности НС в результате смешивания шихты и воды, выжимаемой из глубины НС на его поверхность давлением ВШС [8]. Можно считать, что при низкой влажности $W_{ш} = 5,0\%$ и давлении ВШС, начиная с 200 Па и выше, шихтовая пульпа в этом режиме напыления не образуется и не влияет на структурообразование НС. На большей части поверхности НС формируются невысокие напылы и мелкие структурные углубления ($h_o < 0,1 - 0,2$ мм), размеры которых можно измерить и анализировать при достаточно большом увеличении. При $W_{ш} = 7,5\%$ количество подвижной шихтовой пульпы при напылении увеличивается, вязкость шихты на поверхности снижается, в результате чего формируются более крупные шихтовые напылы и структурные углубления, доступные для визуального наблюдения. При увеличении давления ВШС свыше 800 – 1000 Па и влажности шихты $W_{ш} = 10,0\%$ резко возрастает количество подвижной

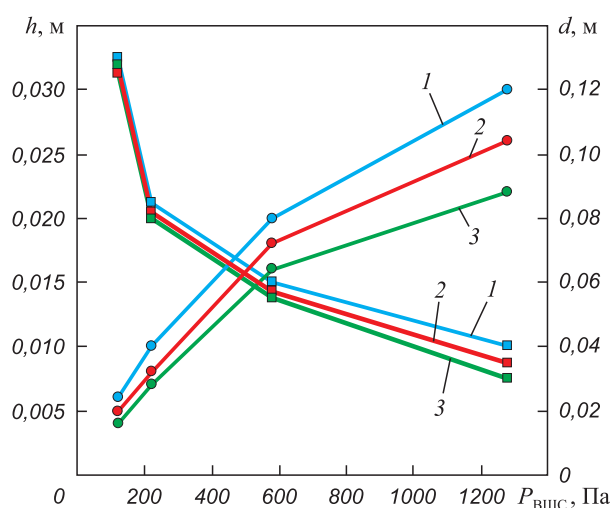


Рис. 3. Зависимость средней высоты (●, ●, ●) и диаметра напыленного слоя шихты (■, ■, ■) от давления ВШС при влажности шихты: 1 – 10,0 %; 2 – 7,5 %; 3 – 5,0 %, средний размер частиц шихты 0,068 мм

Fig. 3. Dependence of the average height (●, ●, ●) and diameter of the sprayed layer of charge (■, ■, ■) on pressure of air-charge jet (ACJ), moisture content of the charge: 1 – 10.0 %; 2 – 7.5 %; 3 – 5.0 % at the average charge particle size of 0.068 mm

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты экспериментов представлены на рис. 3, 4. В общем случае показатель θ_{ho} резко снижа-

шихтовой пульпы более низкой вязкости. Она легко заполняет углубления, формируя достаточно равномерный структурный рельеф на поверхности НС с большим количеством мелких поровых каналов. Появление шихтовой пульпы на поверхности окатышей в производственном процессе является одним из внешних признаков ударного окомкования [1; 4]. Можно добавить, что характер полученной зависимости близок к результатам, описывающим плазменное напыление металлических порошков [16; 17].

Параметр θ_N характеризует относительное количество концентрических структурных углублений на поверхности напыленного слоя шихты в зависимости от $P_{ВШС}$ (рис. 4). С ростом влажности шихты с 5,0 до 10,0 % параметр θ_N возрастает почти в 4 раза при $P_{ВШС} = 1280$ Па. Это объясняется тем, что с ростом $P_{ВШС}$ интенсивность роста количества структурных углублений существенно превышает рост диаметра d напыленного слоя и его площади $f_{НС}$ (рис. 3). При этом подвижная шихтовая пульпа способна перетекать в соседние зоны НС вдоль направления движения воздуха и тем самым менять размеры углублений на поверхности НС.

Если проанализировать показатель θ_F , равный отношению размеров структурных углублений к площади поверхности напыленного слоя ($\theta_F = h_o/F$, м^{-1}), то можно установить, что для влажности 10,0 % показатель θ_F в широком интервале давлений ВШС остается постоянным и равным 0,1. Аналогичный вывод в этом интервале давлений ВШС можно сделать для напыляемых шихт влажностью 7,5 и 5,0 %, для которых показатель θ_F снижается до 0,07 и 0,05 соответственно. Можно предположить, что ВШС при любом давлении пропорционально изменяет размеры структурных углублений и габариты самого НС. Из этого следует, что формообразование НС и структурообразование в НС, полученном из шихты с низкой влажностью, существенно хуже, чем в НС более высокой влажности, поскольку размеры углублений и напылов значительно меньше, чем у НС более высокой влажности. Таким образом, с ростом влажности шихты масса и размеры НС увеличиваются, он растягивается по площади, и одновременно с этим растут размеры напылов и углублений. С уменьшением влажности шихты масса, диаметр и высота НС растут с меньшей интенсивностью, поэтому размеры углублений и напылов уменьшаются. Однако их количество и концентрация на площади F увеличиваются, поскольку структурные углубления сближаются друг с другом. Начиная с давления 800 – 1000 Па и выше, геометрические размеры напылов и углублений уменьшаются при любой влажности.

Предполагаемый механизм формирования пористости зародышей основан на надвиге шихтовых напылов друг на друга и механическом перекрытии структурных углублений напылами, генерируемыми ВШС. Воздушная полость (пора) на поверхности НС в наибольшей

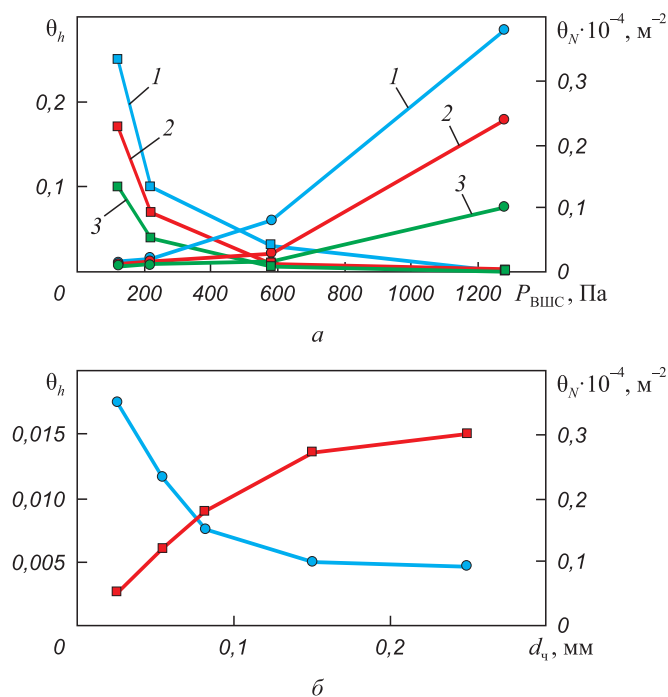


Рис. 4. Зависимость относительной величины структурных углублений (●, ●, ●) и относительного количества структурных углублений напыленного слоя шихты (■, ■, ■) от давления ВШС при влажности шихты: 1 – 10,0 %; 2 – 7,5 %; 3 – 5,0 % (а) и среднего размера частиц при $P_{ВШС} = 580$ Па, $W_{ш} = 10,0$ % (б), средний размер частиц шихты 0,068 мм

Fig. 4. Dependence of the relative size (●, ●, ●) and relative number of structural cavities of the sprayed charge layer (■, ■, ■) on pressure of ACJ at moisture content of the charge: 1 – 10.0 %; 2 – 7.5 %; 3 – 5.0 % (a) and average particle size at $P_{ACJ} = 580$ Pa, $W_c = 10.0$ %, the average charge particle size of 0.068 mm

степени вероятности может образоваться в основании структурного углубления, где наиболее сильное сцепление шихтового напыла с напыляемой основой. Гребень напыла, находящийся под давлением ВШС, напротив, обладает более высокой подвижностью и деформацией в силу особой геометрической формы и потому может перекрыть пустоту в зоне, недоступной для ВШС. Если шихтовые напылы не обладают достаточной подвижностью, необходимой для развития первого механизма порообразования, то возможен механизм формирования пустот путем механического перекрытия структурных углублений напыляемой шихтой. Вероятность такой версии структурообразования подтверждают результаты работ [8; 9], в которых доказана возможность создания упрочняющего шихтового покрытия для залечивания дефектов окатышей и неровностей НС методом газового напыления. В процессе напыления глубинные слои НС также испытывают динамические сдвиговые нагрузки от ВШС, действующие от оси НС к его периферии. Вероятно, по этой причине появляются продолговатые поровые каналы (рис. 2, ж, з, и), ответственные за формирование открытых пор в структуре

зародышей. Причем эти поры расположены с небольшим наклоном в сторону, обратную атаке ВШС.

В центральной зоне НС каналы располагаются с высокой плотностью, их размеры минимальные. Такой характер структурных изменений можно объяснить силовым давлением ВШС, движущейся на поверхности НС с высокой скоростью, и повышенной текучестью подвижной шихтовой пульпы, выжимаемой из глубины НС на его поверхность. Аналогичным образом она участвует в формировании пористости в глубине НС. Поскольку массив НС испытывает сдвиговые силовые нагрузки от динамического давления ВШС, направленного от оси к периферии НС, то возникает характерный наклон пор в сторону, противоположную атаке струи. В промежуточной зоне НС динамическое давление ВШС имеет максимальное значение, поэтому размеры углублений увеличиваются. Их длина существенно уменьшается, извилистость и плотность возрастают. В этой зоне, наряду с открытыми порами, появляется небольшое количество пор закрытого типа неправильной формы. В периферийной зоне НС общая пористость существенно выше, количество пор канального типа резко уменьшается и формируются они только в начале зоны. В конце зоны располагаются поры преимущественно закрытого типа более значительных размеров, у которых продольные и поперечные размеры существенно отличаются. Для повышения структурной равномерности зародышей в периферийной зоне НС предложено выполнить некоторые технологические приемы (повысить влажность шихты, организовать многоструйное напыление, ввести стабилизирующие добавки в ВШС и др.), снижающие размеры структурных углублений и общую пористость напыленной массы [8; 9]. Можно предположить, что пока НС находится в зоне действия ВШС, в его глубине возможно продолжение структурообразования по пути изменения размеров пор, их конфигурации и сфероидизации. На косвенное подтверждение этого механизма структурообразования указывает удлиненная форма пор в горизонтальном сечении НС (рис. 2, з, д, е), близкая к проекции структурных углублений на поверхности НС (рис. 2, а, б, в). Следует добавить, что структурообразование по указанному механизму может быть усложнено силовым воздействием ограждений производственного агрегата и некоторыми другими сопутствующими процессами [22; 23]. Ввиду сложности и многофакторности этих процессов, протекающих в динамическом состоянии и в закрытой системе, все описанные механизмы структурообразования имеют вероятностный характер.

Выводы

Раскрыты возможности теплосилового напыления влажной шихты в интенсификации производства и в процессе формирования структурных свойств железорудных окатышей. Приведены результаты исследова-

ния макро- и микроструктуры зародышей в технологии принудительного зародышеобразования, направленной на регламентированное структурообразование и формирование улучшенных металлургических свойств у железорудных окатышей. Сформулирован вероятный механизм формирования пористости у зародышевой массы в процессе формообразования методом теплосилового напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя. Проанализированы возможности формирования структурных свойств железорудных окатышей изменением параметров зародышевой массы с помощью технологии теплосилового напыления влажной шихты и подбором технологических характеристик напыляемого материала. Проведенные исследования подтверждают участие сдвигового механизма и подвижной шихтовой пульпы в формировании пористости зародышей, опирающихся на динамическое воздействие воздушно-шихтовой струи на влажные шихтовые материалы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд. Москва, Вологда: Инфра-Инженерия; 2022:284.
 2. Павловец В.М. Огнеупорные и теплоизоляционные материалы. Новокузнецк: СибГИУ; 2015:334.
 3. Pivinskii Yu.E., Rozhkov E.V. Ceramic castables – final stage in the evolution of low-cement refractory castables. Part 3. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2003;44(3):134–140. <https://doi.org/10.1023/A:1026391915300>
 4. Абзалов В.М. и др. Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей. Екатеринбург: НПВП «ТОРЕКС»; 2012:340.
 5. Okeke S.I., Onukwuli O.D. Effect of basicity on metallurgical properties of pellets produced from Itakpe iron ore concentrates. *Discovery and Innovation*. 1999;11(3):170–176. <https://doi.org/10.4314/dai.v11i3.15549>
 6. Frantes K. North American iron mines running flat out to meet domestic and worldwide demand. *Skilling's Mining Review*. 2005;94(7):6–21.
 7. Basics in Mineral Processing. Metso: Outotec, 2015:752. Available at URL: https://www.metso.com/globalassets/insights/ebooks/mo-basics-in-mineral-processing-handbook_lowres.pdf
 8. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке. Москва, Вологда: Инфра-Инженерия, 2023:328.
 9. Павловец В.М. Развитие техники и технологии окомкования железорудного сырья в металлургии. Москва, Вологда: Инфра-Инженерия; 2022:336.
 10. Павловец В.М. Формирование структуры железорудных окатышей, полученных с использованием теплосилового напыления влажной шихты. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2016;59(12):857–863. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-857-863>
- Pavlovets V.M. Formation of the structure of iron ore pellets produced using heat-spraying of wet charge. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):19–26.

- rous Metallurgy*. 2016;59(12):857–863. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-857-863>
11. Кудинов В.В., Бобров Г.В. Нанесение покрытий напылением, теория, технология и оборудование. Москва: Металлургия; 1992:412.
 12. Балдаев Л.Х. и др. Газотермическое напыление. Москва: Маркет ДС; 2007:344.
 13. Poveromo J.J. Grade pellet quality and supply. AISTech (Assoc. Iron & Steel Technology). Annual Meeting. Indianapolis; 2015:751–762.
 14. Forsmo S.P.E., Samskog P.O., Bjorkman M.T. A study on plasticity and compression strength in wet iron ore green pellets related to real process variations in raw material fineness. *Powder Technology*. 2008;181(3):321–330.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2007.05.023>
 15. Wang Z.C., Chu M.S., Chen S.Q., Liu Z.G., Tang J., Xue X.X. Effects of B-Mg additive on metallurgical properties of oxidized pellets. *Advanced Materials Research*. 2011;284–286:1232–1236.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.284-286.1232>
 16. Гнездовец А.Г., Калита В.И. Модель формирования макроструктуры покрытий при плазменном напылении. *Физика и химия обработки материалов*. 2007;(1):30–39.
Gnezdovets A.G., Kalita V.I. Model of formation of coatings macrostructure during plasma spraying. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2007;(1):30–39. (In Russ.).
 17. Калита В.И., Комлев Д.И. Механизм формирования аморфной структуры в металлических сплавах при плазменном напылении. *Металлы*. 2003;(6):30–37.
 - Kalita V.I., Komlev D.I. Mechanism of formation of an amorphous structure in metal alloys during plasma spraying. *Metally*. 2003;(6):30–37. (In Russ.).
 18. Goejen J.G., Miller R.A., Brindley W.J., Leissler G.W. A simulation technique for predicting defects of thermal sprayed coatings: NASA Technical Memorandum TM-106939, 1995.
 19. Hansbo A., Nylén P. Models for the simulation of spray deposition and robot motion optimization in thermal spraying of rotating objects. *Surface and Coatings Technology*. 1999;122(3-4):191–201.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00255-8](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00255-8)
 20. Ensz M.T., Griffith M.L., Reckaway D.E. Critical issues for functionally graded material deposition by laser engineered net shaping. Available at URL: <http://edge.cs.drexel.edu/GICL/people/schroeder/referenc es/mpif02me.pdf>
 21. De Los Santos Valladares L., Domínguez A.B., Félix L.L., Kargin J.B., Mukhambetov D.G., Kozlovskiy A.L., Moreno N.O., Santibañez J.F., Cabrera R.C., Barnes C.H.W. Characterization and magnetic properties of hollow α -Fe₂O₃ microspheres obtained by sol gel and spray roasting methods. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*. 2019;4(3):483–491.
<https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2019.07.004>
 22. Kamiyo C., Hara M., Kawaguchi T., etc. Sinter feed granulation improvement technique by pan pelletizer. *Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ*. 2010;23(1):5.
 23. Watanabe K., Yasukawa M., Kamisaka C., etc. Improvement of productivity by installing P-type separate granulation process at Wakayama no. 5 sintering plant. *Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ*. 2010;23(1):6.

Сведения об авторе

Виктор Михайлович Павловец, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: pawlowets.victor@yandex.ru

Information about the Author

Viktor M. Pavlovets, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University
E-mail: pawlowets.victor@yandex.ru

Поступила в редакцию 11.05.2022
После доработки 16.11.2022
Принята к публикации 11.12.2023

Received 11.05.2022
Revised 16.11.2022
Accepted 11.12.2023



УДК 669.052

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-27-36



Оригинальная статья

Original article

СОВМЕСТНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ПЕРОВСКитОВОГО И ИЛЬМЕНитОВОГО КОНЦЕНТРАТОВ. СООБЩЕНИЕ 1. ХИМИКО-МИНЕРАЛОГИЧЕСКАЯ (Вещественная) ХАРАКТЕРИСТИКА ПЕРОВСКитОВОГО И ИЛЬМЕНитОВОГО КОНЦЕНТРАТОВ

С. А. Федоров[✉], Л. Ю. Удоева, А. С. Вусихис,
К. В. Пикулин, Л. А. Черепанова

Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

✉ saf13d@mail.ru

Аннотация. Россия обладает внушительной минерально-сырьевой базой титана, при этом ее вклад в мировое производство титановых концентратов ничтожно мал. Текущая годовая потребность российских предприятий в титановом сырье в 40 раз выше его производства. Для вовлечения в переработку отечественного титанового сырья, для которого характерно низкое качество и сложный полиминеральный состав, необходимы новые технологические решения, позволяющие полноценно извлекать TiO_2 и сопутствующие ценные компоненты из руд месторождений, освоение которых планируется или уже началось (например, перовскит-титаномагнетитовое месторождение Африканда на Кольском полуострове). В настоящем сообщении представлены результаты изучения химического и минерального составов перовскитового и ильменитового концентратов для оценки возможности их совместной переработки путем карботермической восстановительной плавки. В исследованиях использованы методы эмиссионной спектрометрии, рентгеновской дифракции, электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Установлено, что в пробе ильменитового гравитационного концентрата основу составляет измененный ильменит, представленный продуктами лейкоксенизации – псевдорутилом и рутилом, суммарная доля которых в концентрате около 80 мас. %. В незначительных количествах титан встречается в составе других минералов (алюмохромит, хромит, магнетит) в качестве примесей (2 – 3 мас. %). В пробе перовскитового флотоконцентрата титан содержится в перовските и титаните, составляющих основную часть рудных минералов концентрата. Из минералов редких и редкоземельных элементов (РЗЭ) в ильменитовой пробе обнаружены монацит, содержащий до 33 мас. % Се, и циркон. В перовскитовой пробе РЗЭ находятся (концентрация РЗЭ в мас. %) в лопарите-(Се) (22,8), алюиноцерите-(Се) (46,2), анкилите-(Се) (51,3), торите (22,3), а также в основном минерале – перовските (2,8). За исключением перовскита и лопарита-(Се), другие РЗЭ-содержащие минералы встречаются редко, и их доля в сумме не превышает 1 мас. %.

Ключевые слова: титановое сырье, ильменит, псевдорутит, перовскит, концентрат, химический состав, минеральный состав, микроструктура

Благодарности: Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН (№ гос. регистрации темы: 122020100404-2) с использованием оборудования ЦКП «Урал-М».

Для цитирования: Федоров С.А., Удоева Л.Ю., Пикулин К.В., Вусихис А.С., Черепанова Л.А. Совместная переработка перовскитового и ильменитового концентратов. Сообщение 1. Химико-минералогическая (вещественная) характеристика перовскитового и ильменитового концентратов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):27–36. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-27-36>

JOINT PROCESSING OF PEROVSKITE AND ILMENITE CONCENTRATES.

PART 1. CHEMICAL-MINERALOGICAL (MATERIAL) CHARACTERISTICS OF PEROVSKITE AND ILMENITE CONCENTRATES

S. A. Fedorov[✉], L. Yu. Udоеva, A. S. Vusikhis,
K. V. Pikulin, L. A. Cherepanova

Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

✉ saf13d@mail.ru

Abstract. Russia has an impressive titanium mineral resource while the contribution into the global production of titanium concentrates is quite insignificant. The current annual demand of Russian enterprises for titanium raw materials is 40 times higher than its production. To improve and launch the processing of domestic titanium raw materials characterized by low quality and complex polymineral composition, new process solutions are required. These solutions should aim at the full extraction of TiO_2 and related valuable components from the ore deposits whose development is planned or already started (for example, Afrikanda – perovskite-titanomagnetite deposit located on the Kola Peninsula). This report presents the results of studying the chemical and mineral compositions of perovskite and ilmenite concentrates with the purpose to assess the possibility of their joint processing using carbothermic reduction melting. Emission spectrometry, X-ray diffraction, electron microscopy, and X-ray spectral microanalysis were applied in these studies. It was found that the basis of the ilmenite gravity concentrate sample is modified ilmenite represented by leucoxenization products – pseudorutile and rutile, with their total content in the concentrate to be about 80 wt. %. Composition of other minerals (alumochromite, chromite, magnetite) includes titanium in the form of impurities – 2 – 3 wt. %. In the perovskite flotation concentrate sample titanium is contained in perovskite and titanite making up the bulk of the ore minerals of the concentrate. As for rare and rare-earth elements contained in the ilmenite sample – monazite having up to 33 wt. % Ce, and zircon were found. Perovskite sample contains rare-earth elements (REE concentration in wt. %) in loparite-(Ce) (22.8), aluminocerite-(Ce) (46.2), ancylite-(Ce) (51.3), torite (22.3), as well as in the main mineral – perovskite (2.8). With the exception of perovskite and loparite-(Ce), other REE-containing minerals are rare, and their share in total does not exceed 1 wt. %.

Keywords: titanium raw materials, ilmenite, pseudorutile, perovskite, concentrate, chemical composition, mineral composition, microstructure

Acknowledgements: The work was performed according to the State task of the Institute of Metallurgy of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (no. of the state registration: 122020100404-2) using the equipment of the Center for Collective Use “Ural-M”.

For citation: Fedorov S.A., Udоеva L.Yu., Pikulin K.V., Vusikhis A.S., Cherepanova L.A. Joint processing of perovskite and ilmenite concentrates. Part 1. Chemical-mineralogical (material) characteristics of perovskite and ilmenite concentrates. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):27–36. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-27-36>

ВВЕДЕНИЕ

Россия обладает внушительной минерально-сырьевой базой титана [1; 2]. По данным Минприроды за 2019 г. на долю нашей страны приходится 12,5 % мировых запасов, а вклад в мировое производство титановых концентратов ничтожно мал – 0,04 % (около 9 тыс. т). Получают его на Туганском ГОКе «Ильменит» – единственном действующем в РФ производстве титановых концентратов. При этом, по сведениям ФГБУ «ВИМС» [3], текущая годовая потребность российских предприятий в титановом сырье составляет примерно 365 тыс. т. Практически полностью это импортные ильменитовые (около 340 тыс. т) и рутиловые (около 12 тыс. т) концентраты. Вклад отечественного сырья – лопаритового концентрата – составляет 13 тыс. т.

Такое положение дел объективно связано с тем, что в РФ основные запасы титана, которые на январь 2022 г. оцениваются в 587,6 млн т TiO_2 , сосредоточены в полиметаллических рудах, эффективность переработки которых определяет возможность попутного извлечения содержащихся других ценных компонентов. Одно из уникальных российских месторождений комплексных полиметаллических руд расположено на

Кольском полуострове (пос. Африканда). Это перовскит-титаномagnetитовые руды, содержащие кроме титана и железа редкие (тантал, ниобий), редкоземельные (лантан, церий и др.) и радиоактивные (торий) металлы. Общие запасы превышают 626 млн т. Содержание перовскита составляет 21,5 %, титаномagnetита – 2,5 % [4 – 6]. Месторождение Африканда было открыто столетие назад в 1917 г. В 1930-е годы была предпринята попытка получения концентратов для производства титана и тория, а в 1950-е – для нужд черной металлургии. Оба проекта оказались безуспешными, и в 1972 г. запасы титановых руд Африканды сняли с государственного баланса.

К настоящему времени уровень экономического и социального развития Кольского региона позволяет вернуться к вопросу рентабельного освоения месторождения Африканды. В Кольском научном центре РАН разработана эффективная магнитно-флотационная схема обогащения перовскит-титаномagnetитовых руд, включающая магнитную сепарацию исходной руды с выделением титаномagnetитового концентрата и флотацию немагнитной фракции, из которой выделяют перовскитовый концентрат [5; 6]. Титаномagnetитовый концентрат, содержащий до 8 % TiO_2 , интересен

преимущественно как сырье для черной металлургии, пригодное для переработки по классической схеме, включающей доменную плавку [7], а также электротермическим способом с возможностью попутного извлечения ванадия [8 – 10].

Перовскитовые концентраты – это нетрадиционное титановое сырье, которое требует комплексной переработки с получением основного продукта – диоксида титана и соединений сопутствующих компонентов. Для африканских концентратов разработан ряд гидрометаллургических технологий, основанных на разложении минеральными кислотами с переводом всех компонентов в растворы солей или гидратные продукты, из которых в дальнейшем извлекают диоксид титана, редкие и редкоземельные металлы [11; 12]. Предложенные схемы опробованы в опытно-промышленном масштабе, реализуемы и перспективны, но, как и все гидрометаллургические технологии, связаны с весьма продолжительными многостадийными процессами (выщелачивание, осаждение, сгущение, фильтрация и др.), а также накоплением экологически небезопасных стоков, требующих утилизации. Возможность пирометаллургического решения проблемы переработки перовскитового концентрата рассмотрена в работе [13], в которой авторы предлагают путем двухстадийной восстановительной плавки получать карбид титана и металлический кальций. Следует отметить, что в зарубежной практике титанового производства нет примеров использования перовскитового сырья.

Ильменитовые руды, крупное месторождение которых тоже есть на Кольском полуострове (массив Гремяха-Вырмес), в отличие от перовскитовых, обеспечивают около 90 % мирового спроса на титаносодержащее сырье для производства металлического титана, его диоксида и карбида. Для вскрытия довольно упорного ильменитового минерала используют пирометаллургические способы, разложение кислотами при высоких температурах, комбинированные процессы [14 – 16]. В основе большинства пирометаллургических технологий лежит восстановительная плавка с углеродсодержащими [17 – 19] или комбинированными [20] восстановителями, активированная предварительным окислением ильменитового концентрата [21; 22]. Известно [23], что в результате электроплавки ильменитовых концентратов с углем получают шлаки, близкие по содержанию титана к перовскиту, но легче вскрываемые кислотами. Для снижения температуры процесса восстановительной плавки ильменита в руднотермической печи в шихту добавляют оксид кальция, регулируя таким образом соотношение TiO_2 и CaTiO_3 , обеспечивающее температуру плавления шлака 1400 – 1450 °C [24]. Логично предположить, что требуемое соотношение $\text{TiO}_2/\text{CaTiO}_3$ в титановом шлаке можно получить введением в шихту плавки ильменитового концентрата не оксида кальция, а перовскитового концентрата, основой которого является титанат кальция CaTiO_3 . Это не окажет существен-

ного влияния на содержание титана в шлаке, но позволит в рамках одной технологической схемы перерабатывать титановое сырье, отличающееся минеральным составом рудной компоненты концентратов.

В настоящей работе проведены исследования по оценке возможности совместной переработки перовскитового и ильменитового концентратов путем карбо-термической восстановительной плавки с извлечением редких металлов в чугун и формированием богатого титанистого шлака, пригодного для гидрометаллургического извлечения титана и редкоземельных металлов. Поскольку фазовый состав и распределение компонентов в структуре минеральных составляющих титаносодержащих концентратов во многом определяют механизм взаимодействий при их переработке, то в первом сообщении уделено внимание определению химического, вещественного составов и изучению микроструктуры проб перовскитового и ильменитового концентратов, принятых к исследованию.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический анализ усредненных проб концентратов выполнен на оптическом эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Spectroflame Modula S.

Фазовый состав определен методом порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре Shimadzu XRD 7000C. Режим съемки: CuK_α излучение ($\lambda = 0,154051$ нм), напряжение 34 кВ, сила тока 40 мА. Данные регистрировали в диапазоне от 20 до 80 – 90° (2 θ) с шагом 0,02° и экспозицией в точке 2,0 с. Для идентификации фаз использовали базу данных ICDD PDF-4 [25]. Количественную оценку фазового состава проводили методом полнопрофильного анализа по Ритвельду [26], используя программу TOPAS [27].

Исследование микроструктуры и элементный анализ минералов, слагающих концентраты, проведены на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 40, оборудованном энергодисперсионной приставкой HKL Channel 5 EBSD (Premium). Представленные изображения микроструктуры образцов получены с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE (*back scattered electrons*).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Ильменитовая проба близка по содержанию основных элементов к гравитационному концентрату месторождения Гремяха-Вырмес [28]. Перовскитовый материал представляет собой черновой флотоконцентрат руды месторождения Африканда [29]. Результаты химического анализа проб концентратов представлены в табл. 1.

По данным рентгенофазового исследования (рис. 1, табл. 2) основой ильменитового концентрата являются

Таблица 1. Химический состав ильменитового и перовскитового концентратов

Table 1. Chemical composition of the ilmenite and perovskite concentrates

Концентрат	Содержание основных компонентов, мас. %								
	TiO ₂	Fe _{общ}	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Cr ₂ O ₃	CeO ₂	SiO ₂	Nb ₂ O ₅
Ильменитовый	69,11	18,90	2,89	0,18	0,36	0,88	–	1,92	–
Перовскитовый	34,66	7,23	1,34	23,49	2,77	–	0,60	11,23	1,16

псевдорутил Fe₂Ti₃O₉ (48 мас. %) и рутил (29 мас. %), что характерно для концентратов так называемого измененного ильменита, образующегося в результате его лейкоксенизации. Содержание собственно ильменита в концентрате составляет только 7 мас. %. Алюминий и кремний сконцентрированы в ставролите и силлиманите. Основными минеральными составляющими перовскитового концентрата (рис. 2, табл. 3) являются перовскит (56 %), кальцит (13 %) и титанит (11 %).

Железо находится в форме магнетита, ульвошпинели и фаялита, а кремний – в виде фаялита и кварца. В целом минеральный состав исследуемых материалов согласуются с их химическим составом.

Проба ильменитового концентрата представляет собой рыхлый мелкозернистый материал, получен-

ный при гравитационном обогащении исходной руды. Основная доля зерен имеет хорошо окатанную форму, их размер находится в диапазоне от 10 до 300 мкм, основная часть – около 150 – 200 мкм (рис. 3). Концентрат состоит преимущественно из псевдорутила, рутила, ставролита и кварца. Также установлено наличие минералов группы шпинели (пикотит, алюмохромит, хромит, герцинит, алюмомагнетит, ганит, магнетит), монацита, алюмосиликата Mg и Fe, силлиманита и циркона. Такой комплекс рудных компонентов характерен для ильменитовых россыпей [30].

Псевдорутил представлен хорошо окатанными зернами (рис. 3, а), нередко эллипсоидальной и сферической формы по шкале А.В. Хабакова [31]. Часто встречаются включения кварца, реже циркона и магнетита,

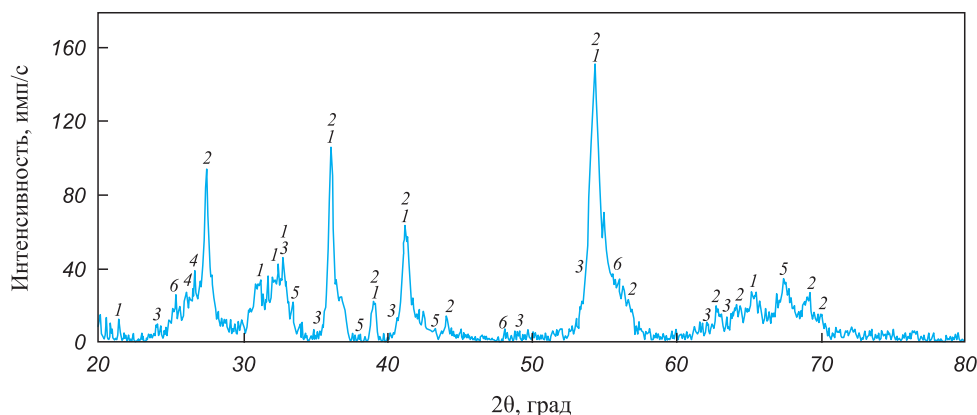


Рис. 1. Дифрактограмма ильменитового концентрата:

1, 3 – Fe₂Ti₃O₉; 2 – TiO₂ (рутил); 4 – FeTiO₃; 5 – Al[AlSiO₅]; 6 – (Fe, Mg)₂Al₂[(Si, Al)O₄]₄O₄[OH]₂; 7 – TiO₂ (анатаз)

Fig.1. XRD pattern of the ilmenite concentrate:

1, 3 – Fe₂Ti₃O₉; 2 – TiO₂ (rutile); 4 – FeTiO₃; 5 – Al[AlSiO₅]; 6 – (Fe, Mg)₂Al₂[(Si, Al)O₄]₄O₄[OH]₂; 7 – TiO₂ (anatase)

Таблица 2. Фазовый состав ильменитового концентрата (нумерация фаз по рис. 1)

Table 2. Phase composition of the ilmenite concentrate (phase numbering according to Fig. 1)

Фаза	Минерал	Формула	Содержание, мас. %
1, 3	Псевдорутил	Fe ₂ Ti ₃ O ₉	48
2	Рутил	TiO ₂	29
4	Ильменит	FeTiO ₃	7
5	Силлиманит	Al [AlSiO ₅]	7
6	Ставролит	(Fe, Mg) ₂ Al ₂ [(Si, Al)O ₄] ₄ O ₄ [OH] ₂	5
7	Анатаз	TiO ₂	4

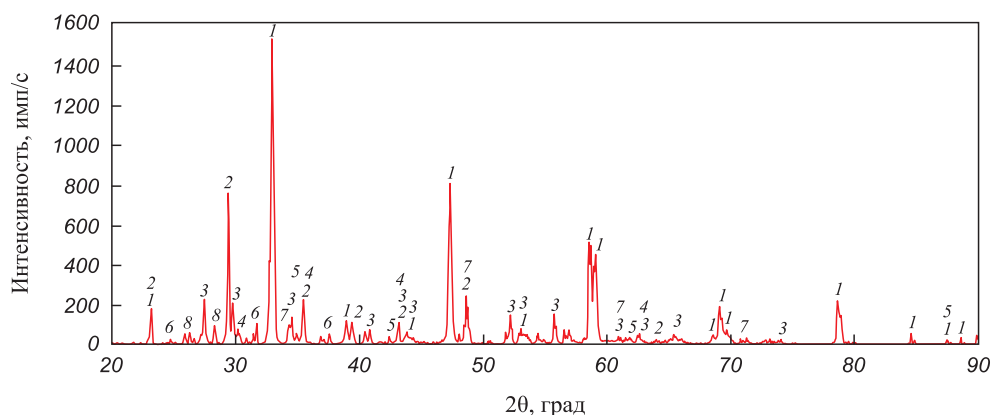


Рис. 2. Дифрактограмма перовскитового концентрата:

1, 7 – CaTiO_3 ; 2 – CaCO_3 ; 3 – $\text{CaTi}[\text{SiO}_4]\text{O}$; 4 – Fe_3O_4 ; 5 – Fe_2TiO_4 ; 6 – $\text{Fe}_2[\text{SiO}_4]$; 8 – SiO_2

Fig. 2. XRD pattern of the perovskite concentrate:

1, 7 – CaTiO_3 ; 2 – CaCO_3 ; 3 – $\text{CaTi}[\text{SiO}_4]\text{O}$; 4 – Fe_3O_4 ; 5 – Fe_2TiO_4 ; 6 – $\text{Fe}_2[\text{SiO}_4]$; 8 – SiO_2

Таблица 3. Фазовый состав перовскитового концентрата (нумерация фаз по рис. 2)

Table 3. Phase composition of the perovskite concentrate (phase numbering according to Fig. 2)

Фаза	Минерал	Формула	Содержание, мас. %
1, 7	Перовскит	CaTiO_3	56
2	Кальцит	CaCO_3	13
3	Титанит	$\text{CaTi}[\text{SiO}_4]\text{O}$	11
4	Магнетит	Fe_3O_4	5
5	Ульвошпинель	Fe_2TiO_4	7
6	Фаялит	$\text{Fe}_2[\text{SiO}_4]$	2
8	Кварц	SiO_2	6

которые заполняют углубления на поверхности зерен псевдорутила и пустоты неправильной или призматической формы. Наблюдаются зерна с большим количеством незаполненных пор – пористой текстурой. Химический состав минерала непостоянный: примеси магния до 1,2 мас. %, марганца до 2,6 мас. %.

Другим основным минералом титана в концентрате является рутил. Он обнаружен в форме вытянутых, призматических и изометричных зерен хорошей и средней окатанности (рис. 3, а). Размер их сопоставим с зернами псевдорутила и составляет 100 – 200 мкм. Минерал содержит примеси железа (максимальное количество 9,6 мас. %, среднее 2,2 мас. %). Ряд зерен со средней окатанностью (форма сечений близка к ромбической), вероятно, принадлежит другой полиморфной модификацией TiO_2 – анатазу. Характерно наличие полиминеральных зерен с ярко выраженными признаками процесса вторичного изменения ильменита – лейкоксенизации, которые состоят из псевдорутила и рутила, нередко содержат включения кварца (рис. 3, б). Для идентификации продуктов лейкоксенизации ильменита

использовали критерий, предложенный в работе [32], а именно отношение $\text{Ti}/(\text{Ti} + \text{Fe})$, которое в исследуемой пробе ильменитового концентрата составило в среднем для зерен псевдорутила 0,68, а для рутила 0,96.

В исследуемой пробе ильменитового концентрата установлено семь минералов из группы шпинели: пикотит $((\text{Fe}, \text{Mg})(\text{Al}, \text{Cr})_2\text{O}_4)$, алюмохромит $(\text{Fe}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4)$, хромит $(\text{FeCr}_2\text{O}_4)$, ганит $(\text{ZnAl}_2\text{O}_4)$, герцинит $(\text{FeAl}_2\text{O}_4)$, алюмомагнетит $(\text{Fe}^{2+}(\text{Fe}^{3+}, \text{Al})_2\text{O}_4)$ и магнетит $(\text{Fe}^{2+}\text{Fe}_2^{3+}\text{O}_4)$. Зерна этих минералов (50 – 200 мкм) плохо окатанные и имеют изометричную форму, встречаются октаэдрические кристаллы и их фрагменты (рис. 3, а). Химический состав минералов меняется в плоскости сечения. Наиболее распространен пикотит в ассоциации с рутилом и псевдорутилом (рис. 3, в), реже встречаются алюмохромит и хромит с примесью титана 0,2 – 3,0 и 2,6 мас. % соответственно. В виде единичных зерен установлены ганит, магнетит с примесью титана (2,6 мас. %) и шпинель с зональным строением, ядро (центр) которого сложено герцинитом, а периферия – алюмомагнетитом.

Среди аксессуарных и других рудных минералов присутствуют монацит (CePO_4) и циркон $(\text{Zr}[\text{SiO}_4])$. Первый представлен зернами вытянутой клиновидной формы, длина которых достигает 150 – 200 мкм, ассоциирован с псевдорутилом (рис. 4, з). Содержание церия составляет 27,5 – 47,3 мас. %, доля примесей, мас. %: до 13,7 лантана, до 12,5 неодима, до 7,1 тория и до 4,3 празеодима. Циркон установлен в виде включений в псевдорутиле, форма зерен близка к тетрагональной призме, а их размеры – от 1 до 10 мкм по длине и до 5 мкм в поперечном сечении.

Обнаруженные в концентрате породообразующие минералы – это алюмосиликат Mg и Fe, силлиманит, ставролит и кварц. Алюмосиликат встречается в виде изометричных и вытянутых зерен, по форме близких к призматической. Размер зерен от 150 до 300 мкм. Силлиманит и ставролит образуют зерна плохой либо

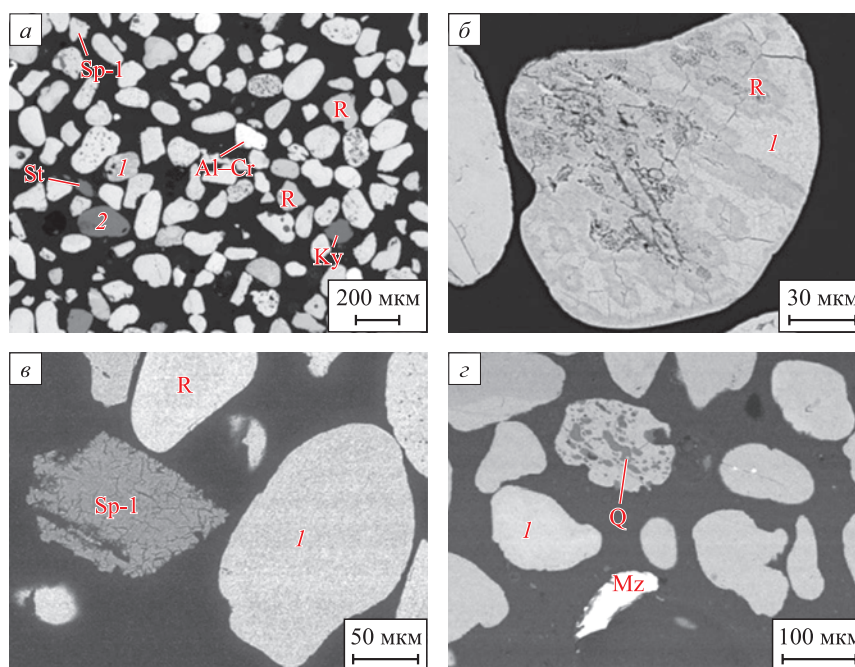


Рис. 3. BSE-изображения ильменитового концентрата:

a – общий вид (*I* – псевдорутит, *R* – рутил, *Al-Cr* – алюмохромит, *St* – ставролит, *Ky* – силлиманит, *Sp-1* – пикотит, *2* – алюмосиликат Mg и Fe); *б* – зерно измененного ильменита, состоящее из псевдорутита и рутила; *в* – октаэдрический кристалл пикотита (*Sp-1*), покрытый трещинами; *г* – зерно монацита (*Mz*), близкое к таблитчатой форме, *Q* – кварц

Fig. 3. BSE-images of the ilmenite concentrate:

a – general view (*I* – pseudorutile, *R* – rutile, *Al-Cr* – aluminochromite, *St* – staurolite, *Ky* – sillimanite, *Sp-1* – picotite, *2* – Mg and Fe aluminosilicate); *б* – grain of modified ilmenite, consisting of pseudorutile and rutile; *в* – octahedral crystal of picotite (*Sp-1*) covered with cracks; *г* – monazite grain (*Mz*), close to tabular shape, *Q* – quartz

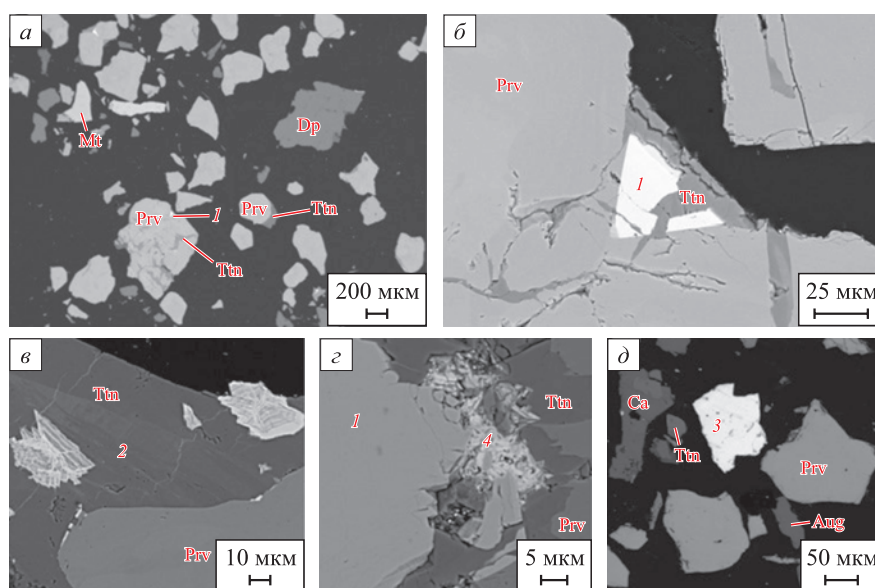


Рис. 4. BSE-изображения перовскитового концентрата:

a – общий вид (*Prv* – перовскит, *Mt* – магнетит с примесью титана, *Dp* – диопсид, *Ttn* – титанит, *I* – лопарит-(Ce)); *б* – лопарит-(Ce) в сростке с перовскитом и титанитом; *в* – зерна алюмоцерита-(Ce) (*2*) в виде включений в титаните, ассоциированном с перовскитом; *г* – призматические кристаллы торита (*4*) в ассоциации с лопаритом-(Ce), титанитом и перовскитом; *д* – зерно анкилита-(Ce) (*3*) в ассоциации с кальцитом (*Ca*), перовскитом и авгитом (*Aug*)

Fig. 4. BSE-images of the perovskite concentrate:

a – general view (*Prv* – perovskite, *Mt* – magnetite with an impurity of titanium, *Dp* – diopside, *Ttn* – titanite, *I* – loparite-(Ce)); *б* – loparite-(Ce) intergrown with perovskite and titanite; *в* – aluminocerite-(Ce) grains (*2*) as inclusions in titanite associated with perovskite; *г* – prismatic thorite crystals (*4*) in association with loparite-(Ce), titanite, and perovskite; *д* – ancylyte-(Ce) grain (*3*) in association with calcite (*Ca*), perovskite, and augite (*Aug*)

средней окатанности призматической формы, размеры которых не превышают 100 – 200 и 200 – 300 мкм соответственно. Кварц (Q) встречается исключительно в виде включений в псевдуртите, размером от менее 1 до 60 мкм (рис. 3, з).

Перовскитовый концентрат – черновой флотоконцентрат месторождения Африканда, представляет собой рыхлый дробленый материал, размер зерен в котором находится в диапазоне от 20 до 300 мкм (рис. 4, а). Преобладает изометричная, неправильная и призматическая форма зерен. Концентрат состоит из двух основных титановых минералов – перовскита и титанита, а также содержит лопарит-(Ce), алюиноцерит-(Ce), анкилит-(Ce), торит, магнетит, диопсид, кальцит, ульвошпинель, фаялит, флогопит, энстатит, эгирин и авгит. Наиболее распространен в концентрате перовскит. Минерал образует изометричные зерна размером от 20 до 1000 мкм (рис. 4, б), встречаются формы, близкие к кубической. Трещины в перовските заполняют преимущественно титанит и минералы редкоземельных элементов. Мощность таких трещин может превышать 100 мкм.

Вторым по распространенности минералом титана в пробе является титанит. Им часто заполнены трещины и полости в перовските (рис. 4), но встречаются и отдельные кристаллы клиновидной формы размером от первых мкм до 200 мкм. Минерал содержит примеси железа (0,7 – 5,0 мас. %) и алюминия (0,3 – 2,5 мас. %). Еще один титансодержащий минерал – лопарит-(Ce) с общей формулой $(\text{Ce}, \text{Na}, \text{Ca})(\text{Ti}, \text{Nb})\text{O}_3$, образует кристаллы, близкие по форме к октаэдру и кубу, размеры которых от 50 до 120 мкм (рис. 4, в). Они встречаются в очень малом количестве в виде вкраплений и сростков с перовскитом и титанитом, реже в сростках с магнетитом. Размер вкраплений – до 100 мкм. Содержание церия в лопарите-(Ce) составляет 15,4 – 20,5 мас. %, примеси неодима – 3,5 – 6,8 мас. %, тория – 1,2 – 1,6 мас. %, в единичных зернах присутствует ниобий (3,1 – 8,2 мас. %).

Кроме лопарита-(Ce), в пробе перовскитового концентрата в виде единичных зерен находятся еще три минерала, содержащих РЗЭ: алюиноцерит-(Ce), анкилит-(Ce), торит, на присутствие которых указывают результаты элементного анализа. Алюиноцерит-(Ce) – $(\text{Ce}, \text{Ca})_9\text{Al}[\text{SiO}_4]_3[\text{SiO}_3(\text{OH})]_4(\text{OH})_3$ образует зерна изометричной формы размером от 5 до 100 мкм (рис. 4, г). При большом увеличении в некоторых из них просматривается слоистая текстура (зерна состоят из ориентированных таблитчатых кристаллов), зональное строение и структура похожа на распад твердого раствора. В центральной части зерна иногда присутствует другой минерал – анкилит-(Ce). Основные примеси в алюиноцерите-(Ce): лантан (6,8 – 14,1 мас. %), неодим (5,8 – 9,8 мас. %) и торий (1,3 – 3,7 мас. %). Содержание церия – от 24,3 до 42,1 мас. %.

Анкилит-(Ce) – $\text{CeSr}(\text{CO}_3)_2(\text{OH})\cdot\text{H}_2\text{O}$ представлен изометричными зернами и частицами неправильной

формы различных размеров: от менее 2 до 150 мкм (рис. 4, д), образует включения в титаните и перовските и отдельные крупные зерна, представляющие собой сростки кристаллов. Количество церия в минерале от 25,3 до 30,1 мас. %, примеси – лантан (14,4 – 18,3 мас. %) и неодим (5,7 – 10,4 мас. %). Торит представлен призматическими зональными кристаллами и их сростками, длина которых достигает 5 мкм, толщина до 2 мкм (рис. 4, з). Минерал заполняет пустоты и трещины в титаните и перовските. В нем содержатся примеси, мас. %: иттрия от 5,2 до 7,8; гадолиния от 2,8 до 3,5; фосфора от 0,8 до 1,2; алюминия от 0,4 до 0,6. Однако часть редкоземельных элементов в химическом составе может быть связана с окружающими данный минерал перовскитом и лопаритом.

И последний из рудных минералов в перовскитовом концентрате – магнетит. Он наблюдается в виде изометричных зерен и обломков кристаллов октаэдрической формы. На поверхности магнетита видны следы растворения. Минерал содержит небольшие примеси титана (0,5 – 0,7 мас. %). В отдельных зернах установлена пластинчатая структура распада твердого раствора титаномагнетита с образованием прожилок ульвошпинели.

Породообразующие минералы в пробе перовскитового концентрата – это кальцит, фаялит с небольшой примесью магния $(\text{Fe}, \text{Mg})_2[\text{SiO}_4]$, флогопит $\text{KMg}_3\text{AlSi}_3\text{O}_{10}(\text{OH})_2$, энстатит $\text{Mg}_2[\text{Si}_2\text{O}_6]$, эгирин $\text{NaFe}[\text{Si}_2\text{O}_6]$ и авгит $(\text{Ca}, \text{Mg}, \text{Fe})_2[(\text{Si}, \text{Al})_2\text{O}_6]$. Если кальцит в образце наблюдается довольно часто, образуя крупные ромбоэдрические кристаллы и их сростки (более 1 мм), то остальные минералы установлены в очень малых количествах (призматические либо таблитчатые зерна в виде включений или сростков с титанитом, перовскитом). Кальцит также может образовывать вокруг зерен магнетита корочку и заполнять трещины в этом минерале.

В целом результаты исследования вещественного состава пробы перовскитового концентрата согласуются с литературными данными [33; 34], за исключением минералов, содержащих РЗЭ (алюиноцерит-(Ce), анкилит-(Ce), торит).

Выводы

По результатам проведенных исследований химического и минералогического состава, оценке распределения ценных компонентов по структурным составляющим ильменитового и перовскитового концентратов можно сделать следующие выводы.

В ильменитовой пробе практически весь титан сосредоточен в псевдуртите и рутиле – продуктах лейкоксенизации ильменита, т. е. его изменения (выветривания), которые занимают значительную долю концентрата. В качестве примеси титан встречается в алюмохромите, хромите, магнетите, в которых его содержание не превышает 2 – 3 мас. %.

Нерудная часть ильменитовой пробы представлена семью минералами из группы шпинели. Почти половина из них – хромшпинелиды. Также обнаружены монацит, содержащий до 33 мас. % Се, и циркон, причем первый встречается в виде отдельных зерен и чаще, чем циркон.

В перовскитовой пробе титан представлен перовскитом и титанитом – основными рудными минералами концентрата. Редкоземельный элемент церий находится в виде собственных минералов (лопарит-(Се), алюминоцерит-(Се), анкилит-(Се), торит) или в качестве примеси в перовските (2,8 мас. % Се). За исключением перовскита и лопарита-(Се), РЗЭ-содержащие минералы встречаются редко, и их суммарная доля в концентрате не превышает 1 мас. %. Содержание церия в лопарите-(Се) в среднем составляет 18,0 мас. %, примеси неодима – 5,2 мас. %, тория – 1,4 мас. %, в единичных зернах присутствует до 8,2 мас. % ниобия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Николаев А.И., Ларичкин Ф.Д., Герасимова Л.Г. и др. Титан и его соединения: ресурсы, производство, рынки, перспективы. Апатиты: КНЦ РАН; 2011:152.
2. Быховский Л.З., Тигунов Л.П. Титановое сырье России. *Российский химический журнал*. 2010;(2(54)):73–86. Bykhovskii L.Z., Tiginov L.P. Titanium raw materials of Russia. *Rossiiskii Khimicheskii Zhurnal*. 2010;(2(54)): 73–86. (In Russ.).
3. Государственный доклад о состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации в 2019 году. Москва: Министерство природных ресурсов и экологии Российской Федерации; 2020:493.
4. Точилю М.В., Федосеев С.В., Ларичкин Ф.Д., Новосельцева В.Д., Горбовских А.В. Перспективы и подходы к формированию стратегии развития титановой промышленности в северо-западном регионе России. *Север и рынок: формирование экономического порядка*. 2019;(3(65)):99–108. Tochilo M.V., Fedoseev S.V., Larichkin F.D., Novosel'tseva V.D., Gorbovskikh A.V. Prospects and approaches to forming the strategy for the development of the titanium industry in the north-west region of Russia. *Sever i Rynok: Formirovanie ekonomicheskogo poriadka*. 2019;(3(65)): 99–108. (In Russ.).
5. Андронов Г.П., Филимонова Н.М., Хохла М.С. Разделение титаносодержащих минералов магнитной сепарацией. *Вестник МГТУ*. 2019;(1(22)):109–119. <https://doi.org/10.21443/1560-9278-2019-22-1-109-119> Andronov G.P., Filimonova N.M., Khokhulya M.S. Separation of titanium-containing minerals by magnetic separation. *Vestnik MGTU*. 2019;(1(22)):109–119. (In Russ.). <https://doi.org/10.21443/1560-9278-2019-22-1-109-119>
6. Хохла М.С., Герасимова Л.Г., Николаев А.И. Новые технологические решения подготовки и переработки перовскита. *Труды Кольского научного центра РАН*. 2018:196–200. Khokhulya M.S., Gerasimova L.G., Nikolaev A.I. New technological solutions for the preparation and processing of perovskite. In: *Trudy Kol'skogo Nauchnogo Tsentra RAN*. 2018:196–200. (In Russ.).
7. Леонтьев Л.И., Ватолин Н.А., Шаврин С.Л., Шумаков Н.С. Пирометаллургическая переработка комплексных руд. Москва: Металлургия; 1997:432.
8. Гришин Н.Н., Ракитина Е.Ю. Новые элементы технологии переработки титаномagnetитов Кольского полуострова. *Труды Ферсмановской научной сессии ГИ КНЦ РАН*. 2017;(14):228–231. Grishin N.N., Rakitina E.Yu. New elements of technology for processing titanomagnetites of the Kola Peninsula. *Trudy Fersmanovskoi Nauchnoi Sessii GI KNTS RAN*. 2017;(14):228–231. (In Russ.).
9. Wang S., Chen M., Guo Y., Jiang T., Zhao B. Reduction and smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets. *JOM*. 2019;71:1144–1149. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2863-7>
10. Wang S., Guo Y., Chen F., Zheng F., Yang L., Tang M. Behavior of tantalum during the smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets in an electric furnace. *JOM*. 2019;71:323–328. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2932-y>
11. Киселев Ю.Г., Щукина Е.С. Растворимость гидратного продукта, полученного при азотнокислотной обработке перовскита, в серной кислоте. *Вестник Кольского научного центра РАН*. 2017;(2):81–86. Kiselev Yu.G., Shchukina E.S. Solubility of the hydrated product obtained by nitric acid treatment of perovskite in sulfuric acid. *Vestnik Kol'skogo Nauchnogo Tsentra RAN*. 2017;(2):81–86. (In Russ.).
12. Николаев А.И., Герасимова Л.Г., Петров В.Б., Майоров В.Г. Перовскитовый концентрат — перспективное нетрадиционное сырье для производства титановой и редкометалльной продукции. *Комплексное использование минерального сырья*. 2015;(2):26–34. Nikolaev A.I., Gerasimova L.G., Petrov V.B., Maiorov V.G. Perovskite concentrate as a promising non-traditional raw material for production of titanium and rare metal products. *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya*. 2015;(2):26–34. (In Russ.).
13. Будин О.Н., Кропачев А.Н., Черепов В.В. Исследование технологии получения карбида титана и металлического кальция из перовскитового концентрата карботермическим способом. *Металлург*. 2020;(4):56–64. Budin O.N., Kropachev A.N., Cherepov V.V. Study of technology for producing titanium carbide and calcium metal from perovskite concentrate by carbothermic method. *Metallurg*. 2020;(4):56–64. (In Russ.).
14. Zhang W., Zhu Z., Chen C.Y. Literature review of titanium metallurgical processes. *Hydrometallurgy*. 2011;108: 177–188. <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2011.04.005>
15. Ogasawara T., Veloso de Araujo R.V. Hydrochloric acid leaching of a pre-reduced Brazilian ilmenite concentrate in an autoclave. *Hydrometallurgy*. 2000;56(2):203–216. [https://doi.org/10.1016/S0304-386X\(00\)00074-8](https://doi.org/10.1016/S0304-386X(00)00074-8)
16. Amer A.M. Alkaline pressure leaching of mechanically activated Rosetta ilmenite concentrate. *Hydrometallurgy*. 2002;67(2): 125–133. [https://doi.org/10.1016/S0304-386X\(02\)00164-0](https://doi.org/10.1016/S0304-386X(02)00164-0)
17. Wang Y.-M., Yuan Z.-F., Guo Z.-C., Tan Q.-Q., Li Z.-Y., Jiang W.-Z. Reduction mechanism of natural ilmenite with graphite. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2008;18(4):962–968. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60166-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60166-1)
18. Gou H.-P., Zhang G.-H., Hu X.-J., Chou K.-Ch. Kinetic study on carbothermic reduction of ilmenite with activated carbon. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*.

- 2017;27(8):1856–1861.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60209-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60209-7)
19. Lv W., Bai C., Lv X., Hu K., Lv X., Xiang J., Song B. Carbothermic reduction of ilmenite concentrate in semi-molten state by adding sodium sulfate. *Powder Technology*. 2018;340:354–361.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.09.043>
 20. Samal S.K., Mishra B., Mishra S.C. Carboaluminothermic production of ferrotitanium from ilmenite through thermal plasma. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2020;(6): 563–575. <https://doi.org/10.1007/s40831-020-00292-5>
 21. Zhang G., Ostrowski O. Effect of pre-oxidation and sintering on properties of ilmenite concentrates. *International Journal of Mineral Processing*. 2002;64(4):201–218.
[https://doi.org/10.1016/S0301-7516\(01\)00055-2](https://doi.org/10.1016/S0301-7516(01)00055-2)
 22. Gou H.P., Zhang G.H., Chou K.C. Influence of pre-oxidation on carbothermic reduction process of ilmenite concentrate. *ISIJ International*. 2015;55(5):928–933.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.928>
 23. Резниченко В.А., Шабалин Л.И. Титаномагнетиты: месторождения, металлургия, химическая технология. Москва: Наука; 1986:297.
 24. Slag Atlas, 2nd ed. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH; 1995:618.
 25. Powder Diffraction File PDF4+ ICDD. Release 2016.
 26. Rietveld H.M. Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinement. *Acta Crystallographica*. 1967;22(1):151–152.
<https://doi.org/10.1107/S0365110X67000234>
 27. DIFFRACPlus: TOPASBruker AXS GmbH. Karlsruhe, Germany; 2008.
 28. Резниченко В.А., Аверин В.В., Олюнина Т.В. Титанаты: научные основы, технология, производство. Москва: Наука; 2010:267.
 29. Герасимова Л.Г., Мельник Н.А., Николаев А.И., Петров В.Б. и др. Солянокислотная технология перовскитового концентрата и ее радиационная оценка. *Экология промышленного производства*. 2015; (1(89)):54–58.
 Gerasimova L.G., Mel'nik N.A., Nikolaev A.I., Petrov V.B., etc. Hydrochloric acid technology of perovskite concentrate and its radiation assessment. *Ekologiya promyshlennogo proizvodstva*. 2015;(1(89)):54–58. (In Russ.).
 30. Levchenko E.N. Specific features of the mineral composition of titanium-zirconium placers in Russia. *Lithology and Mineral Resources*. 2006;41(2):117–136.
<https://doi.org/10.1134/S0024490206020039>
 31. Кузнецов А.Г., Пашкова Н.Г. Морфология крупнообломочного материала пляжей берегов Тарханкутского полуострова (Крым). *Ученые записки Крымского федерального университета имени В.И. Вернадского. Серия «География. Геология»*. 2015;(1(67)):81–90.
 Kuznetsov A.G., Pashkova N.G. Morphology of large-block material of beaches of the shores of the Tarkhankut peninsula (Crimea). *Uchenye zapiski Krymskogo Federal'nogo Universiteta imeni V.I. Vernadskogo. Seriya "Geografiya. Geologiya"*. 2015;(1(67)):81–90. (In Russ.).
 32. Котова О.Б., Ожогина Е.Г., Понарядов А.В. Технологическая минералогия: развитие комплексной оценки титановых руд (на примере Пижемского месторождения). *Записки Горного института*. 2022;256:632–641.
<https://doi.org/10.31897/PMI.2022.78>
 Kotova O.B., Ozhogina E.G., Ponaryadov A.V. Technological mineralogy: development of a comprehensive assessment of titanium ores (exemplified by the Pizhenskoye deposit). *Journal of Mining Institute*. 2022;256:632–641. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31897/PMI.2022.78>
 33. Соколов С.В. Перовскит и титанит – возможные нетрадиционные источники титана (на примере месторождения Африканда). В кн.: *Технологическая минералогия в оценке качества минерального сырья природного и техногенного происхождения. Сборник докладов XIV Российского семинара по технологической минералогии*, Москва, 5–6 апреля 2022 г. Петрозаводск: Издательство КНЦ РАН; 2022:78–81.
 34. Potter N.J., Ferguson M.R., Kamenetsky V.S., Chakhmouradian A.R., Sharygin V.V., Thompson J.M., Goemann K. *Textural evolution of perovskite in the Afrikanda alkaline-ultramafic complex, Kola Peninsula, Russia. Contributions to Mineralogy and Petrology*. 2018;173:100.
<https://doi.org/10.1007/s00410-018-1531-9>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Андреевич Федоров, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии цветных металлов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-4201-5177
E-mail: saf13d@mail.ru

Людмила Юрьевна Удоева, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории редких тугоплавких металлов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
E-mail: lyuud@yandex.ru

Александр Семенович Вусихис, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии цветных металлов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-6395-0834
E-mail: vas58@mail.ru

Кирилл Владимирович Пикулин, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории редких тугоплавких металлов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-5843-0041
E-mail: pikulin.imet@gmail.com

Sergei A. Fedorov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-4201-5177
E-mail: saf13d@mail.ru

Lyudmila Yu. Udоеva, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of Rare Refractory Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: lyuud@yandex.ru

Aleksandr S. Vusikhis, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Non-Ferrous Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
ORCID: 0000-0002-6395-0834
E-mail: vas58@mail.ru

Kirill V. Pikulin, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Rare Refractory Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5843-0041
E-mail: pikulin.imet@gmail.com

Любовь Александровна Черепанова, к.х.н., научный сотрудник лаборатории статики и кинетики процессов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-3983-8922
E-mail: freefly88@mail.ru

Lyubov' A. Cherepanova, Cand. Sci. (Chem.), Research Associate of the Laboratory of Statics and Kinetics of Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-3983-8922
E-mail: freefly88@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Федоров – исследование микроструктуры (СЭМ, РСМА), обработка данных, подготовка текста.

Л. Ю. Удоева – постановка задачи исследования, анализ литературных данных, подготовка текста, формирование выводов.

А. С. Вусихис – постановка задачи исследования, литературный обзор, подготовка текста, формирование выводов.

К. В. Пикулин – литературный обзор, обработка результатов, подготовка текста.

Л. А. Черепанова – исследование фазового состава (РФА).

S. A. Fedorov – microstructure study (SEM, EBMA), data processing, text preparation.

L. Yu. Udoeva – formulation of the research task, analysis of literary data, text preparation, formation of conclusions.

A. S. Vusikhis – formulation of the research task, literary review, text preparation, formation of conclusions.

K. V. Pikulin – literary review, results processing, text preparation.

L. A. Cherepanova – phase composition study (X-ray diffraction).

Поступила в редакцию 04.09.2023

После доработки 30.10.2023

Принята к публикации 11.11.2023

Received 04.09.2023

Revised 30.10.2023

Accepted 11.11.2023



УДК 669.017:669.71

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-37-46



Оригинальная статья

Original article

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА Al–Mg (5052), ОБРАБОТАННОГО МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ (РКУП) С ВАРИАЦИЯМИ МЕТОДОВ РКУП И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В. Пуспасари¹, И. Н. Г. П. Астава¹, С. Хербирово², Э. Мабрури¹

¹ Исследовательский центр металлургии, Национальное агентство исследований и инноваций Индонезии (420 Серпонт, Южный Тангеранг, Индонезия)

² Исследовательский центр перспективных материалов (441 Серпонт, Южный Тангеранг, Индонезия)

✉ vind001@brin.go.id

Аннотация. Равноканальное угловое прессование (РКУП) стало эффективным методом интенсивной пластической деформации для производства сверхмелкозернистых металлов с улучшенными механическими свойствами, такими как хорошее сочетание прочности и пластичности. Сведения о влиянии маршрутов РКУП на механическую прочность и микроструктуру алюминиевого сплава 5052 отсутствуют. В данной работе для обработки сплава Al–Mg (5052) использовалось несколько маршрутов деформации, а именно A, Ba, Bc, и C. Маршрут деформации A включал в себя многократное проталкивание образца в матрицу РКУП без вращения, маршрут Ba предполагал поворот образца на 90° в разных направлениях между проходами, маршрут Bc – поворот образца на 90° в одном направлении между проходами, а маршрут C – поворот образца на 180° между проходами. Добавление количества проходов уменьшает размер зерна образцов, обработанных РКУП, по сравнению с образцом после отжига. Исследование микроструктуры показало, что образцы после восьми проходов имеют более мелкий размер зерен, чем после отжига. Маршрут Bc зарекомендовал себя как наиболее эффективный для получения равноосной ультрамелкозернистой структуры по сравнению с другими маршрутами деформации. Это явление происходит из-за непрерывной деформации во всех кубических плоскостях и восстановления после четвертого прохода будет формировать быструю эволюцию субзерен к большеугловым границам зерен, образуя равноосные зерна. Добавление числа проходов РКУП увеличивает твердость алюминиевого сплава 5052. Образцы, обработанные по маршруту Bc, показывают самую высокую твердость – 168,4 НВ. Более того, подобное явление обнаруживается, когда предел прочности при растяжении всех путей деформации РКУП имеет сопоставимые значения. Влияние термической обработки образцов с маршрутом Bc также показывает, что отожженный при 200 °С образец имеет самый высокий показатель твердости и предел прочности на растяжение по сравнению с другими образцами.

Ключевые слова: РКУП, сплав Al–Mg (5052), маршрут деформации, микроструктура, число твердости, предел прочности, термообработка

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Министерства исследований и технологий Индонезии на оборудовании Исследовательского центра металлургии Национального агентства исследований и инноваций Индонезии.

Для цитирования: Пуспасари В., Астава И.Н.Г.П., Хербирово С., Мабрури Э. Механические свойства и микроструктура сплава Al–Mg (5052), обработанного методом равноканального углового прессования (РКУП) с вариациями методов РКУП и термической обработки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):37–46. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-37-46>

MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF Al–Mg (5052) ALLOY PROCESSED BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING (ECAP) WITH VARIATION OF ECAP ROUTES AND HEAT TREATMENT

V. Puspasari¹, I. N. G. P. Astawa¹, S. Herbirowo², E. Mabruri¹

¹ Research Center for Metallurgy (KST BJ. Habibie Bld. 420, PUSPIPTEK, South Tangerang, Indonesia)

² Research Center for Advanced Materials (KST BJ. Habibie Bld. 441, PUSPIPTEK, South Tangerang, Indonesia)

 vind001@brin.go.id

Abstract. Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) has become an effective technique of severe plastic deformation designed to produce ultrafine grain metals with improved mechanical properties, such as a good combination of strength and ductility. A report on the effect of ECAP routes on the mechanical and microstructure of commercial 5052 aluminum alloy needs also to be included. This work has been undertaken, in order to obtain the results. In this work, several deformation routes were used to process the Al–Mg (5052) alloy, namely *A*, *Ba*, *Bc* and *C*. Deformation route *A* involved repeatedly pushing the sample into the ECAP die without rotation, route *Ba* was performed by rotating the sample through 90° in alternate directions between each pass, route *Bc* by rotating the sample 90° in the same sense between each pass and route *C* by rotating the sample 180° between passes. The addition of the pass number decreases the grain size of ECAP-processed samples when compared to the as-annealed sample. It also confirmed that the microstructure of the 8-pass samples shows a finer grain size than the as-annealed sample. Furthermore, the *Bc* route (samples rotated in the same sense by 90° between each pass) has been proven to be the most effective deformation route, in order to obtain equiaxed ultrafine grain structure when compared to other deformation routes. This phenomenon takes place due to the continuous deformation in all cubic planes. The restoration after the 4-pass number will lead to the rapid evolution of sub-grains to high-angle grain boundaries, forming equiaxed grains. The characterization of the hardness number also shows that the addition of the ECAP pass number increases the hardness number of 5052 aluminum alloy, where samples processed with the *Bc* route indicate the highest hardness number at 168.4 HB. Moreover, a similar phenomenon also suggests that the tensile strength of all ECAP deformation routes has comparable values. The effect of heat treatment for samples with the *Bc* route also shows that 200 °C annealed samples have the highest hardness number and tensile strength when compared to other samples.

Keywords: ECAP, Al–Mg (5052) alloy, deformation routes, microstructure, hardness number, tensile strength, heat treatment

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Research and Technology of Indonesia through Master Research Scholarship. The authors express their gratitude to the Research Center for Metallurgy the National Research and Innovation Agency of Indonesia for permitting them to utilize the facilities for this research.

For citation: Puspasari V., Astawa I.N.G.P., Herbirowo S., Mabruri E. Mechanical properties and microstructure of Al–Mg (5052) alloy processed by equal-channel angular pressing (ECAP) with variation of ECAP routes and heat treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):37–46. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-37-46>

ВВЕДЕНИЕ

В течение последних двух десятилетий равноканальное угловое прессование (РКУП) активно изучалось как эффективный метод интенсивной пластической деформации для получения ультрамелкозернистых или даже нанозернистых металлов и сплавов, обладающих существенно лучшими механическими свойствами, оптимально сочетающими прочность и пластичность [1]. Метод интенсивной пластической деформации с использованием РКУП для получения крупных объемных образцов без остаточных напряжений предполагает продавливание образцов через матрицу внутри канала под определенным углом без изменения площади поперечного сечения [2]. Образцы подвергаются сдвиговой деформации в процессе проталкивания через матрицу РКУП [3]. Кроме того, еще одной положительной стороной процесса РКУП является возможность повторного цикла без изменения площади поперечного сечения образцов [4]. В данной работе для обработки сплава Al–Mg (5052) использовалось несколько мар-

шрутов деформации, а именно *A*, *Ba*, *Bc*, и *C*, а также применялись различные методы обработки: повторное прессование образца без вращения, поворот образца на 90° в различных направлениях между последовательными проходами, поворот в том же направлении на 90° между проходами и, соответственно, поворот на 180° между проходами [5]. Маршруты РКУП схематически представлены на рис. 1.

Высокая прочность алюминия и его сплавов обеспечивает их широкое использование в различных областях, таких как автомобильная и аэрокосмическая промышленность, судостроение, судоходство и др. [6]. Кроме того, алюминиевые сплавы серии 5xxx традиционно применяются в промышленности благодаря их высокой прочности, превосходным формовочным свойствам, хорошей свариваемости и исключительной коррозионной стойкости [7]. Поэтому, с точки зрения использования алюминиевых сплавов, очень важно выбрать тот метод обработки, который позволит улучшить механические свойства, что повысит удельную прочность материалов [8]. Использование процесса РКУП привело к значительной оптимизации механи-

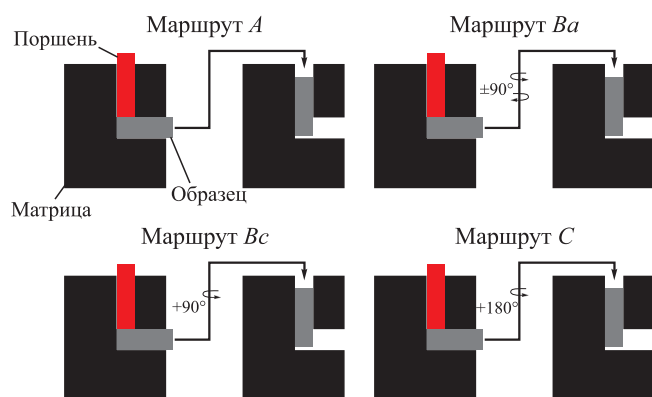


Рис. 1. Схематическая иллюстрация изменения маршрутов РКУП в процессе РКУП сплава Al–Mg (5052)

Fig. 1. Schematic illustration of ECAP routes variation in Al–Mg (5052) alloy ECAP process

ческих свойств сплавов. Авторы в работе [9] приходят к выводу, что процесс РКУП значительно увеличивает микротвердость и износостойкость алюминиевого сплава 7075 за счет дробления осадка и измельчения зерен. В работе [10] отмечается, что РКУП с последующим процессом старения также улучшает механические характеристики алюминиевого сплава 6061, такие как прочность на растяжение, твердость и коррозионную стойкость. Однако влияние различных маршрутов РКУП и методов термообработки на механические свойства и микроструктуру сплава Al–Mg (5052) к настоящему моменту изучено недостаточно, хотя многие авторы описывали поведение других сплавов после обработки методом РКУП.

Многие исследователи занимались изучением обработки алюминия и других сплавов с применением процесса РКУП при изменении углов пересечения каналов от 90° до 160° [11]. Большой угол пересечения каналов в матрице РКУП влияет на количество деформаций, которым подвергается образец в процессе РКУП [12]. Разные маршруты деформации приводят к образованию различных микроструктур, что влечет за собой изменение механических свойств, таких как твердость и прочность на растяжение [13]. Авторы работы [14] доказали, что изменение маршрутов деформации и количества проходов РКУП существенно влияет на измельчение зерен, что в значительной степени сказывается на частой смене плоскости и направления сдвига в ходе процесса. Кроме того, в работе [15] отмечено улучшение качества микроструктуры и текстуры алюминиевого сплава 7075 при использовании двух маршрутов Bc и A и варианта обработки в четыре прохода при комнатной температуре.

Исследования показали, что образцы, при обработке которых использовался маршрут Bc, обладают большей износостойкостью. Однако не было представлено исчерпывающих доказательств, что эта технология является оптимальной для большинства областей при-

менения с точки зрения механических свойств [16]. В работе [17] отмечено, что маршрут Bc является предпочтительным в плане объема равноосной ультрамелкозернистой структуры. Кроме того, авторы работы [13] определили, что образцы, обработанные с использованием маршрута A, имеют более высокую плотность дислокаций, в то время как образцы, прошедшие маршрут C, характеризуются большим количеством большеугловых границ зерен. Однако, по данным других исследователей, маршруты A и C позволяют достичь характеристик, оптимальных для некоторых областей применения [18]. Поэтому изучение влияния маршрутов РКУП на микроструктуру и механические свойства сплава Al–Mg (5052) представляет особую важность для получения наилучших результатов, которые обеспечат эффективное применение продукции в автомобильной, оборонной и аэрокосмической промышленности.

Несмотря на улучшение механических свойств образцов, полученных методом РКУП, после процедуры РКУП, как и при традиционной холодной обработке, наблюдалось снижение относительного удлинения сплавов. С увеличением относительного удлинения сплавов, подвергнутых РКУП, требуется внешняя энергия для уменьшения плотности дислокаций. В ходе исследования прочности и структуры сплава AlMg₃ [19] установлена возможность получения ультрамелкозернистого материала, в котором пластичность сочетается с хорошими механическими свойствами. Добиться такого результата удалось путем оптимизации деформации и термообработки. Между тем, было отмечено оптимальное сочетание свойств алюминиевого сплава 6061, полученного путем применения метода искусственного старения после РКУП [20]. Данная работа посвящена изучению влияния температуры термообработки на механические свойства сплавов, подвергнутых РКУП, с целью достижения наилучшего сочетания прочности и относительного удлинения. Кроме того, была проведена предварительная оценка маршрутов деформации в процессе РКУП для выбора наиболее эффективного маршрута, позволяющего добиться наилучшего сочетания механических свойств. В данной работе использовался сплав Al–Mg (5052), поскольку этот тип алюминия не поддается термической обработке и его упрочнение возможно исключительно путем деформации. Таким образом, удалось избежать сложного механизма термообработки после РКУП, связанного со старением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДОЛОГИЯ

В качестве материала для РКУП в ходе экспериментов использовалась заготовка из алюминиевых сплавов, имеющихся в свободной продаже, с химическим составом, соответствовавшим сплавам Al–Mg или 5052. Образцы цилиндрической формы длиной 70 мм и диаметром 12,7 мм для РКУП были изготовлены путем

механической обработки исходной заготовки. Перед экструзией образцы подвергались отжигу в среде аргона при температуре 550 °С в течение 12 ч для снятия внутренних напряжений и удаления текстуры полученных сплавов. Процесс РКУП проводился при комнатной температуре в восемь проходов с маршрутами деформации *A*, *Ba*, *Bc* и *C*.

Маршрут деформации *A* включал в себя многократное проталкивание образца в матрицу РКУП без вращения, маршрут *Ba* предполагал поворот образца на 90° в разных направлениях между проходами, маршрут *Bc* – поворот образца на 90° в одном направлении между проходами, а маршрут *C* – поворот образца на 180° между проходами (рис. 1). Оборудование для РКУП и образцы после РКУП деформации представлены на рис. 2. Матрицы РКУП, которые использовались в данной работе, имели внутренние угловые каналы диаметром 14 мм, угол канала 120° и угол раствора 7°. Образцы, прошедшие маршрут *Bc* РКУП в четыре прохода, подвергались термообработке при температуре 100, 200 и 300 °С в течение 30 мин, после чего проводилась оценка достигнутого эффекта.

Все образцы были обработаны вдоль направления экструзии для подготовки к оценке микроструктуры, измерению твердости и испытаниям на растяжение. Длина образцов для испытания на растяжение составляла 12 мм в соответствии с требованиями стандарта

JIS Z 220. Испытание на растяжение проводилось при комнатной температуре на универсальной испытательной машине с образцами длиной 12 мм в соответствии с JIS Z 220. Кроме того, было проведено испытание на твердость по Бринеллю в пяти различных точках и вычислено среднее значение. Также была исследована кристаллическая структура образцов с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu для определения кристаллической фазы в образцах. После этого образец размером 1×1 см был отшлифован абразивной сеткой на основе карбида кремния с ячейками 400 – 1500, затем отполирован и протравлен реактивом Поултона в течение 5 – 10 с. Протравленные образцы были промыты водой и спиртом, высушены и подготовлены к исследованию с помощью оптического микроскопа Olympus U-MSSPG. С целью изучения осадка в образцах было проведено исследование микроструктуры с помощью микроскопа JEOL JSM 6390 A.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Процесс РКУП приводит к пластической деформации сплавов, вызывая сдвиговые деформации и соответствующим образом изменяя микроструктуру сплавов. Микроструктура, формирующаяся в сплавах, подвергнутых РКУП, зависит от геометрии матрицы, количества деформаций, маршрутов деформации и исходного состояния сплавов [21]. В данной работе количество проходов и маршруты деформации оценивались с учетом микроструктуры и механических свойств сплавов Al–Mg (5052). Оптическая микроструктура данных сплавов в исходном состоянии после отжига при 550 °С в течение 12 ч и после РКУП в два, четыре и восемь проходов с различными маршрутами деформации показана на рис. 3. Исходные сплавы (0 проходов) имеют микроструктуру стандартного отожженного алюминиевого сплава с крупными зернами, а внутри нескольких зерен формируются двойники отжига [22].

Микроструктура сплавов изменилась после применения процесса РКУП. В целом, образцы после РКУП характеризуются более мелким размером зерен, чем исходный образец. После прохождения маршрутов *A* и *C* образцы имеют микроструктуру с удлиненными зернами, которые увеличиваются с ростом числа проходов. Маршрут *Ba* позволяет создать микроструктуру с волнистыми зернами, которые с увеличением количества проходов становятся ярче выражены. Микроструктура образца после прохождения маршрута *Bc*, особенно в два и четыре прохода, включала дробленные зерна, при этом отсутствовали удлиненные или волнистые зерна. Между тем, волнистая структура появляется после восьми проходов из-за сильной деформации. Зернограницное течение, наблюдаемое в образцах, подвергнутых РКУП, определяется особенностями сдвига, характерными для определенных маршрутов деформации образцов [5].

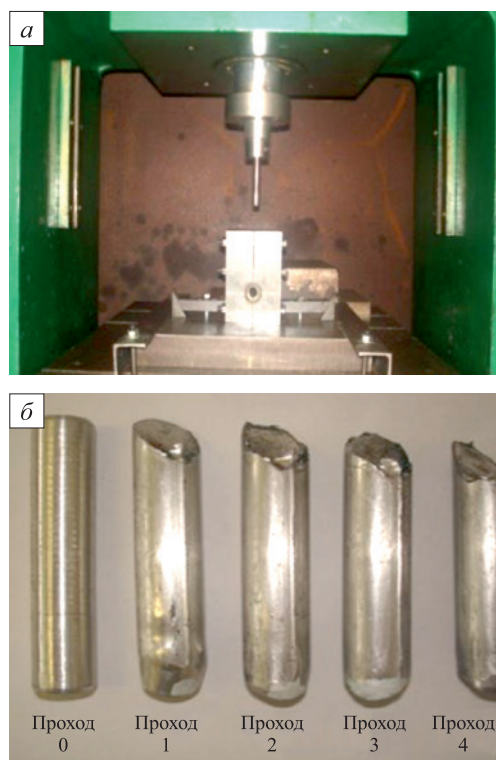


Рис. 2. Оборудование для РКУП, используемое в эксперименте (а), и образцы после прохождения процесса РКУП (б)

Fig. 2. ECAE equipment used in experiment (a) and samples after ECAE (b)

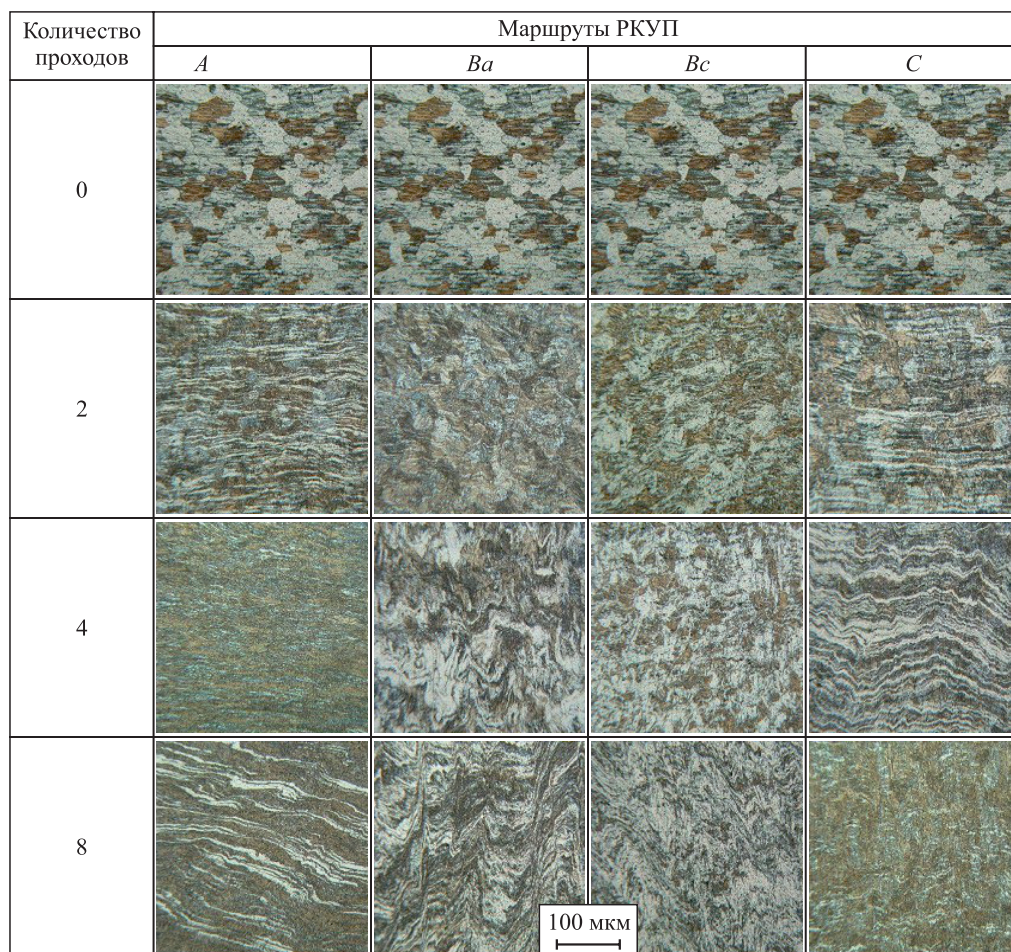


Рис. 3. Микроструктура сплава Al–Mg (5052) с изменением маршрутов РКУП и количества проходов

Fig. 3. Microstructure of Al–Mg (5052) alloy with a variation of routes and number of passes of ECAP

На маршруте *A*, где образцы не вращались, в двух кубических плоскостях постоянно отмечался сдвиг, при этом восстановления деформированной структуры не происходило. Зерна удлинялись путем сдвига в отсутствии восстановления при любом количестве проходов [23]. На маршруте *C*, где образцы неоднократно поворачивались на 180°, структура образцов восстанавливалась после второго прохода. При использовании маршрута *Bc*, где образцы неоднократно поворачивались на 90° и непрерывно подвергались деформации во всех кубических плоскостях, восстановление отмечалось после четвертого прохода, обеспечивая быструю эволюцию субзерен к большеугловым границам зерен, образуя равноосные зерна. Таким образом, маршрут *Bc* был признан наиболее эффективным для получения равноосной и мелкозернистой структуры [24]. Как показано на рис. 3, количество проходов РКУП также влияет на размер зерна сплава Al–Mg (5052). Увеличение числа проходов РКУП способствует измельчению зерна в данном сплаве.

На рис. 4 показаны результаты исследования сплава Al–Mg (5052) с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) при прохождении маршрута *Bc*

РКУП с разным количеством проходов. Для СЭМ-характеристики была выбрана ориентация *Bc*, так как она позволяет получить наилучшие результаты по сравнению с другими маршрутами, где образцы имеют равноосную форму зерна. Размер зерна в сплаве Al–Mg (5052) также уменьшается с увеличением числа проходов РКУП. Кроме того, измельчение зерен способствует увеличению твердости за счет дополнительных проходов РКУП. Микроструктура образца неоднородна и включает две различные формы зерен – удлиненные и равноосные деформированные зерна.

Эти формы определяются направлением сдвига во время процесса РКУП. При коротком сдвиге образуются равноосные зерна, ориентированные в направлении сдвига. Границы между удлиненными зернами ассимилируются, образуя область, почти не подверженную деформации [22]. Встречаются агломерированные зерна, в которых внутри удлиненных зерен формируются субзерна. После первого прохода среднее расстояние между частицами увеличивается с каждым дополнительным проходом РКУП [12].

Твердость по Бринеллю исходных образцов Al–Mg (5052), а также образцов, подвергнутых РКУП

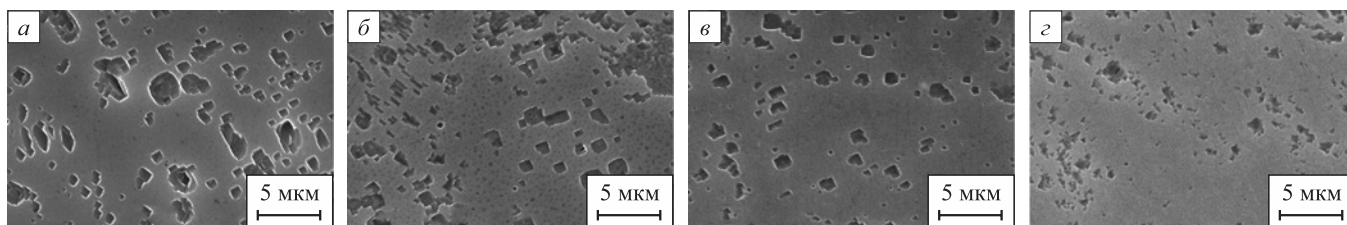


Рис. 4. СЭМ-характеристика сплава Al–Mg (5052) с маршрутом *Bc* РКУП и изменением количества проходов: *a* – 0; *б* – 2; *в* – 4; *г* – 8

Fig. 4. SEM Characterization of Al–Mg (5052) alloy with a *Bc* ECAP route and variation of number of ECAP passes: *a* – 0; *б* – 2; *в* – 4; *г* – 8

с использованием различных маршрутов деформации с разным числом проходов, представлена на рис. 5. После одного прохода РКУП твердость сплавов значительно увеличивается по сравнению с исходными образцами на всех маршрутах деформации. Твердость сплавов также возрастает с уменьшением градиента по мере увеличения количества проходов [25]. После первых двух проходов плотность дислокаций значительно повышается вследствие сильных деформаций, вызванных РКУП. При увеличении числа проходов постепенно достигается насыщение плотности дислокаций, что снижает подвижность дислокаций и способствует лишь незначительному увеличению твердости. Такой феномен представляет собой распространенное явление и согласуется с результатами других исследований, описанных в литературе [26]. Что касается маршрутов деформации, на рис. 5 видно, что на маршрутах *A*, *Ba*, *Bc* и *C*, применяемых в экспериментах РКУП, твердость образцов, подвергнутых РКУП, варьируется незначительно при любом количестве проходов [27]. Аналогичная ситуация отмечается и с прочностью сплавов на растяжение – при использовании различных маршру-

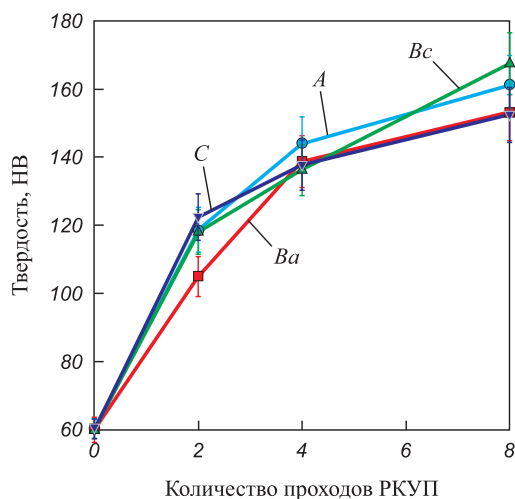


Рис. 5. Твердость сплава Al–Mg (5052) при изменении маршрутов и количества проходов РКУП

Fig. 5. Hardness properties of Al–Mg (5052) alloy with a variation of routes and number of passes of ECAP

тов деформации РКУП была выявлена сопоставимая прочность, как показано на рис. 6.

На различных маршрутах РКУП прочность на растяжение образцов превышает 400 МПа, что превосходит результаты предыдущих исследований, где значение было ниже прочности на растяжение данного образца [21] (рис. 6). Одно кристаллографическое направление деформации на маршруте *A* приводит к накоплению дислокаций в том же направлении и способствует их аннигиляции, что уменьшает плотность дислокаций. В конечном итоге, увеличивается значение относительного удлинения [28]. Также было проведено исследование температуры отжига для оценки ее влияния на микроструктуру сплава Al–Mg (5052). На рис. 7 показано, как изменение температуры отжига от 100 до 300 °C отражается на микроструктуре сплава Al–Mg (5052). Необработанный образец имеет удлиненные зерна, а образец после отжига при 200 °C находится в восстановленном состоянии – перегруппировка дислокаций внутри отожженных образцов приводит к формированию мелких равноосных зерен [29]. Более того, повышение температуры отжига с 200 до 300 °C вызвало усиление процесса рекристаллизации, при котором размер зерна уменьшается и образуются свободные от дислокации зерна, при этом деформационная субструктура разрушается [30].

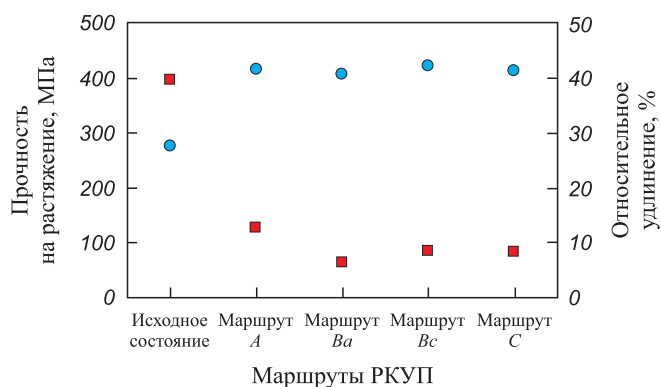


Рис. 6. Кривая маршрута РКУП с указанием прочности на растяжение (●) и относительного удлинения (■)

Fig. 6. ECAP route curve with tensile (●) and elongation (■)

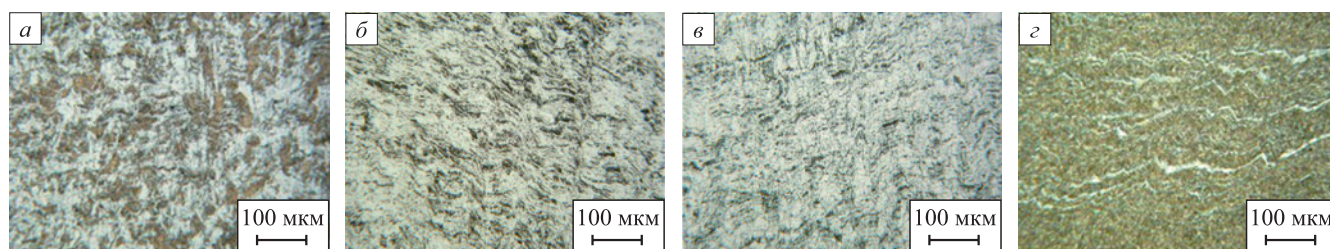


Рис. 7. Микроструктура сплава Al–Mg (5052) при изменении температуры отжига: а – без обработки; б – отжиг при 100 °С; в – отжиг при 200 °С; г – отжиг при 300 °С

Fig. 7. Microstructure of Al–Mg (5052) alloy with variation of annealing temperature: а – without treatment; б – annealing at 100 °C; в – annealing at 200 °C; г – annealing at 300 °C

На рис. 8, 9 показано влияние термической обработки после РКУП на твердость, прочность на растяжение и относительное удлинение сплавов Al–Mg (5052). Твердость и прочность на растяжение сплавов, подвергнутых РКУП, изменились незначительно после термообработки при температуре 200 °С. Твердость и прочность на растяжение значительно снизились после термообработки при температуре 300 °С. Это означает, что термическая обработка сплавов, подвергнутых РКУП, вызвала выделение энергии для деформации, и насыщение плотности дислокаций постепенно уменьшалось, пока температура термической обработки не достигла 200 °С [31]. После того, как дислокация достигает ненасыщенного состояния, дальнейшее высвобождение энергии деформаций, по-видимому, ускоряет процесс уменьшения плотности дислокаций – это происходит при температуре термообработки 300 °С. Такие выводы согласуются с результатами исследования в работе [22], в ходе которого при расчете плотности дислокаций при отжиге алюминиевого сплава 7075, подвергнутого РКУП, было обнаружено, что если отжиг осуществлялся при температуре 140 °С, плотность дислокаций не изменялась. Однако, если температура отжига достигала 300 °С, происходило значительное снижение плотности дислокаций с $(0,94 \pm 0,08) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ до примерно $(0,05 \pm 0,04) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

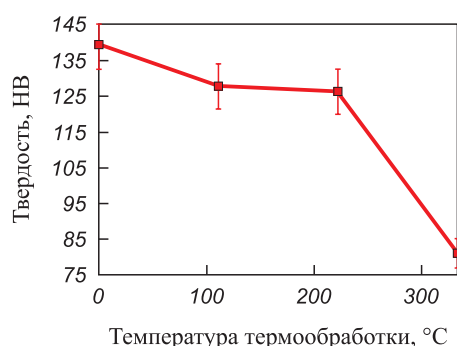


Рис. 8. Влияние температуры термообработки после РКУП на твердость образцов сплава Al–Mg (5052)

Fig. 8. Effect of heat treatment temperature after ECAP on hardness of Al–Mg (5052) alloy samples

Зависимость относительного удлинения сплавов от термообработки после процесса РКУП имеет принципиально иной характер (рис. 9). Относительное удлинение линейно увеличивалось во всем диапазоне температур, при которых проводилась термообработка в рамках данного исследования. Сопоставимо с уменьшением прочности на растяжение в зависимости от температуры термообработки, относительное удлинение значительно возрастало при температуре выше 200 °С [31]. Термообработка должна проводиться при температуре, которая не приводит к резкому снижению прочности на растяжение при достаточном относительном удлинении [32]. Наилучшее сочетание механических свойств сплавов Al–Mg (5052), подвергнутых РКУП, достигается после термообработки при температуре 200 °С в течение 30 мин, т. е. прочность на растяжение составляет 318 МПа, а относительное удлинение – 19,16 %.

На рис. 10 представлена дифрактограмма сплава Al–Mg (5052) в исходном состоянии, после РКУП-деформации и после термической обработки образцов, подвергнутых РКУП. В целом, на дифрактограмме всех образцов показаны пики плоскостей решетки (111), (200), (220), (311) и (222). Пик отсутствует только на (222) в исходном образце. Видно, что в образце, под-

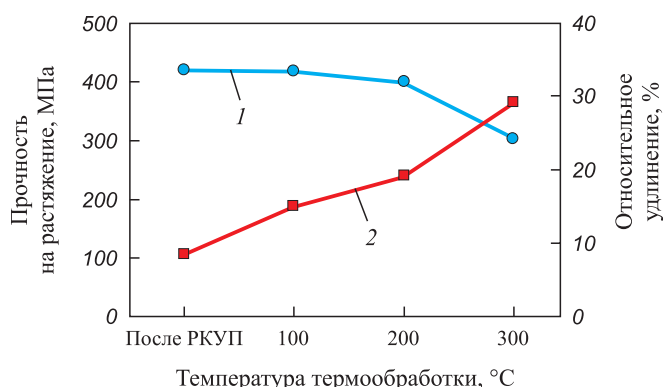


Рис. 9. Влияние температуры термообработки после РКУП на предел прочности при растяжении (1) и относительное удлинение (2) образцов сплава Al–Mg (5052)

Fig. 9. Effect of heat treatment temperature after ECAP on tensile strength (1) and elongation (2) of Al–Mg (5052) alloy samples

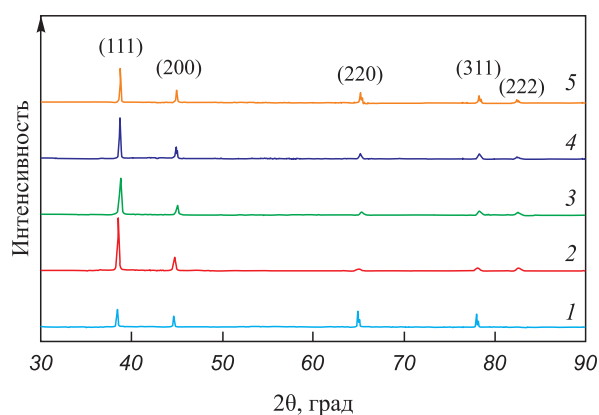


Рис. 10. Рентгеновские пики сплава Al–Mg (5052) в исходном состоянии (1), после РКУП (2) и термообработки после РКУП при 100 (3), 200 (4) и 300 °C (5)

Fig. 10. XRD peaks of Al–Mg (5052) alloy in conditions of initial (1), ECAPed (2), and heat treated after ECAP at 100 (3), 200 (4) and 300 °C (5)

вергнутом РКУП, интенсивность плоскости (111) значительно увеличивается по сравнению с исходным образцом. Это объясняется тем, что алюминиевые сплавы имеют высокую энергию дефекта укладки ($\gamma_{\text{эду}}$), а в гранецентрированной кубической кристаллической решетке дислокационное скольжение по плоскости (111) является основным механизмом деформации [33]. Следовательно, эта плотноупакованная плоскость (111) является основной плоскостью скольжения дислокаций во время РКУП-деформации алюминиевых сплавов. Еще одно явление, отображенное на рис. 10, это уширение пиков всех кристаллических плоскостей образцов после РКУП-деформации. Уширение пика связано с увеличением дефектов решетки, в частности плотности дислокаций, возникающих при РКУП-деформации [24; 25]. Уширение пика образца после термообработки снижается в связи с уменьшением плотности дислокаций вследствие термообработки.

Уменьшение размера зерна образцов после РКУП можно качественно оценить по уширению пиков, измерив ширину дифракционных пиков образцов после РКУП и сравнив полученные значения с исходными образцами. Поскольку ширина пика обратно пропорциональна размеру кристаллита (может рассматриваться как размер зерна) в соответствии с уравнением Шеррера [34], большая ширина пика соответствует меньшему размеру кристаллита. На рис. 11 представлена ширина пика (выраженная как полная ширина на половине высоты) сплавов Al–Mg (5052) в исходном состоянии, после РКУП, а также после РКУП и термообработки при 100, 200 и 300 °C. Видно, что полная ширина на половине высоты образцов после РКУП увеличивается примерно в 2 раза для всех кристаллических плоскостей по сравнению с исходными образцами. Это свидетельствует об измельчении зерен в образцах, подвергнутых РКУП. После термообработки полная

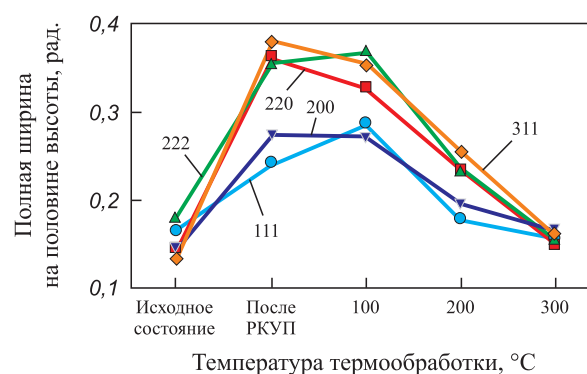


Рис. 11. Полная ширина на половине высоты сплава Al–Mg (5052) в исходном состоянии, после РКУП и термообработки после РКУП при 100, 200 и 300 °C

Fig. 11. FWHM of Al–Mg (5052) alloy in conditions of initial, ECAPed, heat treated after ECAP at 100, 200 and 300 °C

ширина на половине высоты образцов снова уменьшается и достигает практически исходных значений после термообработки при температуре 300 °C, при которой значительно снижается плотность дислокаций.

Выводы

В работе исследовано влияние маршрутов РКУП и температуры термообработки после РКУП на микроструктуру и механические свойства сплавов Al–Mg (5052). В целом, микроструктура образцов, подвергнутых РКУП, характеризовалась меньшим размером зерен, чем у исходного образца, а маршрут деформации *Vc* был признан наиболее эффективным для получения равноосной ультрамелкозернистой структуры. Показано, что механические свойства сплавов имеют сопоставимые значения при использовании любых маршрутов деформации РКУП. Термическая обработка образцов после РКУП привела к ухудшению их механических свойств, при этом они достигли практически исходных значений после термообработки при 300 °C. Наилучшее сочетание механических свойств сплавов Al–Mg (5052), подвергнутых РКУП, было получено после термообработки при температуре 200 °C, при этом прочность на растяжение составила 318 МПа, а относительное удлинение – 19,16 %. Кроме того, на дифрактограмме образцов после РКУП наблюдалось уширение пиков, что указывает на измельчение зерен. Уширение пика уменьшалось после термообработки и достигло почти исходных значений при температуре термообработки 300 °C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Tsuji N., Gholizadeh R., Ueji R., Kamikawa N., Zhao L., Tian Y., Bai Y., Shibata A. Formation mechanism of ultrafine grained microstructures: Various possibilities for fabricating bulk nanostructured metals and alloys. *Materials Transactions*. 2019;60(8):1518–1532. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201936>

2. Agarwal K.M., Tyagi R.K., Choubey V., Saxena K.K. Mechanical behaviour of Aluminium Alloy AA6063 processed through ECAP with optimum die design parameters. *Advances in Materials and Processing Technologies*. 2022;8(2): 1901–1915. <https://doi.org/10.1080/2374068X.2021.1878705>
3. Kumar S.R., Gudimetla K., Venkatachalam P., Ravisankar B., Jayasankar K. Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by Equal Channel Angular Pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;533:50–54. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.031>
4. Van Thuong N., Zuhailawati H., Seman A.A., Huy T.D., Dhindaw B.K. Microstructural evolution and wear characteristics of equal channel angular pressing processed semi-solid-cast hypoeutectic aluminum alloys. *Materials & Design*. 2015;67:448–456. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.11.054>
5. Sankuru A.B., Sunkara H., Sethuraman S., Gudimetla K., Ravisankar B., Kumaresh Babu S.P. Effect of processing route on microstructure, mechanical and dry sliding wear behavior of commercially pure magnesium processed by ECAP with back pressure. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2021;74(11):2659–2669. <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02340-4>
6. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Materials & Design*. 2014;56: 862–871. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002>
7. Dubyna A., Mogucheva A., Kaibyshev R. Hall-petch relationship in an Al–Mg–Sc alloy subjected to ECAP. *Advanced Materials Research*. 2014;922:120–125. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.922.120>
8. Valiev R.Z., Enikeev N.A., Murashkin M.Y., Kazykhanov V.U., Sauvage X. On the origin of the extremely high strength of ultrafine-grained Al alloys produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*. 2010;63(9):949–952. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.014>
9. Avcu E. The influences of ECAP on the dry sliding wear behaviour of AA7075 aluminium alloy. *Tribology International*. 2017;110:173–184. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.02.023>
10. Nejadseyfi O., Shokuhfar A., Dabiri A., Azimi A. Combining equal-channel angular pressing and heat treatment to obtain enhanced corrosion resistance in 6061 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;648:912–918. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.05.177>
11. Zou D., He L., Xiao D., Zhao Y., Qiu Z., Lu C., Liu F. Microstructure and mechanical properties of fine grained uranium prepared by ECAP and subsequent intermediate heat treatment. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2020;30(10):2749–2756. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65417-6](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65417-6)
12. Alateyah A.I., Ahmed M.M.Z., Alawad M.O., Elkatatny S., Zedan Y., Nassef A., El-Garaihy W.H. Effect of ECAP die angle on the strain homogeneity, microstructural evolution, crystallographic texture and mechanical properties of pure magnesium: numerical simulation and experimental approach. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;17: 1491–1511. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.088>
13. Howeyze M., Eivani A.R., Arabi H., Jafarian H.R. Effects of deformation routes on the evolution of microstructure, texture and tensile properties of AA5052 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;732:120–128. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.081>
14. Ghosh A., Ghosh M. 3D FEM simulation of Al–Zn–Mg–Cu alloy during multi-pass ECAP with varying processing routes. *Materials Today Communications*. 2020;26:102112. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102112>
15. Shaeri M.H., Salehi M.T., Seyyedein S.H., Abutalebi M.R., Park J.K. Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment. *Materials & Design*. 2014; 57:250–257. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.008>
16. Yee S.V., Hussain Z., Seman A.A., Syukron M., Almanar I.P. The influence of ECAP pass through Bc route on mechanical properties of aluminum alloy 6061. *Advanced Materials Research*. 2014;1024:219–222. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1024.219>
17. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2000;45:103–189.
18. Rifai M., Miyamoto H., Fujiwara H. The effect of ECAP deformation route on microstructure, mechanical and electrochemical properties of low CN Fe–20%Cr alloy. *Materials Sciences and Applications*. 2014;5(8):568–578. <https://doi.org/10.4236/msa.2014.58059>
19. Tański T., Snopiński P., Borek W. Strength and structure of AlMg₃ alloy after ECAP and post-ECAP processing. *Materials and Manufacturing Processes*. 2017;32(12):1368–1374. <https://doi.org/10.1080/10426914.2016.1257131>
20. Rominiyi A.L., Oluwasegun K.M., Olawale J.O., Shongwe M.B., Adetunji A.R. Effect of post-ECAP aging on the microstructure, hardness and impact behaviour of 6061 Al alloy. *Materials Today Proceedings*. 2021;38-2:1031–1034. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.670>
21. Kim W.J., Wang J.Y. Microstructure of the post-ECAP aging processed 6061 Al alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;464(1–2):23–27. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.03.074>
22. Venkatachalam P., Ramesh Kumar S., Ravisankar B., Thomas Paul V., Vijayalakshmi M. Effect of processing routes on microstructure and mechanical properties of 2014 Al alloy processed by equal channel angular pressing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2010;20(10):1822–1828. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60380-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60380-0)
23. Segal V. Review: Modes and processes of severe plastic deformation (SPD). *Materials*. 2018;11(7):1175. <https://doi.org/10.3390/ma11071175>
24. Cabibbo M. A TEM Kikuchi pattern study of ECAP AA1200 via routes A, C, B_c. *Materials Characterization*. 2010;61(6): 613–625. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.03.007>
25. Shivashankara B.S., Gopi K.R., Pradeep S., Raghavendra Rao R. Investigation of mechanical properties of ECAP processed AL7068 aluminium alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2021;1189(1):012027. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/1189/1/012027>
26. Venkatachalam P., Roy S., Ravisankar B., Paul V.T., Vijayalakshmi M., Suwas S. Effect of processing routes on evolution of texture heterogeneity in 2014 aluminium alloy deformed by equal channel angular pressing (ECAP). *Materials Science and Technology*. 2012;28(12):1445–1458. <https://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000045>
27. El-Shenawy M., Ahmed M.M.Z., Nassef A., El-Hadek M., Alzahrani B., Zedan Y., El-Garaihy H. Effect of ecap on the plastic strain homogeneity, microstructural evolution, crystallographic texture and mechanical properties of AA2xxx

- aluminum alloy. *Metals*. 2021;11(6):1–23.
<https://doi.org/10.3390/met11060938>
28. Megahed N.E., Rashad M. Improvement of mechanical properties and electrical conductivity of 7075 Al alloy using ECAP process. *Journal of Engineering Research*. 2023;7(2):161–168.
<https://doi.org/10.21608/ERJENG.2023.208328.1176>
 29. Zhao Y.H., Liao X.Z., Jin Z., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Materialia*. 2004;52(15):4589–4599.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.017>
 30. Khelfa T., Lachhab R., Azzeddine H., Chen Z., Muñoz J.A., Cabrera-Marrero J.M., Brisset F., Helbert A.-L., Baudin T., Khitouni M. Effect of ECAP and subsequent annealing on microstructure, texture, and microhardness of an AA6060 aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31(4):2606–2623.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-06404-w>
 31. Mao J., Kang S.B., Park J.O. Grain refinement, thermal stability and tensile properties of 2024 aluminum alloy after equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;159(3):314–320.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.05.020>
 32. Sjölander E., Seifeddine S. The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010;210(10):1249–1259.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.03.020>
 33. Liu H., Gao B., Yang Y., Xu M., Li X., Li C., Pan H., Yang J., Zhou H., Zhu X., Zhu Y. Strain hardening behavior and microstructure evolution of gradient-structured Cu–Al alloys with low stack fault energy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;19:220–229.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.027>
 34. Akbari B., Tavandashti M.P., Zandrahimi M. Particle size characterization of nanoparticles – a practical approach. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*. 2011;8(2):48–56.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Винда Пуспасари, магистр технических наук, научный сотрудник, Исследовательский центр металлургии
ORCID: 0000-0002-4757-0348
E-mail: vind001@brin.go.id

И. Нуоман Гедде Путраяса Астава, магистр технических наук, научный сотрудник, Исследовательский центр металлургии
E-mail: inyo009@brin.go.id

Сатрио Хербирово, магистр технических наук, научный сотрудник, Исследовательский центр перспективных материалов
E-mail: satr009@brin.go.id

Эфенди Мабрури, д.т.н., профессор, научный сотрудник, Исследовательский центр металлургии
E-mail: efen002@brin.go.id

Vinda Puspasari, M. Sci. (Eng.), Researcher, Research Center for Metallurgy
ORCID: 0000-0002-4757-0348
E-mail: vind001@brin.go.id

I. Nyoman Gede Putrayasa Astawa, M. Sci. (Eng.), Researcher, Research Center for Metallurgy
E-mail: inyo009@brin.go.id

Satrio Herbirowo, M. Sci. (Eng.), Researcher, Research Center for Advanced Materials
E-mail: satr009@brin.go.id

Efendi Mabruuri, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Researcher, Research Center for Metallurgy
E-mail: efen002@brin.go.id

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. Пуспасари – написание текста статьи, литературный обзор, обобщение экспериментальных данных, интерпретация результатов, формулировка выводов.

И. Н. Г. П. Астава – подготовка материала исследования, литературный обзор, проведение рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований, проведение исследований механических свойств и коррозионной стойкости.

С. Хербирово – написание и редакция рукописи, интерпретация результатов, формулировка выводов.

Э. Мабрури – формирование концепции исследования, литературный обзор, обобщение экспериментальных данных, интерпретация результатов, формулировка выводов.

V. Puspasari – writing the text, literary review, consolidation of experimental data, interpretation of results, formulation of conclusions.

I. N. G. P. Astawa – preparation of research material, literary review, performing X-ray diffraction and electron microscopic studies, performing studies on mechanical properties and corrosion resistance.

S. Herbirowo – development and review of the manuscript, interpretation of results, formulation of conclusions.

E. Mabruuri – formation of research concept, literary review, consolidation of experimental data, interpretation of results, formulation of conclusions.

Поступила в редакцию 31.07.2023
После доработки 15.11.2023
Принята к публикации 11.12.2023

Received 31.07.2023
Revised 15.11.2023
Accepted 11.12.2023



УДК 536.425:539.25:539.351

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-47-52



Обзорная статья

Review article

УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА КАНТОРА ЛЕГИРОВАНИЕМ НИОБИЕМ И ЦИРКОНИЕМ

В. Е. Громов¹, С. В. Коновалов¹, М. О. Ефимов¹,
И. А. Панченко¹, С. Чень²

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, провинция Чжэньцзян, г. Чаньшань)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Созданный в 2004 году высокоэнтروпийный (ВЭС) пятикомпонентный сплав Кантора CoCrFeNiMn по-прежнему находится в фокусе внимания исследователей в области физического материаловедения благодаря хорошему сочетанию прочностных и пластических свойств, которые открывают перспективы его использования в различных наукоемких отраслях промышленности. Выполнен краткий обзор публикаций последних лет отечественных и зарубежных исследователей по улучшению механических свойств сплава Кантора путем легирования ниобием и цирконием, хорошо зарекомендовавшими себя при легировании традиционных сплавов. Легирование цирконием приводит к более низкой температуре плавления из-за образования эвтектики со всеми элементами сплава Кантора. Легирование атомами ниобия в диапазоне 0 – 16 ат. % обеспечивает образование объемной доли фаз Лавеса и σ -фазы до 42 %, что, в свою очередь, ответственно за пятикратное увеличение предела текучести от 202 до 1010 МПа. Проанализированы работы по совместному легированию сплава Кантора системами Zr + Ti + Y₂O₃, Nb + C, Nb + V. При комплексном легировании значительно улучшаются механические свойства. В работе раскрыты и обсуждены физические механизмы упрочнения. Микролегирование 0,2 % Nb сплава с 1,3 % C обеспечивает превосходное сочетание предела текучести (~1096 МПа) и относительного удлинения (~12 %) после отжига при 700 °C.

Ключевые слова: легирование, ниобий, цирконий, сплав Кантора, упрочнение

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

Для цитирования: Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Чень С. Улучшение механических свойств сплава Кантора легированием ниобием и цирконием. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):47–52.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-47-52>

IMPROVEMENT OF THE CANTOR ALLOY'S MECHANICAL PROPERTIES BY ALLOYING WITH NIOBIUM AND ZIRCONIUM

V. E. Gromov¹, S. V. Konovalov¹, M. O. Efimov¹,
I. A. Panchenko¹, X. Chen²

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Wenzhou University (Changshan, Zhejiang Province 325035, China)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Created in 2004, the high-entropy (HEA) five-component Cantor alloy CoCrFeNiMn is still in the focus of attention of researchers in the field of physical materials science due to a good combination of strength and plastic properties, which open up prospects for its use in various high-tech industries. We performed a brief review of recent publications by domestic and foreign researchers on improving the mechanical properties of the Cantor alloy by alloying with niobium and zirconium, which proved themselves well in alloying traditional alloys. Zirconium alloying leads to a lower melting point due to the formation of eutectic with all elements of the Cantor alloy. Alloying with niobium atoms in the range of 0 – 16 at. % ensures the formation of a volume fraction of the Laves phases and σ -phase up to 42 %, which, in turn, is responsible for a fivefold increase in the yield strength from 202 to 1010 MPa. The work on the joint alloying of the Cantor alloy with Zr + Ti + Y₂O₃, Nb + C, Nb + V systems was analyzed. With complex alloying, the mechanical properties are significantly improved. The paper reveals and discusses the physical mechanisms of hardening. Microalloying of 0.2 % Nb alloy with 1.3 % C provides an excellent combination of yield strength (~1096 MPa) and elongation (~12 %) after annealing at 700 °C.

Keywords: alloying, niobium, zirconium, Cantor alloy, hardening

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

For citation: Gromov V.E., Kononov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Chen X. Improvement of the Cantor alloy's mechanical properties by alloying with niobium and zirconium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):47–52. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-47-52>

ВВЕДЕНИЕ

Новый класс металлических материалов – высокоэнтальпийные сплавы (ВЭС), содержащие 5 – 6 элементов в концентрации 5 – 35 % – был разработан в конце XX столетия и с того времени активно исследуется [1; 2]. Эти материалы привлекли внимание исследователей благодаря своим замечательным свойствам, таким как высокие прочность, пластичность, коррозионная стойкость, крио- и жаропрочность, обрабатываемость и т.д. Области применения ВЭС простираются от изготовления режущих инструментов, штампов до деталей ядерной энергетики и аэрокосмической отрасли промышленности [3 – 8]. По данным Scopus за последнюю четверть века по ВЭС опубликовано свыше 30 000 статей. Среди этого огромного банка данных особое место занимает сплав Кантора CoCrFeNiMn, свойства которого, начиная с 2004 г., хорошо изучены при обычных, высоких и низких температурах [1; 2]. Установлено, что относительное удлинение до разрушения при комнатной температуре сплава Кантора может достигать ~71 %, тогда как значения предела текучести и прочности невелики: 215 и 491 МПа соответственно [1; 2]. Практическое применение этого сплава ограничено таким несоответствием между прочностью и пластичностью и должно быть устранено, например, легированием без охрупчивания.

Проблема улучшения механических свойств этого ВЭС находится в центре внимания исследователей в области физического материаловедения. В обзорных работах [9; 10] проанализированы два направления решения этой проблемы. Первый путь – формирование нанокристаллического состояния структуры и поверхностное упрочнение внешними энергетическими воздействиями [11; 12]. Не менее привлекательным выглядит и второй путь: компьютерное моделирование создания высоких функциональных свойств (на основе комплекса программ CALPHAD, разработанного для расчета диаграмм состояния [13 – 15]). Необходим анализ и традиционного пути: легирование хорошо изученными элементами, применяемыми для сталей и сплавов.

Улучшение механических и функциональных свойств ВЭС Кантора может быть связано с легированием хорошо изученными элементами, такими как ниобий и цирконий [2; 9; 16]. Для упрочнения обычных сталей и сплавов широко используется микролегирование этими элементами. Природа и механизмы упрочнения подробно изучены для рельсовой стали в многочисленных работах конца прошлого и начала нынешнего

столетия [17 – 19]. Ниобий является сильно карбидо- и нитридообразующим элементом, связывает углерод и азот, образуя ультрадисперсные наноразмерные карбиды и карбонитриды. Однако частицы микронного размера отрицательно влияют на ударную вязкость. Разрушение образцов характеризуется образованием явно выраженного интеркристаллитного излома. Такой вид излома является одним из наименее энергоемких, то есть наиболее опасных, так как при реализации механизма интеркристаллитного разрушения энергоемкость процесса определяется не характеристиками самого металла, а свойствами ослабленных границ зерен поликристалла.

Во время процесса охлаждения после горячей прокатки ниобий выделяется в виде карбида и/или нитрида ниобия, увеличивает твердость (прочность) перлитной структуры за счет дисперсионного твердения и улучшает сопротивление износу и стойкость к внутреннему усталостному разрушению. Кроме того, ниобий эффективен для предотвращения размягчения зоны теплового воздействия сварного соединения: устойчиво образуются карбид или нитрид ниобия в зоне теплового воздействия в диапазоне от низких до высоких температур, при повторном нагреве до температур ниже или равных точке A_{c1} . Однако, когда содержание ниобия составляет меньше 0,001 %, эти эффекты не могут быть получены в достаточной степени, и улучшения твердости (прочности) перлитной структуры не наблюдается. В то же время, при содержании ниобия больше 0,050 % дисперсионное упрочнение благодаря карбиду или нитриду ниобия становится чрезмерным, перлитная структура становится хрупкой, стойкость рельса к внутреннему усталостному разрушению ухудшается. Следовательно, предпочтительно, чтобы содержание ниобия находилось в диапазоне 0,001 – 0,050 %.

Когда ниобий содержится в таком многоэлементном сплаве, как сплав Кантора, роль легирующих добавок в формировании структуры и свойств ВЭС может быть выявлена лишь при исследовании на наномасштабном уровне при использовании просвечивающей электронной микроскопии.

Из-за крайне ограниченного количества публикаций нет единой концепции природы влияния ниобия и циркония, в настоящее время идет процесс наполнения информации и ее осмысления. Но тот факт, что научное сообщество уже обратилось в своих исследованиях к этой практически важной проблеме, свидетельствует об ее актуальности и практической значимости.

Целью настоящей работы является краткий анализ последних публикаций по улучшению механических

свойств сплава Кантора путем легирования ниобием и цирконием.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Роль добавки 5 % циркония в процессе рекристаллизации эквиатомного состава Кантора была проанализирована в работе [20]. Холоднокатаный сплав подвергали отжигу в течение 30 мин при высокой температуре (750 – 1125 °С) для исследования кинетики рекристаллизации. Эволюция границ зерен и их размера были исследованы от литого до перекристаллизованного состояния. Показано, что движущей силой рекристаллизации дендритной микроструктуры является процесс устранения дислокационной субструктуры, возникшей при холодной прокатке. Легирование обеспечивает более эффективное твердорастворное упрочнение по сравнению со сплавом без добавок циркония, оставляя его однофазным с ГЦК структурой. Дендритная микроструктура трансформируется в поликристаллическую с малым размером зерна, что позволяет рассматривать использование ВЭС $\text{CoCrFeNiMn} + 5\% \text{Zr}$ при криогенных температурах.

Влияние легирования цирконием значительно усиливается при одновременном введении титана и оксида иттрия Y_2O_3 в равных количествах 1 мас. % посредством механического легирования и последующего плазменного спекания [21]. Такой сплав имел ГЦК решетку, содержащую высокую плотность оксидов разной морфологии (до $2,01 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$), ответственных за высокие механические свойства. Средний размер зерен составлял примерно 130 нм. Оксиды имели гексогональную (YTiO_2), орторомбическую (Y_2TiO_5), моноклинную (Ti_2O_3 , $\text{Y}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$) решетки. Такая высокая плотность оксидов и малый размер зерна обеспечивали уникальные значения микротвердости, предела текучести и прочности: 449 HV, 1309 МПа и 2231 МПа соответственно. Основными механизмами упрочнения при таком легировании были зернограницное упрочнение и упрочнение Орована.

В работах [2; 22] обширные сведения по изменению механических свойств сплава Кантора проанализированы при легировании различными элементами. Показано, что твердость сплава увеличивается с ростом содержания ниобия [23], циркония [24], благодаря твердорастворному упрочнению и упрочнению вторыми фазами. При изменении содержания ниобия от 0,1 до 0,8 мас. % твердость линейно возрастает до 712 HV. Определяющая роль при этом принадлежит фазам Лавеса. К такому же заключению приходят авторы работы [25], в которой демонстрируется рост предела текучести от 1373 до 2473 МПа при увеличении содержания ниобия от 0 до 5 мас. %. Немаловажная роль при этом принадлежит процессу блокировки движения дислокаций.

В работе [24] методом вакуумно-дуговой плавки были получены сплавы CoCrFeNiZr_x с различным содержанием циркония. Типичная эвтектическая микрострук-

тура выявлена в литом сплаве с $x = 0,5$. Показано, что сплавы состоят из гранецентрированного кубического твердого раствора и фазы Лавеса C15 в виде ламелей. Определена кристаллографическая ориентационная связь между этими двумя фазами. С увеличением объемной доли твердой фазы Лавеса C15 полученные сплавы показали рост прочности, но стали более хрупкими при комнатной температуре; процесс разрушения изменился с пластичного межпластинчатого разрушения на хрупкое транспластинчатое. Однако с повышением температуры испытания вид разрушения превратился в вязкий. Таким образом, эвтектическая микроструктура может выдерживать значительные пластические деформации и имеет потенциал для инженерных применений, связанных с повышенными температурами [24]. Эффект легирования значительно усиливается при совместном введении $\text{Nb} + \text{V}$ [26] и $\text{Nb} + \text{C}$ [27].

В работе [28] рассмотрены «подводные камни» в анализе изменения твердости CoCrFeNi при механическом легировании 1 – 4 ат. % циркония. После отжига при температурах ниже 700 °С первоначально сформировавшиеся нанокристаллические зерна не изменяли своего размера, который составлял ~10 нм, твердость – ~500 HV. Начиная с 900 °С наблюдался аномальный рост зерен до 250 нм при 900 °С и даже до зерен микронного размера при 1100 °С. При этом распределение размеров зерен может открыть новые возможности получения ВЭС с улучшенным сочетанием свойств благодаря включению крупных зерен в мелкозернистую матрицу.

Среди публикаций по влиянию циркония на температуру плавления, микроструктуру, рекристаллизацию и механические свойства ВЭС Кантора необходимо выделить работу [29]. Образцы для исследований получали путем вакуумной дуговой плавки предварительно механически легированных порошков с последующей холодной прокаткой на 90 % и рекристаллизационным отжигом при 1143 К. Основными преимуществами добавления циркония являются: быстрый процесс индукционной плавки в вакууме; более низкая температура плавления из-за образования эвтектики циркония со всеми элементами сплава Кантора; хорошая химическая однородность сплава; улучшение механических свойств перекристаллизованных зерен с когерентной структурой. Модифицированный цирконием ВЭС имеет более высокую температуру рекристаллизации и меньший размер зерен после рекристаллизации по сравнению с исходным сплавом, что повышает твердость и прочность сплава.

Положительное влияние микролегирования ниобием углеродсодержащего сплава Кантора отмечено в работе [30]. Мелкозеренные ВЭС, легированные углеродом, обладают хорошим сочетанием предела текучести и пластичности. Однако углеродсодержащие ВЭС по своей природе имеют тенденцию разлагаться на интерметаллические соединения при термическом воздействии при промежуточных тем-

пературах. Селективное микролегирование 0,2 % Nb в сплав CoCrFeMnNi – 1,3 % C (Nb – ВЭС) обеспечивает улучшение механических свойств при комнатной температуре и предотвращает термическое разложение при промежуточной температуре. Микролегирование ниобием в легированном углеродом высокоэнтروпийном сплаве приводит к выделению карбидов NbC при 700 – 900 °C, что упрочняет его. Сплав Nb + ВЭС демонстрирует превосходное сочетание предела текучести (≈ 1096 МПа) и относительного удлинения (≈ 12 %) после отжига при 700 °C в течение 1 ч. Кроме того, микролегирование ниобием препятствует разложению ГЦК матрицы при промежуточной температуре (500 °C). В частности, образование хрупкой σ -фазы при промежуточной температуре резко снижается, в то время как рост фаз L10 и ОЦК/B2 подавляется.

Комплекс программ CALPHAD позволяет предсказать поведение ВЭС Кантора при легировании [23]. Основываясь на компьютерных термодинамических расчетах, была разработана псевдоэвтектическая бинарная система сплавов CoCrFeNiNb_x ($x = 0,10, 0,25, 0,50$ и $0,80$). Экспериментальные результаты показывают, что эвтектические сплавы состоят из пластичной границецентрированной кубической фазы (ГЦК) и твердой фазы Лавеса с тонкой слоистой структурой. Разработанные сплавы обладают превосходными комплексными механическими свойствами (пластичности и прочности). Для сплава CoCrFeNiNb_{0,5} прочность на разрыв при сжатии и деформация до разрушения могут достигать более 2300 МПа и 23,6 % соответственно. Руководствуясь предсказаниями CALPHAD [26], был разработан по методу плавления эвтектический высокоэнтропийный сплав с семью компонентами (Fe, Ni, Cr, V, Co, Mn и Nb). Конфигурационная энтропия, оцененная для двухфазной микроструктуры, позволяет отнести сплав к высокоэнтропийным. Когда содержание ниобия превышало 9,7 ат. %, микроструктура изменилась от доэвтектической с первичной границецентрированной кубической фазой до заэвтектической с первичной фазой Лавеса.

Структурно-фазовые состояния и твердость двух неэквивалентных ВЭС Кантора и Кантора + NbC были подвергнуты тщательному исследованию в работе [27]. Результаты эксперимента подтвердили теоретические расчеты, основанные на методе CALPHAD и термодинамических правилах, предполагающие наличие двух твердых растворов с высокой энтропией и ГЦК кристаллической структурой после центробежного литья. Микроскопические наблюдения и анализ твердости выявили незначительные изменения микроструктуры по толщине обоих сплавов. По результатам микроскопии также установлено, что микроструктура представляет собой дендритную структуру с сегрегацией железа и марганца в дендритных участках, а междендритные участки богаты кобальтом, хромом, никелем. Выявлены богатые ниобием наноразмерные выделения в междендритных областях со сферической и овальной

морфологией. Дифференциальный термический анализ не выявил пика вплоть до температуры плавления, что свидетельствует о высокой температурной стабильности структуры твердого раствора в обоих сплавах.

Во многих работах по ВЭС отмечается положительная роль фаз Лавеса в повышении механических свойств ВЭС. В работе [31] прослежена эволюция микроструктуры и механических свойств (CoCrFeNiMn)_{100-x}Nb_x; $0 \leq x \leq 16$ ат. % при сжатии. Показано, что содержание вторых фаз (фаза Лавеса и σ -фаза) увеличивается от 0 до 42 % объемных долей в указанном диапазоне легирования, что приводит к росту предела текучести от 202 до 1010 МПа.

В работе [32] охарактеризована и исследована стабильность эвтектических структур в ВЭС CoCrFeNiNb_x. Установлено, что пластинчатые структуры ВЭС стабильны при температуре отжига ниже 750 °C, но их сфероидизация происходит при повышении температуры до 900 °C. Пластинчатые структуры обладают превосходными механическими свойствами. Хотя механические свойства ухудшаются по мере разрушения этих структур после отжига при 900 °C, ВЭС из CoCrFeNiNb_x сохраняют хорошие механические свойства.

Выводы

Выполнен краткий обзор работ отечественных и зарубежных исследователей за последние годы по модифицированию сплава Кантора путем легирования цирконием, ниобием и комплексного легирования системами Nb + V, Nb + C, Zr + Ti + V₂O₃. Обсуждены физические механизмы упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375–377: 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
2. Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Advanced structured materials. In: *Structure and Properties of High-Entropy Alloys*. Springer; 2021:107–110.
3. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014;345(6201): 1153–1158. <https://doi.org/10.1126/science.1254581>
4. Xia S.Q., Yang X., Yang T.F., Liu S., Zhang Y. Irradiation resistance in Al_xCoCrFeNi high entropy alloys. *JOM*. 2015; 67:2340–2344. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1568-4>
5. Chuang M.-H., Tsai M.-H., Wang W.-R., Lin S.-J., Yeh J.-W. Microstructure and wear behavior of Al_xCo_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_y high-entropy alloys. *Acta Materialia*. 2011;59(16):6308–6317. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.041>
6. Senkov O.N., Wilks G.B., Miracle D.B., Chuang C.P., Liaw P.K. Refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*. 2010;18(9): 1758–1765. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.05.014>
7. Zou Y., Maiti S., Steurer W., Spolenak R. Size-dependent plasticity in an Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ refractory high-entropy

- alloy. *Acta Materialia*. 2014;65:85–97.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.049>
8. Maiti S., Steurer W. Structural-disorder and its effect on mechanical properties in single-phase TaNbHfZr high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2016;106:87–97.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.018>
9. Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(4):249–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
Osintsev K.A., Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: Structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(4):249–258. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
10. Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(8):599–605. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Kononov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high-entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(8):599–605. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
11. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А., Панченко И.А., Коновалов С.В. Структура зоны контакта наплавка-подложка, подвергнутой электронно-пучковой обработке. *Письма в ЖТФ*. 2023;49(6):26–31. <https://doi.org/10.21883/PJTF.2023.06.54813.19410>
Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Efimov M.O., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A., Kononov S.V. The structure of the contact zone of the surfacing-substrate subjected to electron-beam processing. *Technical Physics Letters*. 2023;49(6):26–31. (In Russ.). <https://doi.org/10.21883/PJTF.2023.06.54813.19410>
12. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шугуров В.В., Ефимов М.О., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Панченко И.А., Шлярова Ю.А. Структура и свойства высокоэнтропийного сплава, подвергнутого электронно-ионно-плазменной обработке. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2022;(4):102–116. https://doi.org/10.54826/19979258_2022_4_102
Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Shugurov V.V., Efimov M.O., Teresov A.D., Petrikova E.A., Panchenko I.A., Shlyarova Yu.A. Structure and properties of a high-entropy alloy subjected to electron-ion-plasma treatment. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2022;(4):102–116. (In Russ.). https://doi.org/10.54826/19979258_2022_4_102
13. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
14. Menou E., Tancet F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Díaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*. 2018;156:120–123. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
15. Tapia A.J.S.E., Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database. *Intermetallics*. 2018;101:56–63. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
16. Zeng Z., Xiang M., Zhang D., Shi J., Wang W., Tang X., Tang W., Wang Ye, Ma X., Chen Z., Ma W., Morita K. Mechanical properties of Cantor alloys driven by additional elements: a review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:1920–1934. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.019>
17. Тушинский Л.И., Плохов А.В., Мочалина Н.С. Макро-, мезо- и наноструктурные основы создания оптимальных структур углеродистых сталей при регулируемом термопластическом упрочнении. *Материаловедение*. 2008;(5):31–35.
Tushinskii L.I., Plokhov A.V., Mochalina N.S. Macro-, meso- and nanostructural foundations for creating optimal structures of carbon steels with controlled thermoplastic hardening. *Materialovedenie*. 2008;(5):31–35. (In Russ.).
18. Тушинский Л.И., Мочалина Н.С., Плохов А.В., Кузьмин Н.Г. Свойства стали после регулируемого термопластического упрочнения при формировании структуры на макро-, мезо- и наноуровнях. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2010;53(4):37–40.
Tushinskii L.I., Mochalina N.S., Plokhov A.V., Kuz'min N.G. Properties of steel after controlled thermoplastic hardening during structure formation at macro-, meso- and nanoscale levels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010;53(4):37–40. (In Russ.).
19. Мочалина Н.С. Формирование нанодисперсных упрочняющих фаз в процессе регулируемого термопластического упрочнения микролегированной стали и их влияние на конструктивную прочность. В кн.: *Современные проблемы в технологии машиностроения*. Новосибирск: изд. НГТУ; 2009:213–214.
20. Colombini E., Garzoni A., Giovanardi R., Veronesi P., Casagrande A. Al, Cu and Zr addition to high entropy alloys: The effect on recrystallization temperature. *Materials Science Forum*. 2018;941:1137–1142. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.1137>
21. Peng S., Lu Z., Gao S., Li H. Improved microstructure and mechanical properties of ODS-CoCrFeNiMn high entropy alloys by different Ti, Zr and Y₂O₃ addition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;935(2):168166. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168166>
22. Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Перегудов О.А. Применение высокоэнтропийных сплавов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(10):747–754. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754>
Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Kononov S.V., Vorob'ev S.V., Peregudov O.A. Application of high-entropy alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(10):747–754. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754>
23. He F., Wang Z., Cheng P., Wang Q., Li J., Dang Y., Wang J., Liu C.T. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;656:284–289. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.153>
24. Huo W., Zhou H., Fang F., Xie Z., Jiang J. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZr_x eutectic high-entropy alloys. *Materials & Design*. 2017;134:226–233. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.030>

25. Ma S.G., Zhang Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;532:480–486. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.110>
26. Rahul M.R., Phanikumar G. Design of a seven-component eutectic high-entropy alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019;50:2594–2598. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05210-3>
27. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatom Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Nb,C) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:292–299. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
28. Tekin M., Polat G., Kotan H. An investigation of abnormal grain growth in Zr doped CoCrFeNi HEAs through in-situ formed oxide phases. *Intermetallics*. 2022;146:107588. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107588>
29. Campari E.G., Casagrande A., Colombini E., Gualtieri M.L., Veronesi P. The effect of Zr addition on melting temperature, microstructure, recrystallization and mechanical properties of a Cantor high entropy alloy. *Materials*. 2021;14(20):5994. <https://doi.org/10.3390/ma14205994>
30. Wang M., Zhan L., Peng J. Nb micro-alloying on enhancing yield strength and hindering intermediate temperature decomposition of a carbon-doped high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;940:168896. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.168896>
31. Qin G., Li Z., Chen R., Zheng H., Fan C., Wang L., Su Y., Ding H., Guo J., Fu H. CoCrFeMnNi high-entropy alloys reinforced with Laves phase by adding Nb and Ti elements. *Journal of Materials Research*. 2019;34(6):1011–1020. <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.468>
32. He F., Wang Z., Shang X., Leng C., Li J., Wang J. Stability of lamellar structures in CoCrFeNiNb_x eutectic high entropy alloys at elevated temperatures. *Materials & Design*. 2016;104:259–264. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.044>

Сведения об авторах

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: konovserg@gmail.com

Михаил Олегович Ефимов, соискатель степени к.т.н. кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-4890-3730
E-mail: moefimov@mail.ru

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-1631-9644
E-mail: i.i.ss@yandex.ru

Сичжан Чень, профессор, Университет Вэньчжоу
ORCID: 0000-0003-1649-1820
E-mail: chenxinzhang@wzu.edu.cn

Information about the Authors

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Sergei V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: konovserg@gmail.com

Mikhail O. Efimov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-4890-3730
E-mail: moefimov@mail.ru

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-1631-9644
E-mail: i.i.ss@yandex.ru

Xinzhang Chen, Prof., Wenzhou University
ORCID: 0000-0003-1649-1820
E-mail: chenxinzhang@wzu.edu.cn

Вклад авторов

В. Е. Громов – концепция статьи, обоснование областей применения ВЭС Кантора, написание чернового варианта статьи.
С. В. Коновалов – подбор и анализ зарубежных статей, содержащих сведения о последних областях использования сплава Кантора в наукоемких технологиях.
М. О. Ефимов – анализ статей по совместному влиянию ниобия, циркония и других элементов на свойства сплава Кантора.
И. А. Панченко – анализ природы влияния ниобия и циркония на механические свойства сплава Кантора.
С. Чень – анализ работ китайских авторов, написание окончательного варианта статьи.

Contribution of the Authors

V. E. Gromov – conceptualization of the article, justification of application fields of the Cantor HEA, writing the text.
S. V. Kononov – selection and analysis of foreign articles containing information on the latest areas of use of the Cantor alloy in high-tech technologies.
M. O. Efimov – analysis of articles on the combined effect of niobium, zirconium and other elements on the Cantor alloy's properties.
I. A. Panchenko – analysis of influence of niobium and zirconium on the Cantor alloy's mechanical properties.
X. Chen – analysis of the Chinese articles, writing the article final version.

Поступила в редакцию 10.11.2023
 После доработки 04.12.2023
 Принята к публикации 18.12.2023

Received 10.11.2023
 Revised 04.12.2023
 Accepted 18.12.2023



УДК 620.197.3

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-53-64



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СТАЛИ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ И ДРУГИХ СРЕДАХ НА ГАЗОВЫХ ОБЪЕКТАХ

Р. Р. Кантюков, Д. Н. Запевалов, Р. К. Вагапов 

ООО «Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ»
(Россия, 142717, Московская область, п. Развилка)

 R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

Аннотация. Воздействие сероводородного сырья на стальное оборудование и трубопроводы известно и связано не только с процессами внутренней коррозии, но и с наводороживанием применяемых углеродистых и низколегированных сталей. Проникновение водорода в сталь может приводить к потере ее прочностных свойств и последующему разрушению газопроводов, эксплуатируемых в условиях повышенных давлений. Характерные для сероводородных сред проявления растрескивания, являющиеся последствием проникновения водорода в сталь, наиболее опасны с точки зрения безопасности и надежности работы объектов по добыче и транспортировке коррозионно-агрессивного газа. Исследовано воздействие H_2S на снижение пластичности основных видов конструкционных сталей по результатам имитационных испытаний. Зафиксировано образование блистерингов (вздутий) и трещин на поверхности сталей вследствие воздействия водорода на сталь. Проведено изучение фазового состава и свойств продуктов коррозии с целью оценки их возможного влияния на процессы наводороживания стали. Образование равномерно расположенных по поверхности и наиболее плотных коррозионных отложений будет затруднять процессы коррозии и проникновение водорода в сталь. Снижение пластических свойств стали наблюдается и при воздействии водорода, который может транспортироваться как в отдельности, так и совместно с метаном по магистральным газопроводам. Основным возможным средством защиты сталей, нестойких к наводороживанию, является применение ингибиторов коррозии. Установлено, что наиболее эффективные ингибиторы коррозии с рациональными технологиями применения и дозировкой могут обеспечить защиту сталей от проникновения в них водорода и его разрушительного действия.

Ключевые слова: газопровод, микроструктура стали, блистеринг, наводороживание, растрескивание стали, продукты коррозии, ингибитор коррозии

Для цитирования: Кантюков Р.Р., Запевалов Д.Н., Вагапов Р.К. Исследование влияния водорода на стали в сероводородсодержащих и других средах на газовых объектах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):53–64.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-53-64>

EFFECT OF HYDROGEN ON STEELS IN HYDROGEN SULFIDE-CONTAINING AND OTHER ENVIRONMENTS AT GAS FACILITIES

R. R. Kantyukov, D. N. Zapevalov, R. K. Vagapov

LLC “Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – Gazprom VNIIGAZ” (Razvilka Village, Moscow Region 142717, Russian Federation)

 R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

Abstract. The impact of hydrogen sulfide raw materials on steel equipment and pipelines is known and is associated not only with internal corrosion processes, but also with the hydrogenation of carbon and low-alloy steels used. Penetration of hydrogen into steel can lead to the loss of its strength properties and subsequent destruction of gas pipelines operated under high pressure conditions. The manifestations of cracking characteristic of hydrogen sulfide environments, which are a consequence of the penetration of hydrogen into steel, are the most dangerous from the point of view of the safety and reliability of the operation of facilities for the production and transportation of corrosive gas. The effect of H_2S on the decrease in ductility of the main types of structural steels was studied based on the results of simulation tests. The formation of blisters (bloatings) and cracks on the surface of steels due to the effect of hydrogen on steel was recorded. The study of the phase composition and properties of corrosion products was carried out in order to assess their possible influence on the processes of steel hydrogenation. The formation of evenly distributed on the surface and the densest corrosion deposits will hinder both the corrosion processes and the penetration of hydrogen into steel. A decrease in the plastic properties of steel is also observed when exposed to hydrogen, which can be transported both separately and together with methane through the main gas pipelines. The main possible means of protecting steels that are unstable to hydrogenation is the use of corrosion inhibitors. It was established that

the most effective corrosion inhibitors with rational technologies of application and dosage can protect steels from penetration of hydrogen into them and their destructive effect.

Keywords: gas pipeline, steel microstructure, blistering, hydrogenation, steel cracking, corrosion products, corrosion inhibitor

For citation: Kanyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Effect of hydrogen on steels in hydrogen sulfide-containing and other environments at gas facilities. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):53–64. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-53-64>

ВВЕДЕНИЕ

Обеспечение надежной и безопасной работы объектов инфраструктуры является необходимым условием эффективной эксплуатации нефтяных и газовых месторождений. Коррозионно-агрессивные компоненты, такие как диоксид углерода (CO_2) и сероводород (H_2S) в присутствии сопутствующей воды (пластовой или конденсационной) могут приводить к коррозионным разрушениям общего или локального характера [1].

Особенно агрессивными являются H_2S -содержащие среды, которые вызывают не только локальную или общую сероводородную коррозию (СВК), но и наводороживание стали [2]. В связи с повышенной опасностью проникновения водорода в сталь оценка стойкости стального оборудования и трубопроводов в средах с высоким содержанием H_2S проводится с учетом риска развития провоцируемых в таких условиях последствий коррозионного воздействия в виде сероводородного растрескивания [3].

Следует отметить, что эксплуатационные условия нефтяных и газовых объектов отличаются между собой агрегатным состоянием основных добываемых флюидов: нефть и газ/газовый конденсат. Соответственно коррозионные проявления в процессе эксплуатации трубопроводов будут отличаться. Как было показано авторами ранее [4], опасным видом внутренней коррозии, возникающим именно на газопроводах, является локализация коррозии в верхней части трубы при конденсации влаги, которая затем будет скапливаться и двигаться далее по нижней образующей трубы.

Условия для появления осложнений, связанных с СВК, складываются на Оренбургском нефтегазоконденсатном и Астраханском газоконденсатном (АГКМ) месторождениях [2]. Проблемы СВК и наводороживания могут возникнуть не только на вышеуказанных объектах добычи газа. Кроме того, на АГКМ прорабатываются варианты трубопроводного транспорта для обратной закачки «кислых газов» (смесь H_2S и CO_2 , состоящая из отделяемых в процессе подготовки сырья от флюидов компонентов) как в целях его утилизации, так и для повышения конденсатоотдачи на поздних стадиях добычи [5]. Содержание коррозионно-опасного H_2S в концентрате, транспортируемом по таким газопроводам, будет существенно выше, чем в исходном добываемом флюиде.

В последнее время возрастает интерес к перспективам использования водорода в качестве топлива, а вместе с тем и к совместной транспортировке водорода с природным газом по магистральным газопро-

водам, а также закачки и хранения водорода в подземных хранилищах [6–7]. При использовании водорода всегда возникает вопрос безопасности с точки зрения его взрывоопасности. Немаловажным при этом является и вопрос влияния водорода на механическую прочность стальных газопроводов, которые изготовлены из углеродистой/низколегированной стали.

По некоторым данным [8], при транспортировке газа, содержащего водород, механизм воздействия на сталь может быть схожим с сероводородным: образование атомарного водорода при диссоциации его молекулы, диффундирующей с поверхности стали внутрь ее, приводящее к локальному разрушению кристаллической решетки металла. Последующее образование индуцированных водородом микротрещин, увеличивающихся в условиях повышенных давлений внутри газопровода и постоянного воздействия водорода, может приводить к водородному растрескиванию. Как отмечается в работе [9], при хранении водорода в подземных хранилищах газа (ПХГ) вместе с природным газом, в дополнение к наводороживанию стали, может возникнуть ряд последствий, способных усилить внутреннюю коррозию стального оборудования и трубопроводов. Возможное потенциальное влияние водорода на стальные объекты при его транспортировке по газопроводам и хранении на ПХГ недостаточно изучено и является важным направлением исследований.

В связи с вышеизложенным, изучение закономерностей, механизмов развития и проявления, а также других особенностей коррозионного разрушения и защитных мероприятий на газовых объектах в условиях СВК и наводороживания стали является актуальным. Воздействие агрессивного H_2S и образующихся в ходе катодного процесса ионов водорода на сталь будет протекать не только в жидкой, но и в паровой фазе, что также требует отдельного рассмотрения и учета как при оценке коррозионной опасности среды, так и при подборе средств защиты.

Методы исследований

Для испытаний использовались следующие виды углеродистых и низколегированных сталей: 09Г2С, Ст20, С–75, X42SS и 30ХМА, которые применяются на различных элементах и участках скважинного оборудования и трубопроводной системы на газовых месторождениях.

Испытания в условиях СВК, в том числе и для получения продуктов коррозии для анализа, проводи-

лись в имитационных условиях в автоклавах, в которых моделировали влияние минерализации и парциальных давлений (P , МПа) CO_2 и/или H_2S на скорость коррозионного процесса. Продолжительность автоклавных испытаний составляла 120 ч, температура (T) эксперимента – 30 или 90 °С. Использовалась водная среда с минерализацией 100 (МВ1) и 200 (МВ2) г/л и с добавлением в них 0,25 г/л CH_3COOH . При испытаниях в присутствии водорода использовался 0,5 %-ный раствор NaCl . По результатам испытаний определялась общая скорость коррозии (K , мм/год) по весовым потерям образцов. Влияние наводороживания оценивалось по способности сохранять пластичность стали до и после экспозиции в агрессивной среде: по количеству перегибов проволочного образца (сталь СВ08А) до разрушения в соответствии с ГОСТ 1579–93 [10]. Определялось снижение пластичности (P , %) по количеству перегибов стальной проволоки после автоклавных испытаний по сравнению с изначальным значением.

Металлографический анализ сталей включал определение микроструктуры по ГОСТ 8233 [11]. Металлографические исследования проведены на инвертированном металлографическом микроскопе «Zeiss AxioVert A1» с анализатором изображения «Thixomet» при увеличениях 100 – 1000.

Методика проведения анализа фазового состава продуктов коррозии методом рентгеновской дифракции (XRD), который основан на регистрации зависимости интенсивности отражения (рефлексов) рентгеновского излучения кристаллическими решетками соединений от величины дифракционного угла с последующей расшифровкой дифракционной картины, была описана ранее в работе [2].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сталей оказывает влияние на образование и развитие коррозионных дефектов и проникновение водорода в металл при СВК. По данным работы [12], в образец термически обработанной углеродистой стали API X65, являющейся одной из распространенных зарубежных марок трубной стали и близкой по составу с исследованными авторами (с увеличенным количеством перлита и уменьшением размера феррита) диффундирует наибольшее количество водорода, что приводит к снижению прочности и пластичности стали. Следует отметить, что в самом перлите, имеющем пластинчатую морфологию из перемежающихся цементита и феррита, создаются пространства между их слоями, которые также становятся благоприятными местами для диффузии и заполнения водородом. Наблюдаемое при сероводородном охрупчивании в кристаллической структуре стали образование микротрещины может в некоторой степени ограничивать дальнейшее проникновение водорода в сталь. Возможно, в том числе этим объясняется дифференциация в присутствии водорода

по толщине стали, когда большая часть его концентрации фиксируется в поверхностном слое. К ухудшению прочностных свойств стали в условиях внутренней коррозии могут приводить и присутствующие в ней коррозионно-активные неметаллические включения (КАНВ). В качестве «ловушек» водорода могут выступать присутствующие в стали в виде КАНВ соединения марганца, например, MnS , и его смеси с включениями из алюминия [13]. Их межфазная поверхность с металлической матрицей будет служить резервуаром для атомов водорода и местом их последующей рекомбинации до H_2 .

Сопоставление микроструктуры стали с внешним видом образцов основных конструкционных сталей, применяемых на газовых месторождениях, приведено на рисунке.

Микроструктура образцов следующая:

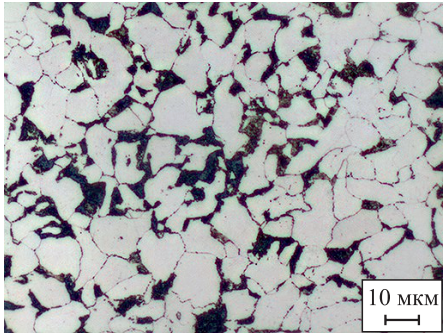
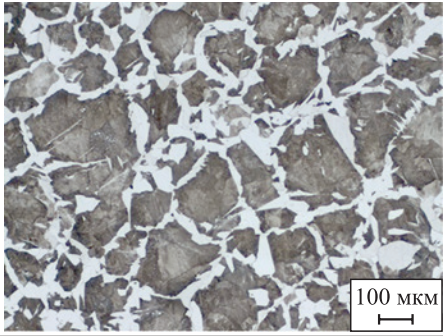
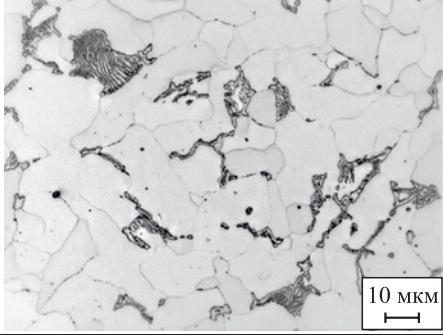
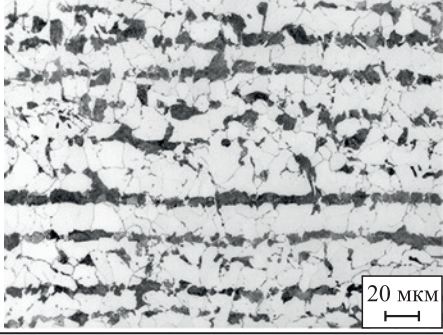
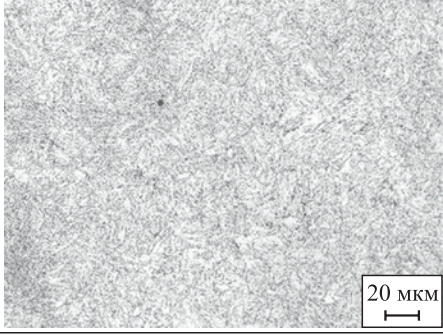
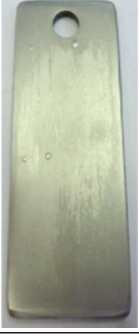
- сталь С75 представляет собой мелкодисперсный сорбит отпуска, сохранивший мартенситную ориентировку;
- сталь X42SS феррито-перлитная;
- сталь Ст20 феррито-перлитная с неравномерным распределением пластинчатого перлита;
- сталь 30ХМА крупнозернистая феррито-перлитная (феррит образует сетку на границах первичного аустенитного зерна, иглы феррита растут от ферритной сетки в перлит);
- сталь 09Г2С мелкозернистая феррито-перлитная.

Видно, что проникновение водорода привело к визуально фиксируемым изменениям во внешнем виде образцов (см. рисунок). На поверхности большинства из вышеуказанных сталей появились блистеры разного размера (наиболее мелкие на стали 09Г2С). У стали 30ХМА вся поверхность покрылась мелкими трещинами, наблюдаются единичные вздутия (блистеринг). При достижении критического давления H_2 внутри блистеров они разрушаются и образуется трещина.

Создаваемые внутри кристаллической структуры стали напряжения и имеющиеся микроструктурные особенности способны приводить к образованию и развитию микротрещин [14]. Авторами работы [15] формирование блистерингов на сталях 13ХФА и 05ХГБ объясняется наличием трещин в структуре металла, появление которых связано с присутствием в них КАНВ сложного состава.

Для дальнейших испытаний из сталей, указанных на рисунке, были выбраны Ст20, у которой в наибольшей степени наблюдались проявления блистеринга [2], и 09Г2С, являющаяся основной трубной сталью на газовых объектах. У обеих сталей (Ст20 и 09Г2С) феррито-перлитная микроструктура с неравномерным распределением компонентов, что придает им гетерогенность, снижающую их стойкость как к коррозии, так и к наводороживанию.

Видно (табл. 1), что значение K у образцов из сталей Ст20 и 09Г2С после испытаний в и над водным раствором МВ2 находится в диапазоне от 0,319 до 0,569 мм/год

Сталь	Микроструктура	Внешний вид
09Г2С		
30ХМА		
Ст20		
X42SS		
C75		

Микроструктура и внешний вид различных конструкционных сталей после имитационных испытаний в среде MB2 при $P_{\text{CO}_2} = 0,13$ МПа и $P_{\text{H}_2\text{S}} = 0,54$ МПа

Microstructure and appearance of various structural steels after simulation tests in the MB2 environment at $P_{\text{CO}_2} = 0.13$ MPa and $P_{\text{H}_2\text{S}} = 0.54$ MPa

Таблица 1. Условия и результаты имитационных испытаний в H₂S-содержащих средахTable 1. Conditions and results of simulation tests in H₂S-containing environments

Номер условий эксперимента	Сталь	Фаза	P, МПа		T, °C	K, мм/год	П, %
			H ₂ S	CO ₂			
Раствор MB2							
1	Ст20	Водная	0,54	0,13	30	0,458	71
2	09Г2С	Водная	0,54	0,13	30	0,465	
3	Ст20	Паровая	0,54	0,13	30	0,156	35
4	Ст20	Водная	0,60	–	30	0,319	60
5	Ст20	Паровая	0,60	–	30	0,227	57
6	09Г2С	Водная	0,13	0,54	30	0,569	–
7	09Г2С	Водная	0,60	0,54	30	0,525	60
8	Ст20	Водная	0,60	0,54	30	0,454	
Раствор MB1							
9	Ст20	Водная	1,50	0,80	30	0,797	74
10	Ст20	Паровая	1,50	0,80	30	0,817	66
11	Ст20	Водная	1,50	0,80	90	0,529	40
12	Ст20	Паровая	1,50	0,80	90	0,557	32

(для водной фазы) и от 0,156 до 0,227 мм/год (для паровой фазы). В другой среде MB1 значение K выше: 0,8 и 0,52 – 0,55 мм/год в и над водным электролитом соответственно. Вероятно, это связано с ограничениями по растворимости коррозионного H₂S в более высокоминерализованном растворе MB2. Из-за его высокой минерализации может быть ниже испаряемость и конденсация такой воды, которая необходима для протекания СВК на образцах в паровой фазе. Однако, несмотря на это, на поверхности стали образца, испытанного над раствором MB1, наблюдаются локальные коррозионные дефекты (табл. 2). Проведенные авторами испытания в условиях принудительной конденсации влаги на углеродистых сталях при продувке H₂S показали [16], что в увлажненной паровой фазе значение локальной K , рассчитанное по глубине образовавшихся питтингов, достигало 1,232 – 1,366 мм/год.

Следует отметить, что особенности микроструктуры сталей, например, присутствие в них КАНВ, могут выступать также причиной зарождения и развития питтингового поражения при СВК [17]. Эти включения, например, сульфиды марганца, из-за гетерогенности по отношению к остальной части стальной поверхности становятся центрами зарождения локальных коррозионных дефектов из-за растворения самих КАНВ или прилегающих к ним областей. Среди причин коррозионной активности КАНВ можно отметить фактор гетерогенности и возникновение повышенного уровня напряжений матрицы рядом с ними (из-за разницы в значениях термического коэффициента линейного расширения у КАНВ и остальной матрицы стали в процессе ее изготовления при нагреве до высоких температур с после-

дующим охлаждением) [18]. После охлаждения стали вокруг КАНВ может образовываться область с повышенным уровнем растягивающих напряжений, вызывающих ускорение процессов внутренней коррозии.

Влияние наводороживания стали оценивали по снижении ею пластических свойств, приводящих в последствии к водородному охрупчиванию и потере прочностных характеристик металла. Видно (табл. 1), что значение P после испытаний при 30 °C в обеих средах с H₂S составляет 60 – 74 % и 35 – 66 % для водной и паровой фаз соответственно. На поверхности образцов после экспозиции в агрессивной среде наблюдаются следы блистеринга (табл. 2). Следует отметить, что в обеих фазах для среды MB2 при повышении температуры испытаний до 90 °C значение K снижается на 33 %, а P – на 45 – 50 % (табл. 1). Наводороживание при повышении температуры может несколько снижаться, что связано с более высокими скоростями сопряженных электрохимических реакций: катодный процесс молизации атомов водорода на поверхности стали интенсифицируется, снижая их проникающую способность внутрь металла, что наблюдали и авторы [19]. Еще одной причиной ограничения как проникновения водорода, так и СВК, может быть более быстрое образование при повышенных температурах плотноупакованных и равномерно распределенных по металлу продуктов коррозии, выступающих барьером и создающих препятствия для проникновения коррозионных компонентов к поверхности стали.

По результатам оценки внешнего вида образцов после имитационных испытаний и XRD-анализа установлено (табл. 2), что наблюдаются различия в толщине

и фазовом составе образующихся продуктов коррозии в паровой и водной фазах. Формирование осадков в паровой фазе происходит в условиях малого содержания водной пленки. Это предположительно сказалось на том, что в паровой фазе в продуктах коррозии только 40 % соединений имеют кристаллическую структуру. Большая часть (60 %) не успела сформироваться и осталась в виде более рыхлых и неплотных рентгеноаморфных соединений. В водной фазе пленка отложений полностью кристаллизовалась и стала более толстой и плотной.

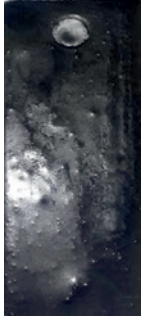
Результаты XRD анализа показали (табл. 2), что в обеих фазах основным продуктом коррозии является сульфид железа, который представлен двумя его кристаллическими формами: тетрагональным FeS (макинавит) и кубическим FeS. Присутствие кубического FeS отличает результаты проведенного XRD анализа от ранее полученных данных [2]. Существенным отличием представленных в данной статье результатов является добавление в водные среды CH_3COOH . Такое подкисление среды приводит к изменению состава продуктов коррозии и является причиной формирования, в добав-

ление к тетрагональной, еще и кубической формы FeS. Будучи летучим соединением, CH_3COOH испаряется вместе с H_2S и участвует в процессе разрушения стали и в паровой фазе, в которой также наблюдается осаждение кубического FeS (табл. 2). Образование отложений с разной кристаллической структурой и различными гранями FeS будет приводить к формированию менее сплоченной и монолитной пленки, снижая ее барьерный (защитный) функционал.

Метод XRD основан на явлении дифракции рентгеновских лучей на трехмерной кристаллической решетке. При этом рассеяние рентгеновских лучей кристаллами находится в определенном соответствии с расположением атомов в кристалле. Поэтому каждое кристаллическое вещество характеризуется набором пиков на дифракционной картине, положение их рефлексов неизменно, а относительная интенсивность зависит от содержания веществ в смеси. Основными факторами, обуславливающими изменения ширины рефлексов, являются структурные особенности фаз (размер кристаллитов – область когерентного рассеяния (ОКР) или структурные особенности кристаллической структуры). Используя данные

Таблица 2. Характеристика осадка и кристаллической структуры полученных соединений макинавита и внешний вид стальных (Ст20) образцов (нумерация приведена по табл. 1)

Table 2. Characteristics of the precipitate and crystal structure of the obtained compounds of mackinawite and appearance of steel (St20) samples for various test conditions (numbering of the experimental conditions is given in Table 1)

Номер условий эксперимента	Соотношение		β (для hkl^{***} -пика FeS (T) – 001), град	ОКР, нм	С продуктами коррозии	Без продуктов коррозии
	фаз, Кр/Р*	кристаллических соединений**				
1	100/0	95 % FeS (T) 1 % FeS (K) 3 % NaCl 1 % $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	0,1719	13 928		
3	40/60	28 % FeS (T) 8 % FeS (K) 4 % NaCl	0,1875	1721		

* Кр – кристаллическая, Р – рентгеноаморфная.

** Т – тетрагональный FeS (макинавит) и К – кубический FeS.

hkl – кристаллографические индексы (индексы Миллера), характеризующие расположение атомных плоскостей в кристалле (это целые числа, равные числу частей, на которые делятся ребра элементарной ячейки a , b , c).

XRD, можно оценить размер ОКР кристаллита в поликристалле или минимальный размер частицы вещества, имеющей правильное кристаллическое строение. Метод определения размера ОКР основан на анализе и использовании полуширины дифракционных линий β , для чего применяют формулу Селякова–Шерера [20]. С помощью данного подхода проведены расчеты для оценки ОКР полученных частиц соединений FeS (Т). Видно (табл. 2), что экспериментально определенные значения β у исследованных образцов (после испытаний в водной и паровой фазах) в разной степени отличаются от эталона ($\beta = 0,1697^\circ$), характерного для положения 001 пика макинавита. Такое отличие от эталонного значения свидетельствует о дефектах кристаллической решетки в исследованных образцах (микронапряжения, изоморфизм и др.). При этом у кристаллов макинавита в водной фазе отмечается наибольший размер ОКР, который в 8 раз выше, чем у продуктов коррозии в паровой фазе. Это будет сказываться на том, что в паровой фазе образуется более тонкая пленка FeS, обладающая меньшими защитными свойствами по сравнению с водной фазой. По результатам исследований можно сделать вывод, что в водной фазе рост кристаллов происходит быстрее, чем в паровой. По данным работы [21], на увеличение размера граней кристаллических соединений при СВК в водной среде также оказывает влияние рост температуры (от 25 до 80 °C).

При СВК продукты коррозии начинают образовываться сразу же после контакта с сероводородсодержащей водной средой, что подтверждается визуальным осмотром в ходе эксперимента, а их структура и толщина будут зависеть от условий эксплуатации. Исследования в условиях СВК многих авторов также подтверждают, что состав и стабильность отложений влияют как на коррозию [22], так и на проникающую способность водорода в сталь в водной среде [21].

В работе [23] было установлено, что скорость проникновения H_2 при СВК определяется P_{H_2S} , влияющим посредством морфологии и структуры коррозионных пленок. Исследования трубной стали API X65 в H_2S -содержащей среде подтвердили зависимость водородного растрескивания от P_{H_2S} и pH-фактора [24]. С увеличением P_{H_2S} от 0,001 до 0,1 МПа количество видимых микротрещин на стальной поверхности ожидаемо росло. Однако в наибольшей степени на проникновение водорода оказывал влияние pH-фактор: в кислой среде (при pH = 3,5) оно было выше, чем в более нейтральных условиях (при pH от 5,5 до 6,5). Например, при $P_{H_2S} = 0,1$ МПа и pH = 5,5 количество абсорбированного сталью водорода и, соответственно, присутствие последствий водородного растрескивания на стальной поверхности уменьшилось. Этот эффект авторы связывают с тем, что при наибольшем $P_{H_2S} = 0,1$ МПа на стали формируются более плотноупакованные и более равномерно расположенные продукты коррозии (FeS), снижающие способность водорода проникать

через них. Дополнительно образующийся макинавит мог снизить скорость развития анодного процесса СВК, соответственно уменьшив и протекание сопряженной электрохимической реакции получения водорода. О снижении диффузии водорода со временем из-за образования более плотных коррозионных отложений, затрудняющих анодно-катодный процесс СВК на трубной стали, сообщается и в работе [25].

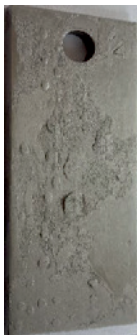
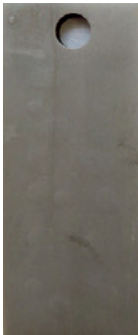
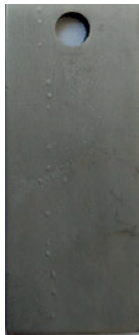
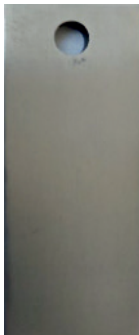
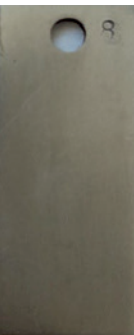
Внешний вид образцов после испытаний в среде MB2 приведен в табл. 3. Видно, что в отсутствии защиты от H_2S (например, ингибиторами коррозии) на стали Ст20 на разных образцах, даже в одних и тех же условиях (II), наблюдается образование блистерингов разного размера (мелких и больших). Вероятно, это связано с особенностями микроструктуры стали Ст20. Как было показано на рисунке, у стали Ст20 наблюдается наиболее неравномерное распределение перлитной фазы. Перлит представлен среди ферритной составляющей как точечными фракциями, так и достаточно большими скоплениями. В таких условиях «ловушки» водорода также могут иметь разный размер, что будет сказываться на виде образующихся блистеров.

Как уже отмечалось выше, в последние годы развиваются проекты трубопроводного транспорта водорода, в том числе и в смеси с метаном. В работе [8] указывается, что по имеющимся за последние 10 – 15 лет зарубежным данным, опыт эксплуатации магистральных газопроводов для транспортировки метановодородной смеси не является представительным, поскольку основные характеристики (прочность, состав стали и др.) разнятся, что не позволяет выявить каких-либо зависимостей по влиянию водорода на сталь. К тому же эксплуатационные характеристики трубопроводов были недостаточны для перспективного применения: содержание H_2 в метановодородной смеси от 2 – 3 % до максимума 20 %, расстояния до нескольких десятков километров, общее давление не выше 1 МПа. Такие параметры авторами работы [8] объясняются тем, что преимущественно были использованы старые магистральные газопроводы, которые имеют ограничения по условиям эксплуатации. В связи с этим, данные по безопасному содержанию H_2 или критическому значению P_{H_2} в водородометановой смеси разнятся у разных исследователей. Однако авторы сходятся во мнении [26; 27], что высокая доля H_2 может повысить характеристики износа трубопроводной стали, негативно влияя на их пластичность, вязкость и сопротивление росту трещин.

Как было показано авторами ранее [28], присутствие и использование CO_2 достаточно распространено на нефтегазовых объектах. В ряде случаев CO_2 и H_2 могут совместно транспортироваться по газопроводам, в том числе и с образованием в них свободной влаги, например, при ее конденсации [4]. Дополнительным источником появления иницирующих внутреннюю коррозию реагентов могут быть химические процессы с участием H_2 (в присутствии в природном газе CO_2).

Таблица 3. Внешний вид образцов после испытаний в среде MB1 и защитные свойства ингибитора коррозии (нумерация условий эксперимента приведена по табл. 1)

Table 3. Appearance of the samples after testing in the MB1 environment and protective properties of the corrosion inhibitor (numbering of the experimental conditions is given in Table 1)

9	10	11		12
Без ингибитора коррозии				
				
С ингибитором коррозии				
				
$K = 0,013$ мм/год; $\Pi = 8,8 \%$	$K = 0,026$ мм/год; $\Pi = 4,1 \%$	$K = 0,038$ мм/год; $\Pi = 12,9 \%$		$K = 0,070$ мм/год; $\Pi = 21,7 \%$

Среди промежуточных продуктов их взаимодействия авторы работы [9] отмечают низшие карбоновые кислоты, которые подкисляют среду. Они являются коррозионно-опасными по отношению к стали и могут стимулировать катодный процесс ее наводороживания [1]. При транспортировке метановодородной смеси в ней может присутствовать CO_2 , способный содержаться в качестве примеси. В магистральных газопроводах допускается присутствие в природном газе до 2,4 % CO_2 . Как показали испытания [29], в наибольшей степени, чем даже в чисто водородной среде, скорость роста усталостной трещины происходит при одновременном присутствии H_2 и CO_2 . Однако механизм синергетического влияния CO_2 на водородное охрупчивание пока недостаточно изучен и требует дополнительных исследований.

В связи с этим авторами были проведены испытания на исследование пластичности проволоки в среде H_2 , аналогичные вышеприведенным сероводородным средам. Видно (табл. 4), что в присутствии водной среды (0,5 %-ный раствор NaCl) снижение пластичности стали в среднем составляет 50 – 60 %. Эти испытания проводились при совместном присутствии H_2 и CO_2 . Они

не выявили влияния CO_2 на проникновение водорода (табл. 4), но этот вопрос требует дальнейшего изучения.

Необходимо отметить, что в паровой фазе H_2 и CO_2 (без контакта с водой) не наблюдается какого-либо снижения пластичности стали также, как в воде, насыщенной только одним CO_2 . Отсутствие влияния водорода на пластические свойства стали в паровой фазе (табл. 4), по-видимому, связано с небольшим временным периодом испытаний (120 ч). В среде H_2S наводороживание стали с последующим ее водородным охрупчиванием происходит существенно быстрее (табл. 1), чем в присутствии H_2 . По данным работы [30], увеличение водородного растрескивания в среде H_2 может быть связано с ростом количества абсорбированного сталью водорода. Наблюдается зависимость водородного растрескивания от времени, необходимого для проникновения водорода в места дислокации в стали. Продолжительность воздействия водорода на сталь играет существенную роль, которая подлежит учету при планировании дальнейших экспериментов.

В работе [31] отмечается, что влияние водорода на магистральные газопроводы проявляется в снижении на 20 – 60 % пластичности и трещиностойкости труб-

Таблица 4. Результаты исследований в 0,5 %-ном растворе NaCl по изменению пластичности проволоки Sv08A после автоклавных испытаний

Table 4. Results of the studies in 0.5 % NaCl solution on change in plasticity of Sv08A wire after autoclave tests

Фаза	P, МПа		П, %	
	H ₂	CO ₂	без ингибитора	с ингибитором
Водная	0,81	1,78	50 – 60	0
Паровая	0,81	1,78	0	0
Водная	1,40	2,13	60 – 64	0 – 16
Паровая	1,40	2,13	0 – 18	0
Водная	0,69	0,05	50 – 59	0
Водная	–	1,78	0 – 6	0

ных сталей и в повышении на порядок скорости роста трещины. При этом эффект водородного охрупчивания может усиливаться с ростом концентрации водорода в водородометановой смеси и соответствующим увеличением P_{H_2} . По данным работы [32], критическое значение P_{H_2} , при котором аустенитная нержавеющая сталь типа 304SS начинает охрупчиваться при комнатной температуре в среде инертного газа с водородом, составляет от 0,05 до 0,1 МПа.

Исследования авторов работ [29; 31] свидетельствуют, что в присутствии водорода тип разрушения трубной стали меняется от вязкого к преимущественно хрупкому, приводящему к изменениям механических свойств стали. Отмечается [31], что на снижение показателей пластичности и интенсификацию водородного охрупчивания сталей также, как и в H₂S среде, в присутствии H₂ влияет их микроструктура: образцы с полосчатой ферритно-перлитной структурой оказались менее стойки к воздействию водородометановой смеси по сравнению с образцами с более однородной ферритно-бейнитной структурой. Установлено [33], что зарождение водородной трещины в трубопроводной стали X42 в смеси водорода (P_{H_2} до 0,5 – 10 МПа) и природного газа было локализовано на границе раздела феррит/перлит, где диффузия водорода усиливается в условиях локального напряжения/деформации вдоль границ зерен.

Для защиты от негативного влияния водорода можно выделить два основных способа: модифицирование стали (для снижения микроструктурных факторов, способствующих накопления H₂ в ней) и использование ингибиторов коррозии.

Одним из основных средств защиты от СВК является применение ингибиторов коррозии. Однако следует отметить, что в таких условиях имеющее место воздействие сероводородного охрупчивания на стальные трубы и оборудование серьезно осложняет не только коррозионную ситуацию, но и подбор потенциальных ингибиторов коррозии [34 – 35].

Возможными технологиями применения ингибиторов коррозии являются их дозирование в водную среду или создание ингибиторной пленки для защиты в паровой фазе. Полученные результаты испытаний показали (табл. 3), что пленка ингибитора в паровой фазе может быть эффективной для использованного ингибитора коррозии (K ниже 0,1 мм/год), но он не полностью подавляет локализацию дефектов на поверхности стали. При этом существенного наводороживания стали не происходило: P при 30 °С было 4,1 %, а при 90 °С достигало 21,7 %. Однако ингибиторные пленки других, не представленных здесь реагентов, еще менее защищали как от СВК ($K = 0,187 – 0,303$ мм/год), так и от наводороживания ($P = 34 – 64$ %) с образованием множественных питтингов на стали.

Несмотря на то, что при дозировании наиболее эффективного ингибитора в водную фазу общие коррозионные потери оказались низкими ($K = 0,013 – 0,038$ мм/год) и обеспечивался достаточно высокий уровень сохранности пластических свойств ($P = 8,8 – 12,9$ %) стали (табл. 3), изначальная концентрация 100 мг/л оказалась недостаточной при 90 °С (на поверхности стали наблюдались отдельные точечные повреждения). Увеличение дозировки реагента в водной фазе в 2 – 3 раза позволило исключить локализацию коррозии на стальной поверхности при повышенной температуре эксперимента (табл. 3).

Причиной усиления питтинговой коррозии могут быть либо недостаточная концентрации ингибитора коррозии (для образования равномерного слоя на стали), либо невысокая скорость адсорбции на металлической поверхности (по сравнению с реакционно-активным FeS). О конкурентной адсорбции между сульфидом железа и ингибитором коррозии на стальной поверхности, которая может подрывать целостность ингибиторной пленки, сообщается в работе [34].

Применение ингибиторов коррозии в водной среде, насыщенной H₂ и CO₂, также позволило обеспечить сохранение пластичности стали (табл. 4).

Исследования по совершенствованию свойств стали и повышению их стойкости к проникновению водорода также продолжаются. В работе [36] приводится положительный пример формирования однородной ферритно-бейнитной микроструктуры стали, обладающей повышенной стойкостью к водородному растрескиванию. Регулированием термических режимов закалки и отпуска стали удается получить структуру металла с такими уровнями микронапряжений и плотностью дислокаций, которые позволяют повысить стойкость против растрескивания в H₂S-среде [37]. Исследования показали [12], что с увеличением температуры с 850 до 1150 °С при формировании трубной стали API X65 можно изменить соотношение ферритной и перлитной составляющих. Происходит повышение содержания, стабильности и размеров граней зерна феррита с одновременным снижением в стали перлита (с 15 до 2 %).

Рост ферритной составляющей положительно сказался как на снижении скорости протекания катодного и анодного процессов в H_2S -среде, так и на уменьшении количества водорода, скапливающегося в «ловушках». Для обеспечения стойкости конструкционных сталей против растрескивания в средах с H_2S используется также комплексный подход по модифицированию стали кальцием и редкоземельными металлами совместно с указанными выше технологическими способами (в виде закалки и последующего отпуска). С их помощью предотвращается формирование в стали КАНВ (сульфидов железа), служащих «ловушками» для водорода, и образование микронапряжений рядом с ними, снижая образование микротрещин, приводящих к водородному растрескиванию.

Выводы

Анализ результатов проведенных исследований и литературных данных показывает, что снижение пластичности стали, вызываемое ее наводороживанием, происходит в сероводородных средах газовых месторождений и в присутствии молекулярного водорода в отдельности или в смеси с другими газами. Интенсивное агрессивное воздействие на растрескивание трубопроводов и оборудования, изготовленных из углеродистой и низколегированной сталей, оказывают эксплуатационные условия H_2S -содержащих газовых месторождений. Последствия наводороживания различных сталей проявляются в виде появления трещин и блистеров на стали. Проникающая и накопительная способность водорода в стали усиливается и зависит от присутствия неоднородностей в микроструктуре стали (КАНВ, соотношение и размеры ферритно-перлитных составляющих и др.). Установлено, что пленка продуктов коррозии на стали в паровой фазе формируется существенно тоньше, чем в водной. В подкисленной уксусной кислотой среде в добавление к макиnavиту (тетрагональному FeS), как основному продукту коррозии, еще образуется кубическая форма сульфида железа, что делает пленку менее плотноупакованной и обладающей меньшими защитными свойствами. Морфология образующихся отложений (плотность/рыхлость, отсутствие/наличие пор) и их толщина оказывают влияние на их барьерные свойства по отношению как к СВК, так и проникновению водорода в сталь. Применение ингибиторов коррозии способно сохранить пластичность стали на достаточно высоком уровне как в среде H_2S , так и H_2 (в том числе и в сочетании с CO_2).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Вагапов Р.К. Коррозионное разрушение стального оборудования и трубопроводов на объектах газовых месторождений в присутствии агрессивных компонентов. *Технология металлов*. 2021;(3):47–54.

Vagapov R.K. Corrosion destruction of steel equipment and pipelines at gas field facilities in the presence of aggressive components. *Steel in Translation*. 2023;53(1):5–10.

<https://doi.org/10.3103/S0967091223010138>

2. Кантюков Р.Р., Запечалов Д.Н., Вагапов Р.К. Оценка влияния эксплуатационных условий на стойкость сталей, применяемых в H_2S -содержащих средах на объектах добычи углеводородов. *Металлург*. 2021;(12):24–31.

https://doi.org/10.52351/00260827_2021_12_24

Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Assessment of the effect of operating conditions on the resistance of steels used in H_2S -containing environments at hydrocarbon production facilities. *Metallurgist*. 2022;65:1369–1380.

<https://doi.org/10.1007/s11015-022-01284-4>

3. Ghosha G., Rostron P., Garg R., Panday A. Hydrogen induced cracking of pipeline and pressure vessel steels: A review. *Engineering Fracture Mechanics*. 2018;199:609–618.

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.06.018>

4. Vagapov R.K., Kantuyukov R.R., Zapevalov D.N. Investigation of the corrosiveness of moisture condensation conditions at gas production facilities in the presence of CO_2 . *International Journal of Corrosion and Scale Inhibition*. 2021;10(3):994–1010.

<https://doi.org/10.17675/2305-6894-2021-10-3-11>

5. Жирнов Р.А., Дербенёв В.А., Люгай А.Д., Полозков К.А., Семиколонов Т.Г., Никитин В.В., Дымочкина М.Г. Перспективы обратной закачки в пласт кислых газов для повышения эффективности разработки месторождений (на примере Астраханского ГКМ). *Наука и техника в газовой промышленности*. 2020;(1(81)):32–39.

Zhirnov R.A., Derbenev V.A., Lyugai A.D., Polozkov K.A., Semikolenov T.G., Nikitin V.V., Dymochkina M.G. Prospects for acid gas re-injection into the formation to improve the efficiency of field development (on the example of the Astrakhan GCF). *Nauka i tekhnika v gazovoi promyshlennosti*. 2020;(1(81)):32–39. (In Russ.).

6. Аксютин О.Е., Ишков А.Г., Романов К.В., Тетеревлев Р.В. Метано-водородная энергия для низкоэмиссионного развития. *Газовая промышленность*. 2018;(11(777)):120–125.

Aksyutin O.E., Ishkov A.G., Romanov K.V., Teterevlev R.V. Methane-hydrogen energy for low-emission development. *Gazovaya promyshlennost'*. 2018;(11(777)):120–125. (In Russ.).

7. Messaoudani Z.L., Rigas F., Hamid M.D.B., Hassan C.R.C. Hazards, safety and knowledge gaps on hydrogen transmission via natural gas grid: A critical review. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2016;41(39):17511–17525.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.07.171>

8. Wu X., Zhang H., Yang M., Jia W., Qui Y., Lan L. From the perspective of new technology of blending hydrogen into natural gas pipelines transmission: Mechanism, experimental study, and suggestions for further work of hydrogen embrittlement in high-strength pipeline steels. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2022;47(12):8071–8090.

<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.12.108>

9. Киреева Т.А., Берестовская Ю.Ю. Микробиологические изменения водородсодержащих газов при подземном хранении. *Газовая промышленность*. 2012;(5(684)):51–54.

Kireeva T.A., Berestovskaya Yu.Yu. Microbiological shifts in hydrogen-rich gases under storage. *Gazovaya promyshlennost'*. 2012;(5(684)):51–54. (In Russ.).

10. ГОСТ 1579-93 Проволока. Метод испытания на перегиб. GOST 1579-93 Wire. Bend test method. (In Russ.).
11. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры. GOST 8233-56 Steel. Microstructure standards. (In Russ.).
12. Mousavi Anijdan S.H., Arab Gh., Sabzi M., Sadeghi M., Eivani A.R., Jafarian H.R. Sensitivity to hydrogen induced cracking, and corrosion performance of an API X65 pipeline steel in H₂S containing environment: influence of heat treatment and its subsequent microstructural changes. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:1–16. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.118>
13. Quispe-Avilés J.M., Pereira Fiori M.A., Hincapié-Ladino D., Prada Ramirez O.M., Gomes de Melo H. Effects of Mn and microalloying composition on corrosion and hydrogen-induced cracking of API 5L X65 steels. *Corrosion*. 2022;78(8):765–777. <https://doi.org/10.5006/3876>
14. Huang F., Li X.G., Liu J., Qu Y.M., Du C.W. Effects of alloying elements, microstructure, and inclusions on hydrogen induced cracking of X120 pipeline steel in wet H₂S sour environment. *Materials and Corrosion*. 2012;63(1):59–66. <https://doi.org/10.1002/maco.201005649>
15. Науменко В.В., Мурсенков Е.С., Кудашов Д.В., Удод К.А. Исследование причин формирования блистерингов на поверхности металла после испытаний на водородное растрескивание и их классификация. *Сталь*. 2022;(2):44–49. Naumenko V.V., Mursenkov E.S., Kudashov D.V., Udod K.A. Study of reasons for the blistering formation on metal surface after the tests on hydrogen induced cracking and classification of blisterings. *Steel in Translation*. 2022;52(2):263–269. <https://doi.org/10.3103/S0967091222020139>
16. Ибатуллин К.А., Вагапов Р.К. Оценка влияния различных факторов на коррозию сталей при конденсации влаги в условиях транспортировки коррозионно-агрессивного газа. *Практика противокоррозионной защиты*. 2022;27(3):31–46. Ibatullin K.A., Vagapov R.K. Evaluation of the influence of various factors on the corrosion of steels during moisture condensation under the conditions of transportation of a corrosive gas. *Praktika protivokorroziionnoi zaschity*. 2022;27(3):31–46. (In Russ.).
17. Амежнов А.В., Родионова И.Г. Влияние химического и фазового состава неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых и низколегированных сталей в водных средах, характерных для условий эксплуатации нефтепромысловых трубопроводов. *Металлург*. 2019;(7):15–30. Amezhnov A.V., Rodionova I.G. Effect of non-metallic inclusion chemical and phase composition on corrosion resistance of carbon and low alloy steels in water media typical for oilfield pipeline operating conditions. *Metallurgist*. 2019;63:717–726. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00881-0>
18. Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Мизин В.Г. Влияние химически активных элементов на водородное растрескивание стали для труб. *Сталь*. 2016;(3):50–53. Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Mizin V.G. Influence of chemically active elements on the hydrogen cracking of pipe steel. *Steel in Translation*. 2016;46(3):220–223. <https://doi.org/10.3103/S0967091216030037>
19. Talukdar A., Rajaraman P.V. Effect of acetic acid in CO₂-H₂S corrosion of carbon steel at elevated temperature. *Materials Today: Proceedings*. 2022;57(4):1842–1845. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.036>
20. Михалкина О.Г., Федоров П.П., Андреев П.О. Получение соединений редкоземельных элементов с использованием сульфидов. *Химическая технология*. 2011;12(12):706–710. Mikhalkina O.G., Fedorov P.P., Andreev P.O. Obtaining compounds of rare earth elements using sulfides. *Khimicheskaya Tekhnologiya*. 2011;12(12):706–710. (In Russ.).
21. Zhou C., Chen X., Wang Z., Zheng S., Li X., Zhang S. Effects of environmental conditions on hydrogen permeation of X52 pipeline steel exposed to high H₂S-containing solutions. *Corrosion Science*. 2014;89:30–37. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.07.061>
22. Liu Z., Wang Y., Hai Y., Qiao Y., Zheng C., Wang D., Shi X., Lu H., Liu C. Corrosion behavior of low alloy steel used for new pipeline exposed to H₂S-saturated solution. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2022;47(77):33000–33013. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.07.203>
23. Alanazi N.M., Al-Enezi A.A. The effect of the partial pressure of H₂S and CO₂ on the permeation of hydrogen in carbon steel by using pressure buildup techniques. *Corrosion*. 2019;75(10):1207–1215. <https://doi.org/10.5006/3128>
24. Kittel J., Smanio V., Fregonese M., Garnier L., Lefebvre X. Hydrogen induced cracking (HIC) testing of low alloy steel in sour environment: Impact of time of exposure on the extent of damage. *Corrosion Science*. 2010;52(4):1386–1392. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2009.11.044>
25. Huang B., Peng H., Chen X., Gong C., Li J. Study on the impact toughness and diffusible hydrogen of G105 drill pipe steel in wet H₂S environment. *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2017;52(6):453–458. <https://doi.org/10.1080/1478422X.2017.1329247>
26. Laureys A., Depraetere R., Cauwels M., Depover T., Hertelé S., Verbeken K. Use of existing steel pipeline infrastructure for gaseous hydrogen storage and transport: A review of factors affecting hydrogen induced degradation. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2022;101:104534. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2022.104534>
27. Zhou D., Li T., Huang D., Wu Y., Huang Z., Xiao W., Wang Q., Wang X. The experiment study to assess the impact of hydrogen blended natural gas on the tensile properties and damage mechanism of X80 pipeline steel. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2017;42(10):7407–7412. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.267>
28. Кантюков Р.Р., Запелалов Д.Н., Вагапов Р.К. Исследование коррозионной активности сред и стойкости используемых материалов в условиях присутствия агрессивного диоксида углерода. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2021;64(11):793–801. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-793-801> Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Media corrosiveness and materials resistance at presence of aggressive carbon dioxide. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):793–801. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-793-801>
29. Shang J., Chen W., Zheng J., Hua Z., Zhang L., Zhou C., Gu C. Enhanced hydrogen embrittlement of low-carbon steel to natural gas/hydrogen mixtures. *Scripta Materialia*.

2020;189:67–71.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.08.011>

30. Song E.J., Baek S.-W., Nahm S.H., Baek U.B. Notched-tensile properties under high-pressure gaseous hydrogen: Comparison of pipeline steel X70 and austenitic stainless type 304L, 316L steels. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2017;42(12):8075–8082.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.12.069>

31. Настич С.Ю., Лопаткин В.А., Арабей А.Б., Егоров В.А., Попков А.С. Изменение механических свойств металла труб магистральных газопроводов под воздействием газообразного водорода при высоком давлении. В сб.: *Газотранспортные системы: настоящее и будущее (ГТС-2023): тезисы докладов IX Международной научно-технической конференции. Казань, 03–07 апреля 2023 г.* Казань: Газпром ВНИИГАЗ; 2023:27.

32. Koide K., Minami T., Anraku T., Iwase A., Inoue H. Effect of hydrogen partial pressure on the hydrogen embrittlement susceptibility of type 304 stainless steel in high pressure H₂/Ar mixed gas. *ISIJ International*. 2015;55(11):2477–2482.

<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-232>

33. Nguyen T.T., Park J.S., Nahm S.H., Baek U.B. Evaluation of hydrogen related degradation of API X42 pipeline under hydrogen/natural gas mixture conditions using small punch test. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2021;113:102961.

<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.102961>

34. Pessu F., Barker R., Chang F., Chen T., Neville A. Iron sulphide formation and interaction with corrosion inhibitor in H₂S-containing environments. *Journal of Petroleum Science and Engineering*. 2021;207:109152.

<https://doi.org/10.1016/j.petrol.2021.109152>

35. Tsygankova L.E., Uryadnikov A.A., Abramov A.E., Semenyuk T.V. Inhibiting formulations against hydrogen sulfide corrosion of carbon steel. *International Journal of Corrosion and Scale Inhibition*. 2022;11(1):102–110.

<https://doi.org/10.17675/2305-6894-2021-11-1-5>

36. Матросов Ю.И., Холодный А.А., Матросов М.Ю. и др. Влияние параметров ускоренного охлаждения на микроструктуру и сопротивление водородному растрескиванию низколегированных трубных сталей. *Металлург*. 2015;(1):68–75.

Matrosov Yu.I., Kholodnyi A.A., Matrosov M.Yu., Popov E.S., Konovalov G.N., Sosin S.V. Effect of accelerated cooling parameters on microstructure and hydrogen cracking resistance of low-alloy pipe steels. *Metallurgist*. 2015;59:60–68. <https://doi.org/10.1007/s11015-015-0061-1>

37. Науменко В.В., Мунтин А.В., Баранова О.А., Сметанин К.С. Стойкость против водородного растрескивания проката из конструкционной стали после термической обработки. *Сталь*. 2021;(3):44–49.

Naumenko V.V., Muntin A.V., Baranova O.A., Smetanin K.S. Resistance to hydrogen cracking of rolled structural steel after heat processing. *Steel in Translation*. 2021;51(3): 211–216. <https://doi.org/10.3103/S0967091221030086>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Рафаэль Рафкатович Кантюков, к.т.н., заместитель генерального директора по науке, ООО «Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ»
ORCID: 0000-0003-3339-4774

E-mail: vniigaz@vniigaz.gazprom.ru

Дмитрий Николаевич Запевалов, к.т.н., начальник Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии, ООО «Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ»
ORCID: 0000-0002-2867-1995

E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Руслан Кизитович Вагапов, д.т.н., к.х.н., начальник лаборатории защиты от атмосферной и внутренней коррозии, ООО «Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ»
ORCID: 0000-0002-8467-4103

E-mail: R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

Rafael' R. Kantyukov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy General Director for Research, LLC "Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – Gazprom VNIIGAZ"

ORCID: 0000-0003-3339-4774

E-mail: vniigaz@vniigaz.gazprom.ru

Dmitry N. Zapevalov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Corporate Scientific and Technical Center for Corrosion Monitoring and Protection, LLC "Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – Gazprom VNIIGAZ"

ORCID: 0000-0002-2867-1995

E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Ruslan K. Vagapov, Dr. Sci. (Eng.), Cand. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory of Atmospheric and Internal Corrosion Protection, LLC "Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – Gazprom VNIIGAZ"

ORCID: 0000-0002-8467-4103

E-mail: R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Р. Р. Кантюков – формирование концепции статьи и аннотации, целей и задач исследования, корректировка выводов.

Д. Н. Запевалов – научное руководство, доработка и корректировка текста, формирование введения и выводов.

Р. К. Вагапов – анализ результатов исследований, написание основного текста статьи, поиск и анализ литературных данных, форматирование и оформление текста.

R. R. Kantyukov – formation of the article concept and abstract, goals and objectives of the study; correction of conclusions.

D. N. Zapevalov – scientific guidance, revision and correction of the text, formation of introduction and conclusions.

R. K. Vagapov – analysis of research results, writing the main text, search and analysis of literary data, text formatting and design.

Поступила в редакцию 30.05.2023

После доработки 09.11.2023

Принята к публикации 19.12.2023

Received 30.05.2023

Revised 09.11.2023

Accepted 19.12.2023



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-65-72



Оригинальная статья

Original article

СТРУКТУРА И ЕЕ ДЕФЕКТЫ ПРИ АДДИТИВНОМ ВЫРАЩИВАНИИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ И ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

Ю. Г. Кабалдин, М. А. Чернигин

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (Россия, 603022, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

✉ honeybadger52@yandex.ru

Аннотация. В настоящее время происходит активное развитие и изучение аддитивных технологий. Технологии 3D-печати металлами позволяют получать детали и конструкции сложной конфигурации с применением минимума формообразующих операций, что может приводить к снижению общей себестоимости получаемых изделий. В данной работе исследовалось структурообразование при изготовлении изделий из нержавеющей стали 10X12H10T и 08X18H9 аддитивными методами – SLM (*Selective Laser Melting*, селективное лазерное спекание) и WAAM (*Wire Arc Additive Manufacturing*, электродуговое выращивание). В ходе микроструктурного анализа было установлено, что при изготовлении изделий по технологии SLM образуются мелкие аустенитные зерна, ориентированные по направлению отвода тепла, а при методе WAAM аустенит формируется преимущественно в виде дендритов. Показано, что при изготовлении образцов методом SLM образуется пористость, что связано с непроплавлением отдельных частиц порошка. При реализации аддитивного выращивания методом WAAM (электродуговой наплавкой) повышенная пористость отсутствует. В ходе исследования выявлен новый дефект структуры, формирующийся при изготовлении изделий обоими методами – это образование границ раздела между слоями, что связано с самой технологией аддитивного выращивания. При выращивании изделия методом WAAM он проявляется более явно, чем при получении металла методом SLM. Границы наплавочных валиков при изготовлении изделий методом SLM более интенсивно накапливают различные интерметаллиды и структурные дефекты. Вследствие малого относительного объема одного наплавочного валика, по сравнению с методом WAAM, скопление данных дефектов и интерметаллидов может выступать эффективным барьером при движении дислокаций и приводить к повышению прочностных свойств изделий.

Ключевые слова: аддитивное выращивание, нержавеющие стали, SLM, WAAM, структура образцов, дефекты структуры

Для цитирования: Кабалдин Ю.Г., Чернигин М.А. Структура и ее дефекты при аддитивном выращивании нержавеющей стали методами лазерного спекания и электродуговой наплавки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):65–72.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-65-72>

STRUCTURE AND ITS DEFECTS IN ADDITIVE MANUFACTURING OF STAINLESS STEELS BY LASER MELTING AND ELECTRIC ARC SURFACING

Yu. G. Kabaldin, M. A. Chernigin

R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University (24 Minina Str., Nizhny Novgorod 603022, Russian Federation)

✉ honeybadger52@yandex.ru

Abstract. Currently, there is an active development and study of additive technologies. Metal 3D printing makes it possible to obtain parts and structures of complex configuration using a minimum of shaping operations, which can lead to a reduction in overall cost of the resulting products. In this paper, we studied the structure formation in manufacture of products made of stainless steels 10Cr12Ni10Ti (analogue of AISI 321) and 08Cr18Ni9 (analogue of AISI 304) by additive methods – SLM (*Selective Laser Melting*) and WAAM (*Wire Arc Additive Manufacturing*). In the course of microstructural analysis, it was found that during the manufacture of products using SLM technology, small austenitic grains oriented in the direction of heat removal are formed, and with WAAM method, austenite is formed mainly in form of dendrites. It is shown that porosity is formed during manufacture of the samples by SLM method, which is associated with non-melting of individual powder particles. When implementing additive manufacturing by WAAM (electric arc surfacing), there is no increased porosity. In the course of the study, a new defect of the structure formed during the manufacture of products by both methods was revealed – formation of interface boundaries between layers, which is associated with the technology of additive manufacturing itself. When manufacturing a WAAM product, it manifests itself more clearly than when obtaining metal by SLM. Boundaries

of the surfacing rollers in the manufacture of products by SLM accumulate various intermetallics and structural defects more intensively, relative to WAAM. As a result of the small relative volume of one surfacing roller, compared with WAAM, accumulation of these defects and intermetallics can act as an effective barrier during movement of dislocations, which can lead to an increase in the strength properties of products.

Keywords: additive manufacturing, stainless steels, SLM, WAAM, sample structure, structural defects

For citation: Kabaldin Yu.G., Chernigin M.A. Structure and its defects in additive manufacturing of stainless steels by laser melting and electric arc surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):65–72. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-65-72>

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии – это новое направление цифровых технологий, которые сейчас активно развиваются [1 – 7]. Однако на текущий момент терминология этого направления еще полностью не сформировалась, причем не только в России, но и в мире. Сейчас в России активно разрабатываются профильные ГОСТы, которые частично гармонизированы со стандартами ISO и ASTM, а частично опережают их.

В настоящее время существует ряд технологий аддитивного выращивания (АВ) изделий, среди которых наибольшее развитие получили SLM (лазерное спекание порошков) и технология WAAM (электродуговая наплавка).

Технология SLM – это аддитивный технологический процесс изготовления деталей по электронной геометрической модели путем наплавки металлического сырья лазерным излучением [1 – 6]. В качестве металлического сырья может использоваться как порошок, так и проволока.

В последнее время получила также развитие технология электродугового выращивания (технология WAAM) изделий. При этом аддитивное электродуговое выращивание изделий [5 – 8] является самым высокопроизводительным (до 15 кг/ч) и позволяет изготавливать крупногабаритные изделия. Технология WAAM наиболее подходит для отечественного производства, так как электродуговая наплавка и сварка применяются практически на любом предприятии, где работают с металлами.

Следует также отметить, что обе эти технологии в России еще мало изучены, особенно дефектообразование [1 – 2] при их реализации, что обуславливает снижение механических свойств металла. В этой связи, целью настоящей работы является исследование дефектообразования при аддитивном выращивании изделий (образцов) данными методами.

МЕТОДИКИ И МАТЕРИАЛЫ

При аддитивном выращивании широкое применение находят нержавеющие стали в силу их особых свойств [6; 9; 10], в частности, хорошей свариваемости, коррозионной стойкости и т. д.

В работе исследовались достаточно широко распространенные нержавеющие стали 12X18H10T и 08X18H9 с ГЦК структурой как вследствие хорошей свариваемости слоев, так и текучести металла при его расплавлении.

Изготовление образцов методом SLM осуществлялось с использованием порошка из стали 10X18H10T с размером сферических частиц 50 – 80 мкм. Было получено несколько образцов с использованием разного исходного порошка (образец 1 и 2). При наплавке образцов использовался порошок, изготовленный одним производителем, но образец 1 наплавлялся с использованием только что вскрытой упаковки порошка, а порошок для образца 2 уже использовался до этого, и заводская упаковка была вскрыта заранее. Химический состав образцов представлен в табл. 1.

При аддитивном выращивании образцов методом WAAM применялась сварочная проволока Св-08X18H9 (ER308LSi).

Изготовление образцов для исследований методом SLM выполнялось в виде брусков на установке Rusmelt 300M.

Выращивание заготовок методом WAAM в виде стенок проводили на разработанном и специально созданном для этих целей экспериментальном стенде. В работах [6; 11] описана технология 3D-печати электродуговой наплавкой. Реализуемый на стенде способ 3D-печати на станках с ЧПУ защищен патентом RU 2696121C1. Исследования процесса 3D-печати проводили при скорости перемещения газовой горелки 350 и 400 мм/мин в защитной атмосфере CO₂. Погонную энергию наплавки изменяли в диапазоне 150 – 1200 Дж/мм.

Для определения структуры напечатанных заготовок получали образцы и из них изготавливали шлифы. Приготовление шлифов осуществлялось по стандартной методике при помощи механического шлифования наждачной бумагой различной зернистости и полирования с использованием паст. В качестве реактива при химическом травлении, следуя рекомендациям справочной литературы [12 – 14], применялся раствор, состоящий из 5 см³ HNO₃, 50 см³ HCl и 50 см³ H₂O.

Структурный анализ проводился при помощи оптического микроскопа модели KEYENCEVHX-1000.

Таблица 1. Химический состав образцов, изготовленных методом SLM, %

Table 1. Chemical composition of the samples obtained by SLM, %

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cu	Mo	Cr
0,080	0,694	0,432	0,236	0,147	10,6	0,296	0,9913	17,1

Фрактографическое исследование осуществлялось на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3. Исследование химического состава металла выполнялось на спектрометре ARL 3460.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В ходе оптико-эмиссионного анализа образцов, полученных методом WAAM, выявлен незначительный угар углерода и кремния. Данный эффект связан с технологическими особенностями изготовления образцов и характерен для литейных и сварочных операций. В табл. 2 представлен химический состав исходной проволоки из нержавеющей стали 08X18H9 и образца, изготовленного методом WAAM.

Из табл. 2 следует, что, хотя процентное содержание ряда элементов при аддитивном выращивании уменьшается, однако находится в допустимых пределах.

Как правило, металлические порошки, используемые при изготовлении изделий методом SLM, имеют высокую удельную поверхность, что обуславливает неизбежное наличие пористости в образцах, а также перенос адсорбированных на поверхности порошков загрязняющих веществ в объем готового изделия. Поэтому необходимо было, прежде всего, исследовать пористость заготовок и структуру металла, получаемого методом SLM.

Для изучения образования пористости металла и загрязненности неметаллическими включениями проводилось исследование поверхности нетравленых шлифов, полученных методом SLM (рис. 1). В ходе исследования у ряда образцов не было выявлено повышенной пористости металла. Степень загрязненности металла неметаллическими включениями определялась на микрошлифе при увеличении 100 в соответствии с ГОСТ 1778–70. Результаты исследования на загрязненность неметаллическими включениями представлены в табл. 3.

При металлографическом исследовании образца в поперечном наплавке направлении выявляются резкие границы наплавочных валиков (рис. 2). Отсутствуют ярко выраженные признаки дендритной структуры, характерной для металла после 3D-печати.

Таблица 2. Химический состав проволоки из стали 08X18H9 и наплавленного материала методом WAAM, %

Table 2. Chemical composition of 08Cr18Ni9 wire and metal deposited by WAAM, %

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cu	Mo	Cr
Проволока								
0,0019	1,95	0,9	0,012	0,200	9,90	0,05	0,06	19,79
Наплавленный материал								
0,0100	1,80	0,8	0,012	0,013	10,00	0,10	0,10	20,00

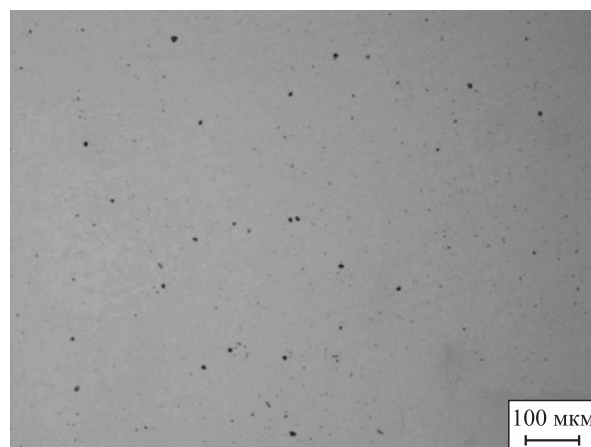


Рис. 1. Нетравленный шлиф образца 1, полученного методом SLM

Fig. 1. Unetched section of sample 1 obtained by SLM

В целом структура наплавленного металла, формируемая методом SLM, представлена относительно мелкими аустенитными зернами, ориентированными в направлении отвода тепла. Отчетливо наблюдаются аустенитные двойники (рис. 2). Ближе к границам сплавления слоев происходит измельчение структуры, видны аномально мелкие аустенитные зерна (также ориентированные по направлению отвода тепла).

В целом полученные данные микроструктурного анализа соответствуют результатам, представленным в работах других авторов [15 – 18].

При исследовании образца 2 обнаружены крупные поры и скопления пор, подсадочные раковины [19]. Все выявленные несплошности относятся к типичным дефектам, образующимся при литье или сварке металла.

Средний размер несплошностей подсчитывался при увеличении 50 в нескольких точках нетравленого отполированного шлифа и составил 94 мкм (рис. 3). Наличие скоплений несплошностей такого размера

Таблица 3. Баллы загрязненности шлифа различными неметаллическим включениям в соответствии с ГОСТ 1778

Table 3. Points of contamination of the section with various non-metallic inclusions in accordance with GOST 1778

Вид включения	Балл
Оксиды точечные	2
Оксиды строчечные	0
Нитриды точечные	1
Нитриды строчечные	0
Сульфиды	0
Силикаты недеформирующиеся, хрупкие и пластичные	0

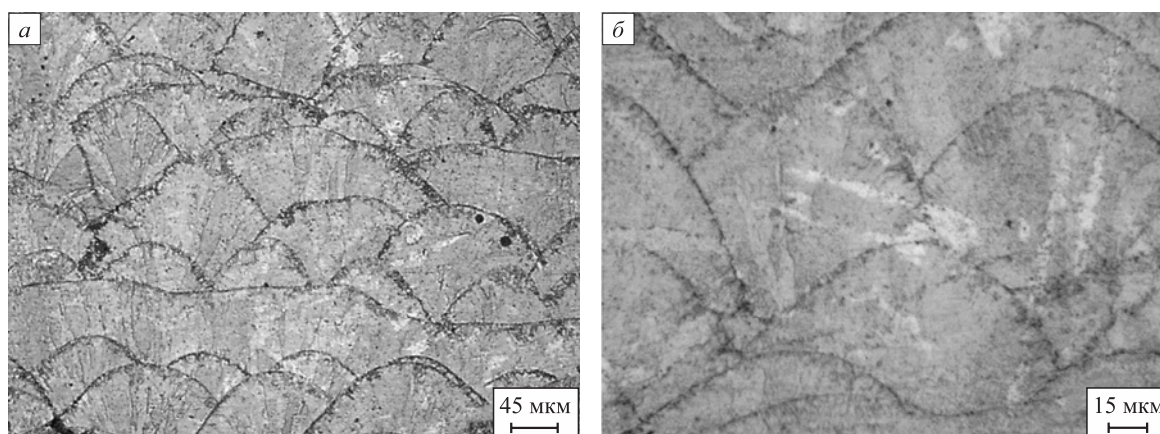


Рис. 2. Структура образца 1, полученного методом SLM: $\times 200$ (а); $\times 500$ (б)

Fig. 2. Structure of sample 1 obtained by SLM: $\times 200$ (a); $\times 500$ (b)

может оказывать негативное влияние на механические свойства изделия.

В настоящее время повышенная пористость у образцов, полученных методом SLM, связывается загрязнением порошка различными примесями, либо взрывным плавлением частиц порошка. Очевидно, что исходное сырье, использованное для изготовления образца 2, могло быть загрязнено. Выявленные дефекты можно отнести к типичным дефектам, характерным для данной технологии [20].

На рис. 4 представлена электронная фрактограмма, показывающая наличие на поверхности излома образца 2 сферических частиц нерасплавленного порошка стали 12X18H10T.

Следовательно, пористость металла изделий, полученных методом SLM, в основном обусловлена нерасплавлением частиц порошка из-за его загрязненности или неправильно подобранного режима.

Структура наплавленного металла дендритная. Вблизи границы сплавления дендриты ориентированы нормально к ней, что может быть обусловлено наличием градиента температур, а в глубине наплавленного металла расположены беспорядочно. Неупорядоченные дендриты имеют меньшую длину, чем нормально ориентированные, но у них более развитое строение границ. В целом структура наплавленного металла схожа с микроструктурой, получаемой в результате кристаллизации аустенитной стали.

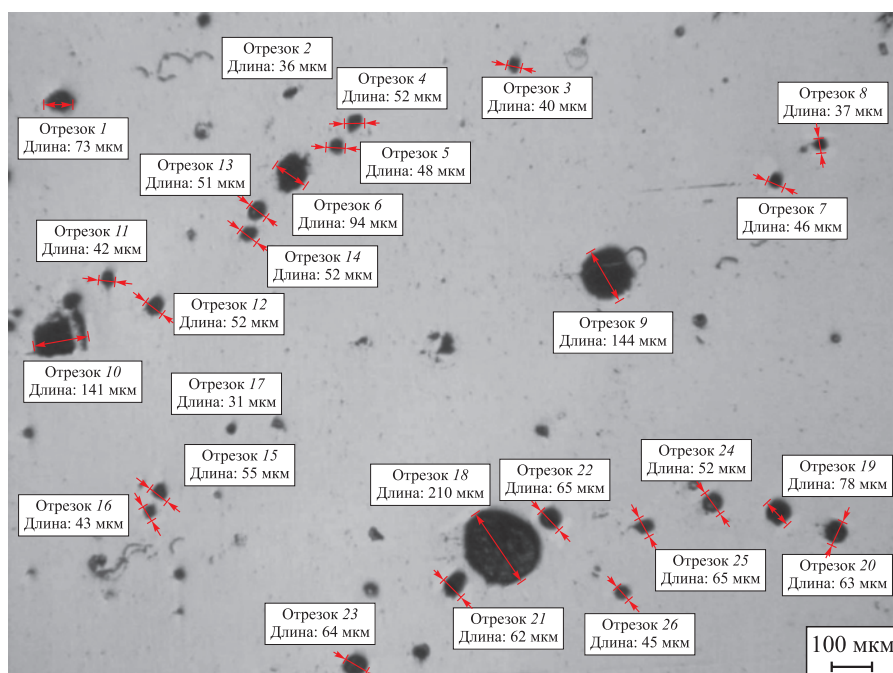


Рис. 3. Нетравленный шлиф образца 2, полученного методом SLM

Fig. 3. Unetched section of sample 2 obtained by SLM

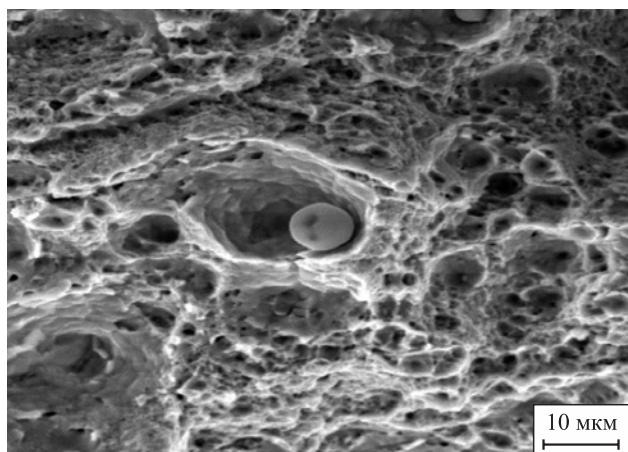


Рис. 4. Фрактограмма излома образца 2, полученного методом SLM, после его растяжения

Fig. 4. Fractogram of the fracture of sample 2 obtained by SLM after its stretching

Металлографический анализ шлифов образцов из стали 08X18H9, полученных методом WAAM, показал, что пористость практически отсутствует. На рис. 6 представлен нетравленный шлиф образца. Степень загрязненности металла неметаллическими включениями определялась на микрошлифе при увеличении 100 в соответствии с ГОСТ 1778–70. Результаты исследования на загрязненность неметаллическими включениями представлены в табл. 4.

На рис. 7 показана микроструктура полученного металла методом WAAM на оптимальных режимах 3D печати. Структура наплавленного металла методом WAAM дендритная и изменяется по мере движения от границы сплавления в глубину наплавленного металла от ячеисто-дендритной к преимущественно дендритной с неупорядоченной ориентировкой. В целом структура наплавленного металла схожа с микроструктурой, получаемой при кристаллизации аустенитной стали или при аддитивном выращивании другими методами.

Таблица 4. Баллы загрязненности шлифа различными неметаллическими включениями в соответствии с ГОСТ 1778

Table 4. Points of contamination of the section with various non-metallic inclusions in accordance with GOST 1778

Вид включения	Балл
Оксиды точечные	0,5
Оксиды строчечные	0
Нитриды точечные	0
Нитриды строчечные	0
Сульфиды	0
Силикаты недеформирующиеся, хрупкие и пластичные	0

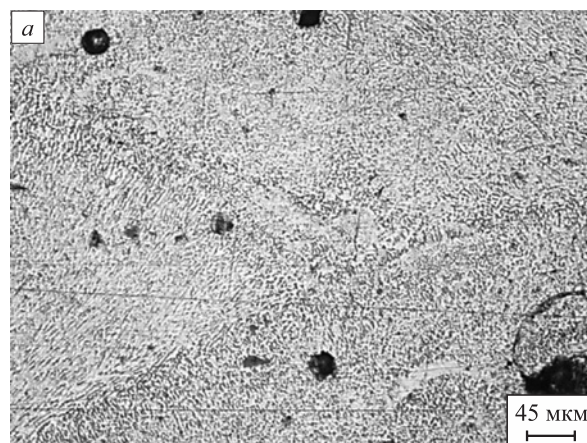


Рис. 5. Структура образца 2, полученного методом SLM: ×200 (а); ×500 (б)

Fig. 5. Structure of sample 2 obtained by SLM: ×200 (а); ×500 (б)

Анализ показывает, что такие дефекты структуры, как пористость и структурная неоднородность присущи всем известным методам получения металла. Однако при аддитивном выращивании выявлен новый дефект структуры, формирующийся при изготовлении

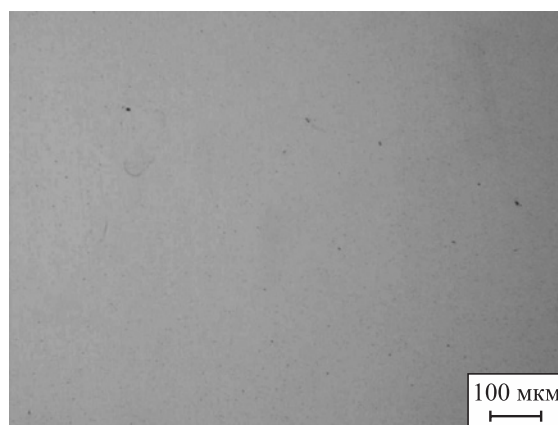


Рис. 6. Нетравленный шлиф образца, полученного методом WAAM

Fig. 6. Unetched section of the sample obtained by WAAM

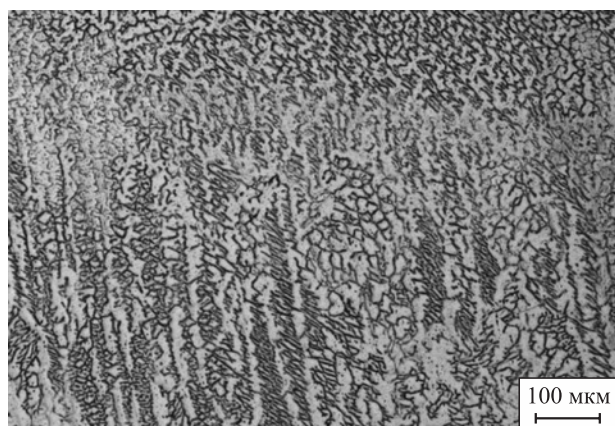


Рис. 7. Микроструктура металла образца, полученного методом WAAM из сварочной проволоки Св-08Х18Н9 (ER308Lsi)

Fig. 7. Microstructure of metal of the sample obtained by WAAM from welding wire Sv-08Cr18Ni9 (ER308Lsi)

изделий обоими методами – это образование границ раздела между слоями, что связано с самой технологией послойного аддитивного выращивания.

На рис. 8 представлены микрофотографии границы раздела образцов, изготовленных методами WAAM и SLM. На границе раздела слоев также обнаруживается пористость.

Как показали исследования, формирование границ раздела между слоями является причиной образования высоких внутренних напряжений в изделии. При выращивании изделия методом WAAM влияние границ раздела между слоями на внутренние напряжения проявляется более явно, чем при получении металла методом SLM. Это связано с наличием у указанных методов различия в толщине слоев. При реализации выращивания изделий методом SLM толщина слоя составляет 0,2 – 0,5 мм, а при выращивании методом WAAM – 0,8 – 0,9 мм.

Следует указать на еще один дефект, который считается нежелательным при аддитивном выращивании сталей – это наличие δ -фазы и σ -фазы. Однако с использованием рентгеноструктурного анализа установлено [8], что их содержание в образцах при выращивании изделия обоими методами не превышает 4 %, т. е. находится в пределах допустимого.

Несмотря на то, что в традиционной технологии наличие сварного шва приводит к ослаблению конструкции в целом, металл, полученный методом SLM, имеет прочность, превосходящую прочность прокатанного металла. Этот эффект отражен в ряде исследований и может быть объяснен тем, что в данном случае один наплавленный валик занимает сравнительно малый объем относительно всего наплавленного металла. В нем могут концентрироваться различные интерметаллиды, которые из-за быстрой скорости охлаждения не успевают полностью перейти в сварной шлак и выйти на поверхность металла (что происходит при

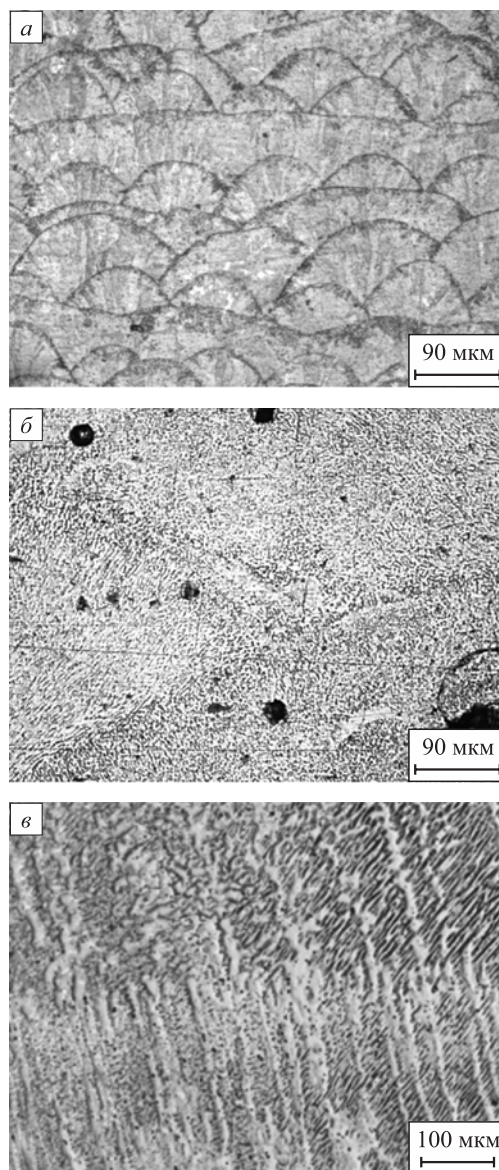


Рис. 8. Микрофотографии границы раздела металла образцов: SLM, образец 1 (а); SLM, образец 2 (б); WAAM (в)

Fig. 8. Micrographs of metal interface of the samples: SLM, sample 1 (a); SLM, sample 2 (b); WAAM (c)

наплавке методом WAAM). Скопление различных интерметаллидов и возможных структурных дефектов отчетливо видно на рис. 8, а, б. При растяжении образцов, полученных методом SLM, дефекты и интерметаллиды, скопившиеся по границам наплавленных валиков, могут выступать эффективными барьерами движения дислокаций, что, в свою очередь, приводит к повышению прочностных свойств.

Выводы

Структура нержавеющей стали при изготовлении изделий по технологии SLM является аустенитной, а у металла, формирующегося по методу WAAM – преимущественно дендритной. Показано, что при изготов-

лении образцов методом SLM образуется пористость, что связано с непроплавлением отдельных частиц порошка. Для снижения пористости изделий необходим более тщательный контроль применяемого при наплавке сырья. При реализации аддитивного выращивания методом WAAM заметного повышения пористости металла не выявлено. Однако обнаружен новый дефект структуры, формирующийся при изготовлении изделий обоими методами – это образование границ раздела между слоями, что связано с самой технологией аддитивного выращивания. При выращивании изделия методом SLM на границах раздела наблюдается пористость. Формирование границ раздела между слоями является причиной образования высоких внутренних напряжений в изделии. Скопление дефектов и интерметаллидов на границах наплавочных валиков при изготовлении изделий методом SLM может выступать эффективным барьером движения дислокаций и приводить к повышению прочностных свойств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Григорьянц А.Г., Колчанов Д.С., Дренин А.А., Денежкин А.О. Исследование влияния основных параметров процесса селективного лазерного плавления на пористость образцов из алюминиевого сплава RS-300. *Известия вузов. Машиностроение*. 2022;(8(749)):55–64. <https://doi.org/10.18698/0536-1044-2022-8-55-64>
Grigoriyants A.G., Kolchanov D.S., Drenin A.A., Denezhkin A.O. Study of the influence of main parameters of the selective laser melting process on the porosity of aluminum alloy RS-300 samples. *BMSTU. Journal of Mechanical Engineering*. 2022;(8(749)):55–64. (In Russ.). <https://doi.org/10.18698/0536-1044-2022-8-55-64>
2. Григорьянц А.Г., Лутченко А.В. Современные проблемы развития аддитивных технологий в машиностроении. *Наукоемкие технологии в машиностроении*. 2022;(8(134)):27–30. <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2022-8-27-30>
Grigoriyants A.G., Lutchenko A.V. Modern problems of technological development of additive techniques in mechanical engineering. *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. 2022;(8(134)):27–30. (In Russ.). <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2022-8-27-30>
3. Туричин Г.А., Земляков Е.В., Климова О.Г., Бабкин К.Д., Шамрай Ф.А., Колодяжный Д.Ю. Прямое лазерное выращивание – перспективная аддитивная технология для авиадвигателестроения. *Сварка и Диагностика*. 2015;(3):54–57.
Turichin G.A., Zemlyakov E.V., Klimova O.G., Babkin K.D., Shamrai F.A., Kolodyazhnyi D.Yu. Direct laser manufacturing – a promising additive technology for aircraft engine production. *Svarka i Diagnostika*. 2015;(3):54–57. (In Russ.).
4. Panchenko O., Kurushkin D., Mushnikov D., Khismatullin I., Popovich A.A. High-performance WAAM process for Al-Mg-Mn using controlled short-circuiting metal transfer at increased wire feed rate and increased travel speed. *Materials and Design*. 2020;195:35–45. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109040>
5. Cunningham C.R., Wikshåland S., Xu F. Cost modelling and sensitivity analysis of wire and arc additive manufacturing. *Procedia Manufacturing*. 2017;11:650–657. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163>
6. Kabaldin Y., Shatagin D., Ryabov D., Solovyov A., Kurkin A. Microstructure, phase composition, and mechanical properties of a layered bimetallic composite ER70S 6-ER309LSI obtained by the WAAM method. *Metals*. 2023;(13(5)):851. <https://doi.org/10.3390/met13050851>
7. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Металлургия; 1986:544.
8. Гончар А.В., Ключников А.А., Мишакин В.В. Влияние пластического деформирования и последующей термообработки на акустические и электромагнитные свойства стали 12X18H10T. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2019;85(2):23–28. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-2-23-28>
Gonchar A.V., Klyushnikov A.A., Mishakin V.V. The effect of plastic deformation and subsequent heat treatment on the acoustic and magnetic properties of 12Kh18N10T steel. *Industrial laboratory. Diagnostics of materials*. 2019;85(2):23–28. (In Russ.). <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-2-23-28>
9. Фетисов Г.П., Карпман М.Г. и др. *Материаловедение и технология металлов*. Москва: Высшая школа; 2002:638.
10. Чернигин М.А., Сорокина С.А., Воробьев Р.А. Исследование микроструктуры метастабильной аустенитной хромомарганцевой стали 14X15Г9НД методами оптической и электронной микроскопии. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2023;89(4):38–44. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-4-38-44>
11. Чернигин М.А., Сорокина С.А., Воробьев Р.А. Study of the microstructure of metastable austenitic chromium manganese steel 14Kh15G9ND by optical and electron microscopy. *Industrial laboratory. Diagnostics of materials*. 2023;89(4):38–44. (In Russ.). <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-4-38-44>
12. Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуговом выращивании. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2023;66(3):294–301. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301>
Anosov M.S., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Mordovina Yu.S., Anosova E.S. Structure formation of Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):294–301. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301>
13. Коваленко В.С. *Металлографические реактивы: Справочник*. Москва: Металлургия; 1981:120.
14. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник. Москва: Металлургия; 1988:400.
Beckert M., Klemm H. *Handbook of Metallographic Etching Methods*. Leipzig: Veb Deutscher Verlag für Grundstoff; 1962.
15. Панченко Е.В. *Лаборатория металлографии*. Москва: Металлургия; 1965: 441.
16. Геров М., Колмаков А., Провирин Д., Каясова А., Зhdanova N., Prutskov M. Mechanical properties and fracture of austenitic steel fabricated by selective laser melting. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022;2022(10):1218–1226. <https://doi.org/10.1134/S0036029522100068>

16. Tascioglu E., Karabulut Y., Kaynak Y. Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020;107(5-6): 1947–1956. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-04972-0>
17. Shin W.-S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.-J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Materials Science and Engineering*. 2021;806:140805. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>
18. Jeyaprakash N., Yang C.-H., Ramkumar K.R. Correlation of microstructural evolution with mechanical and tribological behavior of SS 304 specimens developed through SLM technique. *Metals and Materials International*. 2021;27: 5179–5190. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00933-0>
19. Васин О.Е. и др. Атлас дефектов. Научно-технический сборник. Екатеринбург: Издательские решения; 2008:56.
20. Jing G., Wang Z. Defects, densification mechanism and mechanical properties of 300M steel deposited by high power selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2021;38:101831. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101831>

Сведения об авторах

Юрий Георгиевич Кабалдин, д.т.н., профессор, руководитель лаборатории «Нанотехнологии в машиностроении», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

ORCID: 0000-0003-4300-6659

E-mail: uru.40@mail.ru

Михаил Алексеевич Чернигин, инженер, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Information about the Authors

Yurii G. Kabaldin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Laboratory “Nanotechnology in Mechanical Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

ORCID: 0000-0003-4300-6659

E-mail: uru.40@mail.ru

Mikhail A. Chernigin, Engineer, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Поступила в редакцию 05.08.2023

После доработки 10.10.2023

Принята к публикации 11.12.2023

Received 05.08.2023

Revised 10.10.2023

Accepted 11.12.2023

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВPHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

УДК 669.1+669.162.275.142

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-73-75

Краткое сообщение
Short ReportВЛИЯНИЕ МЕДИ И КРЕМНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД

Г. Адиллов, Н. Т. Карева, В. Е. Рошин

Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. Ленина, 76)

✉ roshchinve@susu.ru

Аннотация. При извлечении железа из медеплавильных шлаков образуется чугуны с повышенным содержанием меди и кремния. Для оценки фазового и структурного состава мелющих тел, произведенных из такого чугуна, были рассчитаны фазовые равновесия в системе железо – углерод с добавлением разного количества меди и кремния. Расчеты были проведены с использованием программного комплекса ThermoCalc, который позволяет строить фазовые диаграммы по методу Calphad. В ходе расчетов были оценены температуры начала фазовых превращений с учетом всех возможных термодинамических фаз в системе при различных сочетаниях концентраций меди и кремния.

Ключевые слова: медеплавильный шлак, чугуны, белый чугуны, медь, железо, кремний, углерод, аустенит, феррит

Для цитирования: Адиллов Г., Карева Н.Т., Рошин В.Е. Влияние меди и кремния на фазовые превращения в системе железо – углерод. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):73–75. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-73-75>

INFLUENCE OF COPPER AND SILICON ON PHASE TRANSFORMATIONS
IN THE IRON – CARBON SYSTEM

G. Adilov, N. T. Kareva, V. E. Roshchin

South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)

✉ roshchinve@susu.ru

Abstract. To evaluate the phase and structural components of grinding media made of cast iron with a high content of copper and silicon obtained by extracting iron from copper-smelting slags, phase equilibria in the iron – carbon system were calculated with the addition of copper and silicon in various concentrations. The calculation was carried out using the ThermoCalc software package with construction of phase diagrams by the Calphad method. At the same time, temperatures of the beginning of phase transformations were estimated taking into account the presence of all thermodynamically possible phases in the system at various combinations of copper and silicon concentrations.

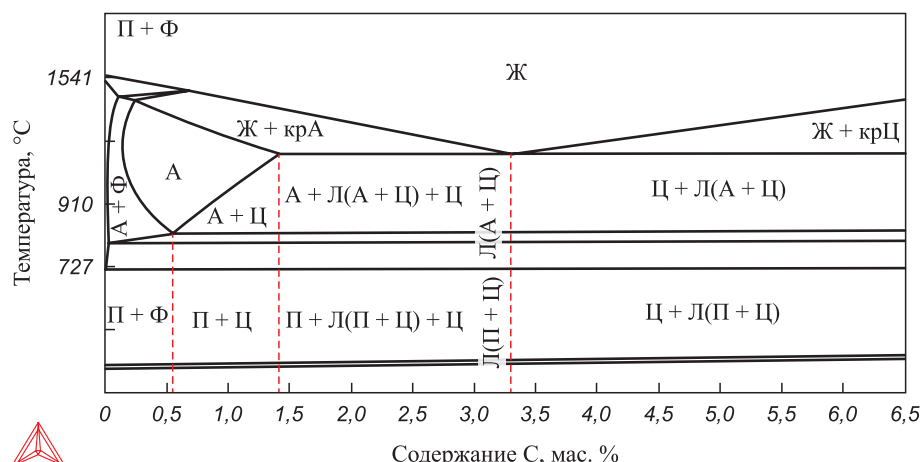
Keywords: copper smelting slag, cast iron, white cast iron, copper, iron, silicon, carbon, austenite, ferrite

For citation: Adilov G., Kareva N.T., Roshchin V.E. Influence of copper and silicon on phase transformations in the iron – carbon system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):73–75. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-73-75>

ВВЕДЕНИЕ

В регионах с развитой цветной металлургией в отвалах накопилось большое количество медеплавильного шлака, содержащего преимущественно оксиды железа, кремния, кальция и алюминия. В шлаке также присутствуют в небольших количествах соединения меди, цинка, селена, мышьяка и других элементов. С учетом количества присутствующих элементов самую

высокую стоимость в шлаке имеет железо. При восстановлении железа углеродом в зависимости от условий процесса получаются сплавы железо – углерод или железо – углерод – кремний с высоким содержанием меди и серы. Высокое содержание меди, которая не удаляется традиционными методами, не позволяет использовать такой металл в «большой» металлургии. В связи с этим предлагается схема глубокой переработки медеплавильных шлаков для получения металлических



Вертикальный разрез системы железо – углерод – медь (1 %) при добавлении кремния (3,5 %)

Vertical section of the iron – carbon – copper system (1 %) with addition of silicon (3.5 %)

мельющих тел на основе медьсодержащих сплавов железо – углерод – кремний и керамических пропантов (керамических изделий) для нефтедобывающей промышленности [1]. В настоящее время для изготовления мельющих тел из медьсодержащего материала применяются белые износостойкие эвтектические чугуны [2; 3]. Для оценки фазового и структурного состава получаемых сплавов из перерабатываемого материала шлаков требуются дополнительные знания о фазовых превращениях в системе железо – углерод в присутствии меди и кремния.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для построения диаграммы состояния железо – углерод с присутствием примесей меди и кремния был использован метод Calphad в программном комплексе ThermoCalc с базой данных TCBIN: TC Binary Solutions v1.1¹. Метод Calphad в программном комплексе ThermoCalc основывается на использовании всех доступных экспериментальных данных для вывода термодинамических функций системы, при этом термодинамические функции представлены в виде полиномов химического состава и температуры. В результате значения полиномиальных коэффициентов получаются с использованием методов численной оптимизации². Для определения фазовых превращений на диаграмме состояния железо – углерод при проведении расчетов в систему добавляли медь в количестве 0 – 1,5 % (здесь и далее мас. %) и кремний в пределах 0 – 3,5 %. При этом давление принимали равным 10⁵ Па, а температурные диапазоны определялись автоматически.

¹ The CALPHAD methodology, Introduction to Thermo-Calc. URL: <http://www.thermocalc.com> (Дата обращения 03.04.2023).

² Computational Thermodynamics. Calculation of Phase Diagrams using the CALPHAD Method. URL: http://www.calphad.com/calphad_method.html (Дата обращения 03.04.2023).

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

В системе железо – углерод, как известно, формируется пять фаз, включая одну жидкую и четыре твердых фазы: феррит (Ф), аустенит (А), цементит (Ц) и графит. Результаты расчетов показали, что присутствие примесей меди и кремния в указанных выше пределах приводит к изменению растворимости углерода в фазах системы железо – углерод. Количество меди в пределах 0 – 1,5 % незначительно снижает растворимость углерода в аустените с 2,14 до 2,0 %.

При добавлении кремния в количестве 0 – 3,5 % на вертикальном разрезе системы железо – углерод – медь (1 %) происходит понижение растворимости углерода в ГЦК решетке аустенита с 2,14 до 1,5 %. Кроме того, наблюдается расширение области существования феррита и смещение эвтектической точки до концентрации углерода 3,2 % (см. рисунок).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Согласно проведенным расчетам, для того, чтобы получить белый износостойкий чугун с эвтектическим составом, который можно использовать для изготовления мельющих шаров с высокими эксплуатационными характеристиками, необходимо в материале переработки шлаков иметь содержание меди около 1 %, кремния около 3,5 % при содержании углерода 3,5 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Roshchin V.E., Adilov G.A., Povolotckii A.D., Kapelyushin Y. Complex processing of copper smelting slags with obtaining of cast iron grinding media and proppants. In: *KnE Social Sciences. IV Congress "Fundamental Research and Applied Developing of Recycling and Utilization Processes of Technogenic Formations"*. 2020:462–471. <https://doi.org/10.18502/kms.v6i1.8126>

2. Стеблов А.Б., Березов С.Н., Козлов А.А. Литые чугуны для помола материалов. *Литье и металлургия*. 2012;(3S(66)):45–49.
Steblov A.B., Berezov S.N., Kozlov A.A. Cast iron balls for materials grinding. *Lit'e i metallurgiya*. 2012;(3S(66)): 45–49. (In Russ.).
3. Чиж Е.В., Абенова М.Б. Выбор и анализ технологии изготовления мелющих тел. *Теория и технология металлургического производства*. 2016;(2(19)):42–44.
Chizh E.V., Abenova M.B. Selection and analysis of grinding media manufacturing technology. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016;(2(19)):42–44. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Галымжан Адилев, научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет

ORCID: 0000-0002-1012-8097

E-mail: adilovg@susu.ru

Надежда Титовна Карева, к.т.н., доцент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет

E-mail: karevant@susu.ru

Василий Ефимович Роцин, д.т.н., профессор кафедры пирометаллургических и литейных технологий, Южно-Уральский государственный университет

ORCID: 0000-0003-3648-8821

E-mail: roshchinve@susu.ru

Galymzhan Adilov, Research Associate of the Research Laboratory "Hydrogen Technologies in Metallurgy", South Ural State University

ORCID: 0000-0002-1012-8097

E-mail: adilovg@susu.ru

Nadezhda T. Kareva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University

E-mail: karevant@susu.ru

Vasilii E. Roshchin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Pyrometallurgical and Foundry Technologies, South Ural State University

ORCID: 0000-0003-3648-8821

E-mail: roshchinve@susu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Г. Адилев – аналитический обзор по теме статьи, проведение моделирования, подготовка текста и иллюстраций статьи.

Н. Т. Карева – постановка и решение задачи, анализ результатов моделирования, редактирование текста и иллюстраций.

В. Е. Роцин – научное руководство, формирование цели исследования и выводов по результатам моделирования.

G. Adilov – analytical review on the article topic, modeling, preparation of the text and illustrations.

N. T. Kareva – statement and solution of the problem, analysis of modeling results, editing the text and illustrations.

V. E. Roshchin – scientific guidance, formation of the research goal and conclusions based on the modeling results.

Поступила в редакцию 03.04.2023

После доработки 11.04.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 03.04.2023

Revised 11.04.2023

Accepted 11.09.2023

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

INNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS



УДК 004.942

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-76-82



Оригинальная статья
Original article

Опыт внедрения машинного обучения для расчета качества и производства агломерата

А. С. Леонтьев, И. А. Рыбенко

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

rybenkoi@mail.ru

Аннотация. В 2020 г. на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») была завершена работа по созданию системы математического моделирования для всех переделов металлургического комбината. В процессе тестирования системы была обнаружена высокая погрешность существующей факторной модели прогнозирования производства агломерата, которая разрабатывалась с учетом удельной скорости спекания отдельных концентратов. В работе предлагается использование линейной регрессии для прогнозирования производительности агломашин, которая в отличие от нелинейных методов оптимальна для встраивания в высокопроизводительные системы оптимизации. Особенностью работы является прогнозирование с учетом долей шихты агломерации. Модель была опробована на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и показала достаточную точность ($R^2 > 90$). От модели ожидается большой экономический эффект. Отдельно проведено исследование существующих систем прогнозирования качества агломерата. Методы машинного обучения (ML) в последнее время внесли большой вклад в развитие моделей прогнозирования, используемых для оценки качества агломерата. Это связано с тем, что процесс спекания – очень сложная динамика с нелинейностью и большим запаздыванием. Физико-химические явления, вовлеченные в этот процесс, сложны и многочисленны. Нейронная сеть может постоянно корректировать параметры модели, чтобы отразить изменение системных причин. Для прогнозирования качества агломерата используется линейный метод. Из-за низкого качества полученной линейной модели применяется метод машинного обучения «случайный лес». В настоящее время модель эксплуатируется в составе программы комплексной оптимизации всего комбината СММ «Прогноз». Для удобства пользователя при внедрении модуля была добавлена визуализация качества модели с использованием исторических данных, а также полученные статистические метрики.

Ключевые слова: производство агломерата, математическая модель, планирование, машинное обучение, прогнозирование

Для цитирования: Леонтьев А.С., Рыбенко И.А. Опыт внедрения машинного обучения для расчета качества и производства агломерата. Известия вузов. Черная металлургия. 2024;67(1):76–82. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-76-82>

EXPERIENCE IN IMPLEMENTING MACHINE LEARNING TO CALCULATE THE QUALITY AND PRODUCTION OF AGGLOMERATE

A. S. Leont'ev, I. A. Rybenko

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

rybenkoi@mail.ru

Abstract. In 2020, EVRAZ United West Siberian Metallurgical Combine JSC (EVRAZ ZSMK JSC) completed work on the creation of a mathematical modeling system for all processing units of the metallurgical plant. During testing of the system, a high error was found in the existing factor model for predicting agglomerate production, which was developed taking into account the specific sintering rate of individual concentrates. The paper proposes the use of linear regression to predict the productivity of sintering machines, which, unlike nonlinear methods, is optimal for integration into high-performance optimization systems. A feature of the work is forecasting, taking into account the proportion of the agglomeration charge. The model was tested at EVRAZ ZSMK JSC and showed sufficient accuracy ($R^2 > 90$). A large economic effect is expected from the model. A separate study of existing agglomerate quality forecasting systems was conducted. Machine learning (ML) methods have recently made a great contribution to the development of forecasting models used to assess the quality of the agglomerate. This is due to the fact that the sintering process is a very complex dynamic with non-linearity and a large delay. The physico-chemical phenomena involved in this process are complex and numerous. The neural network can constantly adjust the parameters of the model to reflect changes in systemic causes. A linear method was also studied to predict the agglomerate quality. Due to the poor quality of the resulting linear model, the “random forest” machine learning method was applied. Currently,

the model is being operated as part of the integrated optimization program SMM Prognoz for the entire plant. For the convenience of the user, when implementing the module, visualization of the model quality using historical data was added, as well as the statistical metrics obtained.

Keywords: agglomerate production, mathematical model, planning, machine learning, forecasting

For citation: Leont'ev A.S., Rybenko I.A. Experience in implementing machine learning to calculate the quality and production of agglomerate. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):76–82. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-76-82>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время основными производителями стали являются предприятия полного цикла, функционирующие на основе аглодомного процесса [1]. Процесс восстановления железа с получением чугуна протекает в доменных печах; окисление примесей проводят в конвертерах и электропечах с последующей внепечной обработкой [2].

Известно, что для производства чугуна в доменных печах используются агломерат, окатыши и брикеты. При этом мелкую руду и концентрат необходимо перерабатывать в более крупные куски, использование которых в доменной плавке обеспечивает высокую газопроницаемость слоя, что является неперенным условием высокопроизводительной работы доменной печи [3]. Из трех способов окускования (брикетирование, агломерация и производство окатышей) наиболее распространенной схемой является агломерация, которая обладает рядом существенных преимуществ по сравнению с другими. Например, агломерация позволяет включить в производство побочные продукты и отходы собственного производства (шламы, колошниковую пыль и др.) [4], что способствует сохранению влаги и снижению выбросов вредных веществ в атмосферу.

Анализ рыночных цен за последние пять лет показал, что увеличение производства агломерата имеет большое значение из-за более низкой цены агломерата, изготовленного из покупного концентрата, по сравнению с ценой на покупные окатыши. Производство каждой дополнительной тонны агломерата приносит прибыль предприятию за счет замещения дорогостоящих окатышей, которые в отличие от агломерата имеют ограничение по максимальной доле в шихте. Это связано с «разбуханием» окатышей в процессе восстановления [5]. Например, для АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») эта доля не должна превышать 30 %. Таким образом, для максимизации производства чугуна недостаточно приобрести окатыши, необходимо наращивать производство агломерата.

Рост производства агломерата реализуется за счет [6]:

- увеличения агломерационных мощностей (экстенсивный путь);
- интенсификации процессов спекания (интенсивный путь);
- повышения выхода годного (за счет качества агломерата, в том числе за счет снижения выхода мелочи);

– использования в доменной плавке некондиционного агломерата (компромисс).

Оптимизация состава шихты при агломерации играет ключевую роль в повышении качества агломерата и производительности агломашин, что позволит беззатратно увеличить прибыль комбината [7 – 11].

В настоящей работе представлены результаты математического моделирования и оптимизации процесса формирования аглошихты для условий АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

СБОР ДАННЫХ

Для исследования были взяты два массива данных (далее датасета) из опыта работы аглофабрики АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Первый датасет охватывает период с 2018 по 2021 гг. и включает в себя посменную разбивку всех технических параметров каждой из трех агломашин (время работы, разрежение, температура в горне, общий расход материалов по головным весам, высота слоя, объем и качество получаемого агломерата, объем возврата и другие технические параметры). Сбор данных для датасета полностью автоматизирован и хранится в базах MSSQL.

Для второго датасета необходимо было собрать информацию по объему потребляемых концентратов, флюсов, топлива в посуточной разбивке по каждой агломашине. На текущий момент сбор данных ведется вручную и хранится в файлах Excel. В ходе настоящей работы сбор данных был автоматизирован с переводом в базу данных посредством считывания номенклатурных номеров материалов и объемов потребления.

По итогу работы был получен один большой датасет с необработанными данными.

ОБРАБОТКА ДАННЫХ

К данным были применены следующие правила в посуточной разбивке:

- объем затраченного топлива не должен быть равен нулю;
- объем произведенного агломерата не должен быть равен нулю;
- объем возврата не должен превышать объем производства агломерата.

Если для наблюдения не выполнялось хотя бы одно условие из списка, то наблюдение (сутки целиком) исключалось.

Показатели (кроме объемов затраченного кокса и производства агломерата) допускались равными

нулю, кроме того, пропуски в данных также были интерпретированы как значения, равные нулю.

Дополнительно на основе полученного массива данных были сформированы показатели в месячной динамике. Такой расчет необходим, чтобы проанализировать поведение моделей при переходе к агрегированным данным.

На АО «ЕВРАЗ ЗСМК» шихта не подается отдельно на каждую агломашину и считается условно одинаковой, поэтому для разбивки шихты по агломашинам была применена пропорциональная разбивка объемов потребляемой шихты и объема производства агломерата по машинам исходя из данных с головных весов агломашин.

ОБОСНОВАНИЕ НЕОБХОДИМОСТИ СОЗДАНИЯ

МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ АГЛОМЕРАТА

Радикально повысить производство агломерата возможно как за счет строительства новых мощностей, так и за счет применения технических улучшений, например [4]:

- применение извести и известкового молока – гидрат $\text{Ca}(\text{OH})_2$, образующийся при взаимодействии

CaO с водой, обладает хорошими вяжущими свойствами, благодаря чему существенно повышаются скорость грануляции шихты и прочность образующихся гранул; все это улучшает газопроницаемость слоя спекаемой шихты и повышает производительность агломашин;

- предварительный подогрев шихты (обычно горячим возвратом и паром): в условиях спекания тонкоизмельченных концентратов важнейшим вопросом технологии подготовки шихты к спеканию является ее подогрев для предотвращения разрушения гранул в процессе переувлажнения;

- увеличение разрежения в газовом коллекторе (повышает скорость горения топлива и вертикальную скорость спекания);

- снижение основности агломерата за счет уменьшения расхода флюсов (известь, доломит, известняк).

Известные факторы, влияющие на процесс агломерации на АО «ЕВРАЗ ЗСМК», приведены в таблице. Некоторые факторы противоречат друг другу. Например, увеличение содержания извести повышает производительность на 1,0 – 3,5 %, но при этом увеличивается основность агломерата, что негативно сказывается на производительности.

Помимо указанных факторов еще и разные концентраты по-разному влияют на удельную производительность агломашин. Для повышения точности процесса планирования шихты были проведены опытные спекания различных концентратов с оценкой удельной производительности. Обезличенные (по коммерческим требованиям) результаты приведены на рис. 1. Для различных концентратов производительность агломашин существенно варьируется. По итогам испытаний была составлена модель расчета производительности по шихте, которая показала удовлетворительные результаты. Ввиду высокой стоимости процесса (стоимость опытного спекания может достигать 1 млн руб) эти спекания не проводились и коэффициенты не переоценивались более 10 лет. Для верификации модели был добавлен общий поправочный коэффициент производства.

Известно, что на агломерационных фабриках в процессе эксплуатации меняется не только компонентный состав концентратов, но и состав топлива, флюсов, основность шихты и химический состав получаемого агломерата. Из этого следует, что для расчета производительности агломашин применения только удельной производительности концентратов недостаточно, простой переоценкой коэффициентов не достичь необходимой точности модели.

В связи с этим провести оценку влияния всех факторов на производительность агломашин и качество агломерата возможно только с помощью машинного обучения с использованием архивных данных.

Анализ работ [12 – 17] показал, что машинное обучение широко используется как для оценки качества агломерата, так и для прогнозирования производства.

Факторы интенсификации производства агломерата

Factors of agglomerate production intensification

Фактор	Пределы изменения	Величина изменения	
		Δa	$\Delta \Pi$
Известь в шихте, %	0 – 1,5	1,0	+3,5
	1,5 – 2,0	1,0	+2,0
	2,0 – 3,0	1,0	+1,0
Кислород на зажигание, мм ³ /т	4 – 10	1	+0,2
Нагрев шихты, °С	0 – 55	55	+15,0
Увеличение содержания возврата в шихте, %	30 – 45	1,0	–1,0
Увеличение содержания фракции +5 мм в возврате, %	0 – 10	1,0	–0,4
Увеличение доли тонкозернистых концентратов, %	50	1,0	–0,3
Увеличение разрежения в газовом коллекторе, мм вод. ст.	750	100	+3,0
Увеличение высоты слоя шихты, мм	250 – 300	10	–0,6
Увеличение содержания FeO в агломерате, %	14 – 18	1,0	–0,5
Увеличение основности агломерата, доли ед.	0,90 – 1,20	0,05	–1,0
Увеличение содержания железа в агломерате, %	55 – 58	1,0	–1,5

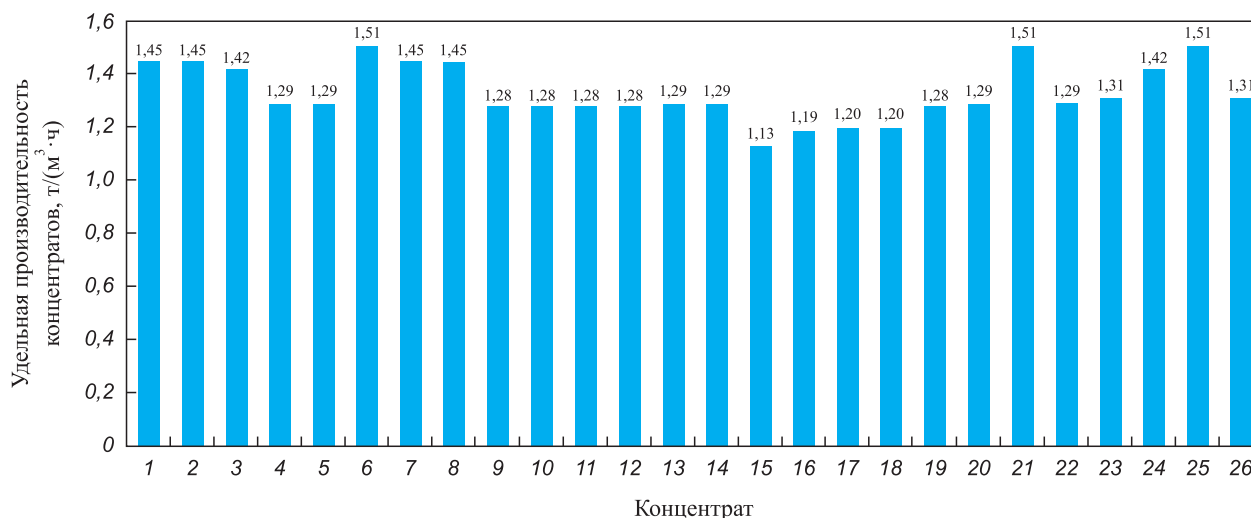


Рис. 1. Удельная производительность различных концентратов на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 1. Specific productivity of various concentrates at EVRAZ ZSMK JSC

В 2021 г. на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» стартовал проект по созданию математической модели оценки производительности агломашиин.

Постановка задачи по использованию МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ

Регрессионная математическая модель расчета производительности аглофабрики имеет вид

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + \dots + b_nx_n, \quad (1)$$

где y – прогнозируемый объем бункерного агломерата, т; b_0 – свободный член; b_1, b_2, b_n – коэффициенты регрессии при факторах; x_1, x_2, x_n – факторы, оказывающие влияние на объем бункерного агломерата.

Целью настоящей работы является обучение математической модели с использованием архивных данных по потреблению концентратов и производительности агломашиин. Это позволит:

- повысить точность математического моделирования;
- повысить доверие к системе (пользователь может посмотреть результаты верификации на архивных данных);
- найти новые режимы шихтовки для максимизации производства агломерата.

Прототип функционала системы представлен ниже.

В режиме «Обучить модель» программа:

- загружает требуемый период данных по агломерации;
- обучает модель по производительности на архивных данных;
- обучает модель по качеству на данных;
- выводит таблицу/график с фактическими и предсказанными данными;

– выводит показатели качества модели (R^2).

При этом программа выдает сообщение о том, что закончила работу, и пользователь видит информацию о последнем обучении модели.

Отдельно пользователь должен иметь возможность переключать окна между графиками по следующим показателям для оценки точности модели (факт/предсказание): качество агломерата; количество отсева; бункерный агломерат; скиповый агломерат.

В качестве входной информации использовались следующие показатели:

- номенклатуры потребленных концентратов;
- объем потребления концентратов, т;
- потребление флюсов (известняк, доломит, известь, брусит), т;
- потребление топлива;
- прочность агломерата;
- химический состав агломерата (содержание Fe, CaO, SiO₂, основность);
- технологические параметры агломашиин (высота слоя, разрежение в коллекторе);
- объем производства агломерата.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КАЧЕСТВА АГЛОМЕРАТА

Для расчета качества агломерата был применен метод *Random forest* (с англ. – «случайный лес») из-за более высокой точности предсказания, чем регрессия. Метод *Random forest* – алгоритм машинного обучения, предложенный Лео Брейманом и Адель Катлер, заключающийся в использовании комитета (ансамбля) решающих деревьев. Алгоритм сочетает в себе две основные идеи: метод Бэггинга Бреймана и метод случайных подпространств, предложенный Тин Кам Хо. Алгоритм применяется для задач классификации, регрессии и кластеризации. Основная идея заключается в использовании

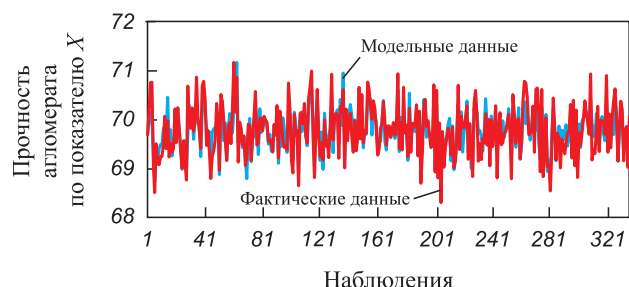


Рис. 2. Сравнительный анализ модельных и фактических данных

Fig. 2. Comparative analysis of model and actual data

большого ансамбля решающих деревьев, каждое из которых само по себе дает очень невысокое качество классификации, но за счет их большого количества результат получается хорошим [18]. На рис. 2 приведена диаграмма фактического и расчетного по модели качества агломерата. Коэффициент детерминации составил 60 %, что позволяет сделать вывод об адекватности модели, так как коэффициент детерминации должен быть не менее 50 % [19].

Общая модель состоит из технических и экономических моделей, описывающих взаимосвязь и взаимозависимость между всеми химическими, термодинамическими, механическими процессами и показателями производительности, наличием необходимых продуктов и ценами на логистику.

Отличительной особенностью рассматриваемой системы является легкая интеграция сторонних программных модулей в расчеты. На рис. 3 приведен скриншот рабочего окна СММ «Прогноз».

Для удобства пользователя при внедрении модуля была добавлена визуализация качества модели (рис. 4). Пользователь после обучения может визуально оценить результаты обучения. При необходимости можно посмотреть историю обучения, выбрать оптимальный период по метрикам для последующего обучения (рис. 5).

Выводы

В ходе настоящей работы собраны и обработаны архивные данные с аглофабрики АО «ЕВРАЗ ЗСМК». С помощью статистических инструментов проанализированы и установлены взаимосвязи между входными переменными (потреблением компонентов шихты, техническими параметрами работы агломашин, химическим составом агломерата) и выходными значениями производительности и качества агломерата. Получены линейные и нелинейные зависимости. Наибольшее влияние на точность оказывают доли потребления компонентов шихты, которые реализованы в модуле прогнозирования. В дальнейшем этот модуль был интегрирован в систему математического моделирования СММ «Прогноз» АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

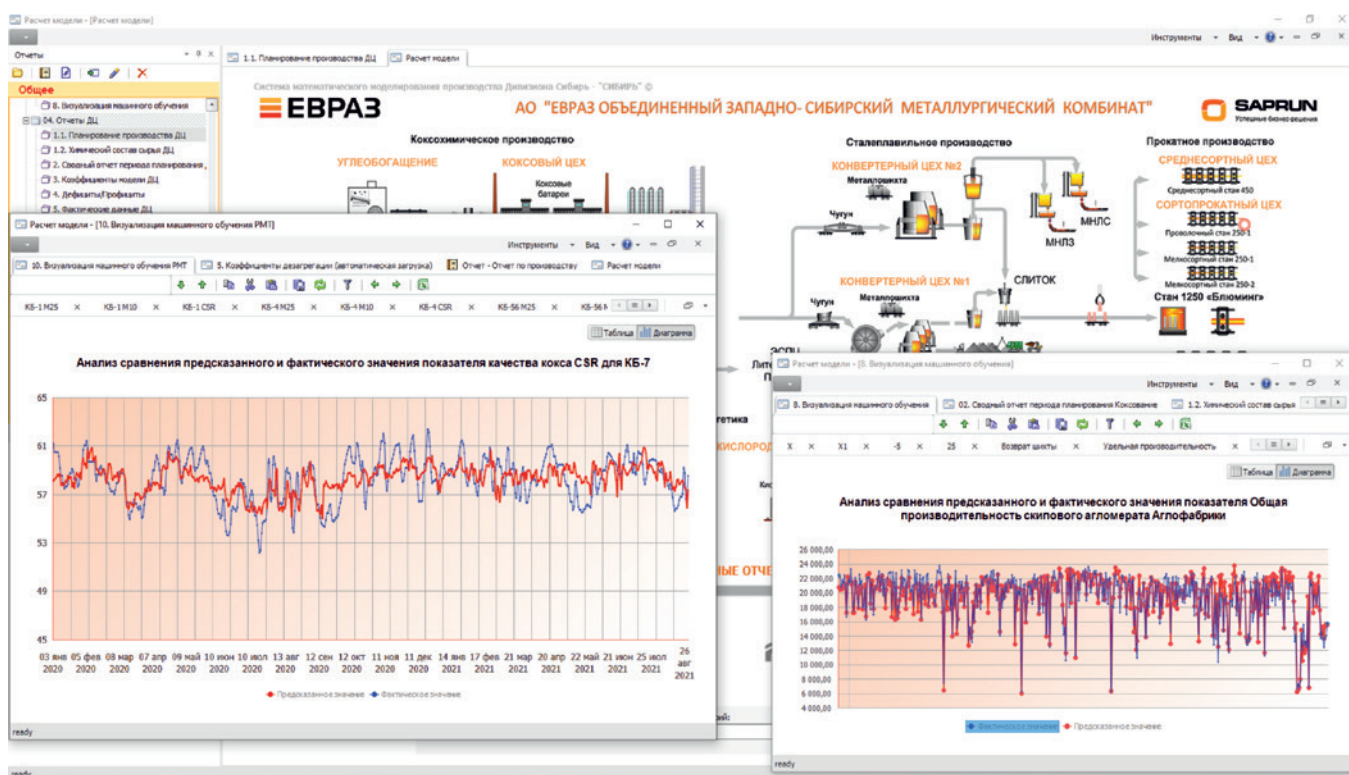


Рис. 3. Рабочее окно системы СММ «Прогноз»

Fig. 3. Working window of the SMM system Prognost

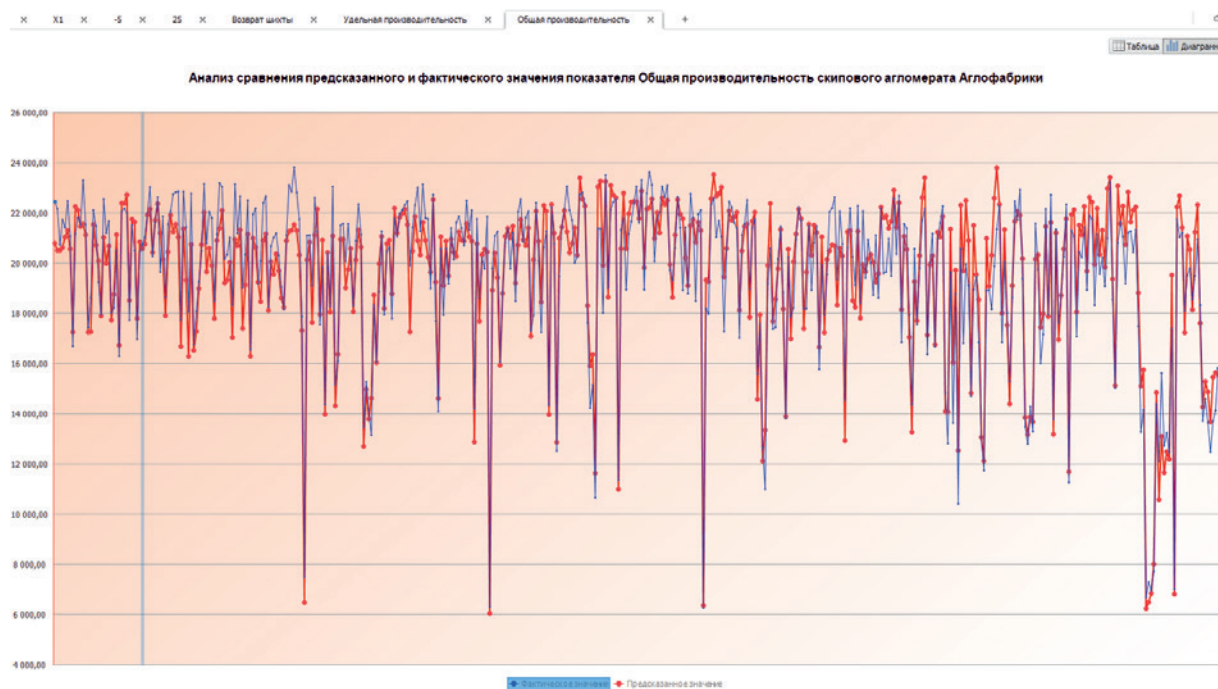


Рис. 4. Визуализация качества обучения модели

Fig. 4. Visualization of the learning quality of the model

Метрики KDC		Метрики AP		Метрики обучения на Аглофабрике						
Модель	R2	Ошибка	Процент_ошибки	Пользователь	Начало_периода	Конiec_периода	Дата_расчета	Период		
af_total_capacity	0.90777	870.58469	0.046	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.06.2021 0:00:00	30.09.2021 8:49:00	Аглофабрика		
X	0.70046	0.21368	0.0031	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.06.2021 0:00:00	30.09.2021 8:49:00	Аглофабрика		
X3	0.81444	0.06339	0.0126	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.06.2021 0:00:00	30.09.2021 8:49:00	Аглофабрика		
-5	0.80466	0.2676	0.0189	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.06.2021 0:00:00	30.09.2021 8:49:00	Аглофабрика		
+25	0.67968	0.76338	0.0497	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.06.2021 0:00:00	30.09.2021 8:49:00	Аглофабрика		
af_return_rm	0.63601	850.26025	0.0786	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
af_unit_capacity	0.0792	0.03967	0.0372	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
af_total_capacity	0.88771	761.41505	0.038	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
X	0.68194	0.21904	0.0031	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
X1	0.59338	0.05795	0.0136	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
-5	0.72132	0.21867	0.0148	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
+25	0.59075	0.70216	0.0449	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:46:17	Аглофабрика		
af_return_rm	0.76368	830.30077	0.0624	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
af_unit_capacity	0.1646	0.0437	0.0417	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
af_total_capacity	0.90768	843.69297	0.0432	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
X	0.72196	0.20768	0.003	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
X1	0.62653	0.05368	0.0125	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
-5	0.81537	0.25671	0.0168	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
+25	0.68181	0.7131	0.047	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	30.09.2021 8:30:48	Аглофабрика		
af_return_rm	0.63601	850.26025	0.0786	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
af_unit_capacity	0.0792	0.03967	0.0372	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
af_total_capacity	0.88771	761.41505	0.038	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
X	0.68361	0.22463	0.0032	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
X1	0.59948	0.06714	0.0134	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
-5	0.71564	0.21766	0.0146	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
+25	0.69197	0.70214	0.0449	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	31.12.2020 0:00:00	30.09.2021 8:23:03	Аглофабрика		
af_return_rm	0.75368	830.30077	0.0624	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
af_unit_capacity	0.1646	0.0437	0.0417	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
af_total_capacity	0.90768	843.69297	0.0432	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
X	0.72339	0.20982	0.003	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
X1	0.61628	0.06436	0.0127	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
-5	0.8229	0.24719	0.0162	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
+25	0.67763	0.70987	0.0467	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:07:11	Аглофабрика		
af_return_rm	0.76368	830.30077	0.0624	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
af_unit_capacity	0.1646	0.0437	0.0417	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
af_total_capacity	0.90768	843.69297	0.0432	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
X	0.71388	0.21223	0.003	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
X1	0.60916	0.05617	0.0129	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
-5	0.81693	0.25611	0.0168	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		
+25	0.67349	0.71413	0.047	leontev_as	01.01.2020 0:00:00	30.04.2021 0:00:00	23.09.2021 11:03:16	Аглофабрика		

Рис. 5. История расчетов и метрик

Fig. 5. History of calculations and metrics

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лисиенко В.Г., Соловьева Н.В., Трофимова О.Г. Альтернативная металлургия: проблема легирования, модельные оценки эффективности. Москва: изд. Теплотехник; 2007:440.

2. Протопопов Е.В., Калиногорский А.Н., Ганзер А.А. Сталеплавильное производство: современное состояние и направления развития. В кн.: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XX междунар. науч.-практ. конф. Ч. 1. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; 2019:9–14.

3. Спирин Н.А., Овчинников Ю.Н., Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки. Екатеринбург: УГТУ; 1995:243.
4. Фролов Ю.А. Агломерация. Технология, теплотехника. Москва: Металлургия; 2006:600.
5. Геердес М. Современный доменный процесс. Москва: Металлургиздат; 2016:273.
6. Bizhanov A., Chizhikova V. Agglomeration in Metallurgy. Springer; 2020:453.
<http://doi.org/10.1007/978-3-030-26025-5>
7. Рыбенко И.А. Решение задач оптимизации металлургических процессов с использованием инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия». *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;1(3):42–47.
Rybenko I.A. Solving a task of metallurgical processes optimization by using instrumental system “Engineering-Metallurgy”. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;1(3):42–47. (In Russ.).
8. Рыбенко И.А. Разработка оптимальных технологических режимов получения металлов с использованием методов математического моделирования и инструментальных систем. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;1(2):57–61.
Rybenko I.A. Development of optimal technological modes of metal production processes using mathematic modeling methods and instrumental system. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;1(2):57–61. (In Russ.).
9. Mitterlehner J., Loeffler G., Winter F., Hofbauer H., Schmid H., Zwittag E., Buerger T.H., Pammer O., Stiasny H. Modeling and simulation of heat front propagation in the iron ore sintering process. *ISIJ International*. 2004;44(1):11–20.
<http://doi.org/10.2355/isijinternational.44.11>
10. Yang W., Rui C., Choi S., Choi E., Lee D., Huh W. Modeling of combustion and heat transfer in an iron ore sintering bed with considerations of multiple solid phases. *ISIJ International*. 2004;44(3):492–499.
<http://doi.org/10.2355/isijinternational.44.492>
11. Fernandez-Gonzalez D., Martin-Duarte R., Ruiz-Bustanza I., González-Gasca C., Verdeja L.F. Optimization of sinter plant operating conditions using advanced multivariate statistics: Intelligent data processing. *JOM*. 2016;68:2089–2095.
<http://doi.org/10.1007/s11837-016-2002-2>
12. Silva T.P., da Silva A.M., Resende B.A., da Silva B.V. Prediction of sinter plant productivity by neural network. In: *6th Int. Congress on the Science and Technology of Ironmaking*. 2012;6(6):764–776.
13. Mohanan S., Mohapatra P., Kumar C.A., Adepu R.K., Koranne V.M., Prasad Y.G.S., Reddy A.S., Ramna R.V. Prediction and optimization of internal return fines generation in iron ore sintering using machine learning. *Advances in Materials*. 2021;10(3):42–46.
<http://doi.org/10.11648/j.am.20211003.12>
14. Mochón J., Ruiz-Bustanza I., Cores A., Verdeja L., Robla J.I., García-Carcedo F. Iron ore sintering. Part 2. Quality indices and productivity. In: *DYNA*. 2014;81(183):168–177.
<http://doi.org/10.15446/dyna.v81n183.41568>
15. Shao H., Yi Z., Chen Z., Zhou Z., Deng Z. Application of artificial neural networks for prediction of sinter quality based on process parameters control. *Transactions of the Institute of Measurement and Control*. 2019;42(3):422–429.
<https://doi.org/10.1177/0142331219883501>
16. Mallick A., Dhara S., Rath S. Application of machine learning algorithms for prediction of sinter machine productivity. *Machine Learning with Applications*. 2021;6:100186.
<https://doi.org/10.1016/j.mlwa.2021.100186>
17. Song L., Qing L., Xiaojie L., Yanqin S. Synthetically predicting the quality index of sinter using machine learning model. *Ironmaking & Steelmaking Processes, Products and Applications*. 2020;47(7):828–836.
<http://doi.org/10.1080/03019233.2019.1617573>
18. Случайный лес. Сайт интернет энциклопедии WIKIPEDIA. URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Random_forest (дата обращения 05.01.2024).
19. Коэффициент детерминации. Сайт интернет энциклопедии WIKIPEDIA. URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Коэффициент_детерминации (дата обращения 05.01.2024).
20. Леонтьев А.С., Рыбенко И.А., Борисов А.С., Волкова И.В. Опыт разработки и применения системы математического моделирования на «ЕВРАЗ ЗСМК». В кн.: *Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах. Труды V всерос. науч.-практ. конф. с международным участием*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; 2021:250–255.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алексей Сергеевич Леонтьев, аспирант кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: aleksey.leontiev@evraz.com

Инна Анатольевна Рыбенко, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-1679-0839
E-mail: rybenkoi@mail.ru

Aleksei S. Leont'ev, Postgraduate of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University
E-mail: aleksey.leontiev@evraz.com

Inna A. Rybenko, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-1679-0839
E-mail: rybenkoi@mail.ru

Поступила в редакцию 12.01.2022
После доработки 19.05.2023
Принята к публикации 11.09.2023

Received 12.01.2022
Revised 19.05.2023
Accepted 11.09.2023

ПО МАТЕРИАЛАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ
КОНФЕРЕНЦИИ «НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ
ШКОЛА ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ» – 2023

ON THE MATERIALS OF THE INTERNATIONAL
CONFERENCE “SCIENTIFIC AND PRACTICAL
SCHOOL FOR YOUNG METALLURGISTS” – 2023



УДК 669.018:620.18:620.193

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-83-88



Оригинальная статья

Original article

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ИТТРИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА INCOLOY 825

М. А. Салынова¹, Т. В. Углунц¹, О. В. Толочко^{1,2}

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (Россия, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29)

² Санкт-Петербургский государственный морской технический университет (Россия, 190121, Санкт-Петербург, ул. Лощманская, 3)

✉ m.salynova21@gmail.com

Аннотация. Работа посвящена исследованию эффекта микролегирования присадками иттрия для повышения коррозионной стойкости высоколегированного сплава на основе никеля марки Incoloy 825. Влияние иттрия на микроструктуру оценивали металлографическими методами с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов, стойкость к питтинговой и межкристаллитной коррозии оценивали по известным методикам при помощи электрохимических и химических методов анализа. В работе показано изменение структуры, фазового состава и твердости литых образцов с содержанием иттрия 0; 0,01; 0,05 и 0,1 мас. %. Полученные данные коррелируют с результатами термодинамических расчетов фазообразования при кристаллизации. Исследовано влияние добавок на структуру после деформационного упрочнения. Малые добавки (до 0,01 мас. %) способствуют повышению подвижности границ рекристаллизованного зерна. С увеличением количества иттрия уменьшается размер зерна и увеличивается твердость. Показано, что наибольшая раскисляющая способность наблюдается при малых добавках иттрия (до 0,01 мас. %), при этом общее количество растворенного кислорода уменьшилось в 5 раз. Увеличение содержания иттрия снижает возможность удаления тяжелых включений из расплава, в результате растет доля оксидных включений. Эффекта присадок на азот не наблюдалось, и объемная доля нитридных включений не изменилась, однако уменьшился размер нитридных включений и характер их распределения изменился на равномерный, нежели в сплаве без иттрия. Результаты испытаний на стойкость сплава к питтинговому и межкристаллитному разрушению показали, что иттрий – это элемент, который может быть использован для улучшения коррозионных свойств сплава Incoloy 825. Наилучшее сочетание стойкости к двум типам коррозии наблюдалось у образца с 0,01 мас. % Y.

Ключевые слова: Incoloy 825, редкоземельные металлы (РЗМ), неметаллические включения (НВ), коррозионная стойкость, межкристаллитная коррозия (МКК), питтинговая коррозия, модифицирование, микроструктура, твердость

Благодарности: Исследование частично финансируется Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках программы «Научный центр мирового уровня: Передовые цифровые технологии (контракт № 075-15-2022-311 от 20 апреля 2022 г.).

Для цитирования: Салынова М.А., Углунц Т.В., Толочко О.В. Оценка влияния добавок иттрия на микроструктуру и коррозионную стойкость сплава Incoloy 825. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):83–88. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-83-88>

EFFECT OF YTTRIUM ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE OF INCOLOY 825 ALLOY

M. A. Salynova¹, T. V. Uglunts¹, O. V. Tolochko^{1,2}

¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (29 Politekhicheskaya Str., St. Petersburg 195251, Russian Federation)

² State Marine Technical University (3 Lotsmanskaya Str., St. Petersburg 190121, Russian Federation)

✉ m.salynova21@gmail.com

Abstract. The work is devoted to the study of the effect of microalloying with yttrium (Y) additives to improve the corrosion resistance of Incoloy 825 superalloy. The influence of Y on microstructure was evaluated by metallographic methods using optical and scanning electron microscopes, resistance to pitting and intergranular corrosion was evaluated by electrochemical and chemical methods of analysis. The paper describes changes in the structure, phase composition and hardness of cast samples with yttrium content of 0, 0.01, 0.05 and 0.1 wt. %. The obtained data correlate with the results of thermodynamic calculations of phase formation during crystallization. The influence of additions on the structure after strain hardening was investigated. Small addition (up to 0.01 wt. %) promotes increase of mobility of recrystallized grain boundaries. With increasing Y amount, the grain size decreases

and hardness increases. It is shown that the greatest deoxidizing ability is observed at small additions of Y in the amount up to 0.01 wt. %, while the total amount of dissolved [O] decreased five times. Increasing the Y content reduces the ability to remove heavy inclusions from the melt, resulting in an increase in the proportion of oxide inclusions. The effect of additives on nitrogen [N] was not observed, and the volume fraction of nitride inclusions did not change, but the size of nitride inclusions decreased and the character of their distribution changed to uniform than in the alloy without Y. The results of pitting and intergranular fracture resistance tests showed that Y is an element that can be used to improve the corrosion properties of Incoloy 825 alloy. The best combination of resistance to the two types of corrosion was observed for the 0.01 wt. % Y sample.

Keywords: Incoloy 825, rare earth metals (REM), non-metallic inclusions (NMI), corrosion resistance, intergranular corrosion (IGC), pitting corrosion, modification, microstructure, hardness

Acknowledgements: The research was partially funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of the program “World-Class Research Center: Advanced Digital Technologies” (contract No. 075-15-2022-311 dated 20 April 2022).

For citation: Salynova M.A., Uglunics T.V., Tolochko O.V. Effect of yttrium additions on microstructure and corrosion resistance of Incoloy 825 alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):83–88. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-83-88>

ВВЕДЕНИЕ

В процессе нефтепереработки происходит изменение химического состава нефти за счет влияния катализаторов, давления и температуры. Компоненты, присутствующие в сырой нефти, в процессе переработки вступают в реакции при наличии катализаторов. Образующиеся соединения влияют на аппараты очистки, которые подвержены сильному коррозионному разрушению [1].

Подобные разрушения значительно снижают производительность процесса и требуют особого внимания при выборе материалов деталей оборудования. Для изготовления аппаратов рекомендуют применение высоколегированных сплавов, например, зарубежный сплав Incoloy 825 [1–3].

Сплав Incoloy 825 обладает уникальным сочетанием свойств: стойкостью к коррозии под напряжением, питтинговым разрушениям в активных средах и межкристаллитной коррозии [3]. Однако постоянно растущие требования к свойствам сплавов заставляют искать новые методы и пути их повышения [4–6].

Авторы многих исследований говорят о положительном влиянии редкоземельных металлов (РЗМ) на микроструктурные характеристики и механические свойства сплавов за счет их повышенного сродства к кислороду и сере [7–12]. Церий и иттрий наиболее часто применялись для легирования никелевых суперсплавов. Они оказывают положительное влияние на механические свойства при повышенных температурах благодаря механизму упрочнения твердым раствором [12–16], а также при модификации карбидов и эвтектических фаз [17; 18].

Согласно патенту [19], добавки РЗМ в сочетании с Са и/или Mg приводят к значительной десульфурации сплавов Ni–Cr, и становится возможным устойчивое ингибирование ухудшения обрабатываемости в горячем состоянии в низкотемпературной области. Однако РЗМ склонны к окислению, поэтому присаживать их следует в предварительно раскисленный расплав и в ограниченном количестве (от 0,010 до 0,074 %). При увеличении содержания образуется большое количество мелкодисперсных,

обладающих большой плотностью, оксидных неметаллических включений РЗМ (НВ). Удаление НВ из расплава затруднено, они являются причиной снижения значения ударной вязкости материала.

К похожим результатам пришли авторы работы [13]. Микроструктура сплава на основе никеля Ni–16Mo–7Cr–4Fe значительно улучшилась при добавлении 0,05 мас. % Y. Увеличились твердость и прочность сплава за счет упрочнения твердого раствора иттрием. При дальнейшем увеличении содержания иттрия в сплаве до 0,43 мас. % становится возможным появление и рост тугоплавкой интерметаллидной фазы состава $Ni_{17}Y_2$, которая приводит к резкому ухудшению механических свойств.

Добавки иттрия в количестве 0,05 мас. % в сплав IN–13C показали положительный эффект на свойства при высокотемпературном растяжении [15]. Кроме того, в литом состоянии наблюдалось измельчение структуры кристаллизации отливок.

Влияние РЗМ на коррозионные свойства сталей и сплавов на сегодняшний день представляет наибольший исследовательский интерес. До сих пор нет однозначного мнения по поводу влияния того или иного редкоземельного элемента на те или иные свойства сплавов. Большая часть данной работы посвящена изучению влияния редкоземельного элемента иттрия на стойкость сплава Incoloy 825 к питтинговой и межкристаллитной коррозии.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА

Для исследования влияния микролегирования иттрием на коррозионные и механические свойства сплава Incoloy 825 была выплавлена серия с различным содержанием присадки. Выплавка экспериментальных сплавов производилась в открытой индукционной печи мощностью 15 кВт в кварцевых тиглях. Химические составы исследуемых образцов сплава приведены в таблице.

Отливки гомогенизировали и подвергали ковке на прессе в интервале температур 970–1150 °С. Кованные образцы отжигались при температуре 960 ± 10 °С в течение 1 ч с последующей закалкой в воду, что соответствует стандартной технологии производства деталей из сплава Incoloy 825.

Расчетный химический состав образцов и фактическое содержание азота и кислорода в них, мас. %

Calculated chemical composition of the samples and actual content of nitrogen and oxygen in them, wt. %

Номер образца	Ni	Cr	Fe	Mo	Cu	Ti	Mn	Si	Al	Y	[N]	[O]
1	40,0	21,0	ост.	3,0	2,0	0,75	1,0	0,5	0,2	—	0,057	0,030
2										0,01	0,054	0,006
3										0,05	—	—
4										0,10	0,053	0,013

Микроструктуры стабилизированных сплавов анализировали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в режиме обратного рассеяния на приборе Tescan Mira. Анализ фазового состава проводили с помощью дифрактометра ДРОН-7.

Для исследования стойкости составов к общей и питтинговой коррозии были сняты поляризационные кривые и по ним определен стационарный потенциал коррозии ($E_{кор}$) и потенциал пробоя питтинга ($E_{пит}$) [20]. Съемку проводили в электролите 5 % NaCl, подкисленном уксусной кислотой до $pH = 3,00 \pm 0,02$, в открытой аэрируемой электрохимической ячейке при комнатной температуре. Поляризационная кривая снималась в диапазонах потенциала от -450 мВ до 1100 мВ со скоростью развертки $0,16$ мВ/с. В качестве электрода

сравнения использовался стандартный хлорсеребряный электрод (AgCl).

Испытание сплавов на межкристаллитную коррозию (МКК) проводилось по ASTM G28 [21] в кипящем растворе 50 % H_2SO_4 и сульфата железа (III). Длительность испытания составляла 120 ч, образцы перед испытанием подвергались сенсibilизации при 700 °С в течение 1 ч. Значения МКК определяли по убыли массы и металлографическим способом, также была измерена глубина коррозионного поражения.

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ

На рис. 1, а приведены изображения микроструктур литых образцов с разным количеством иттрия.

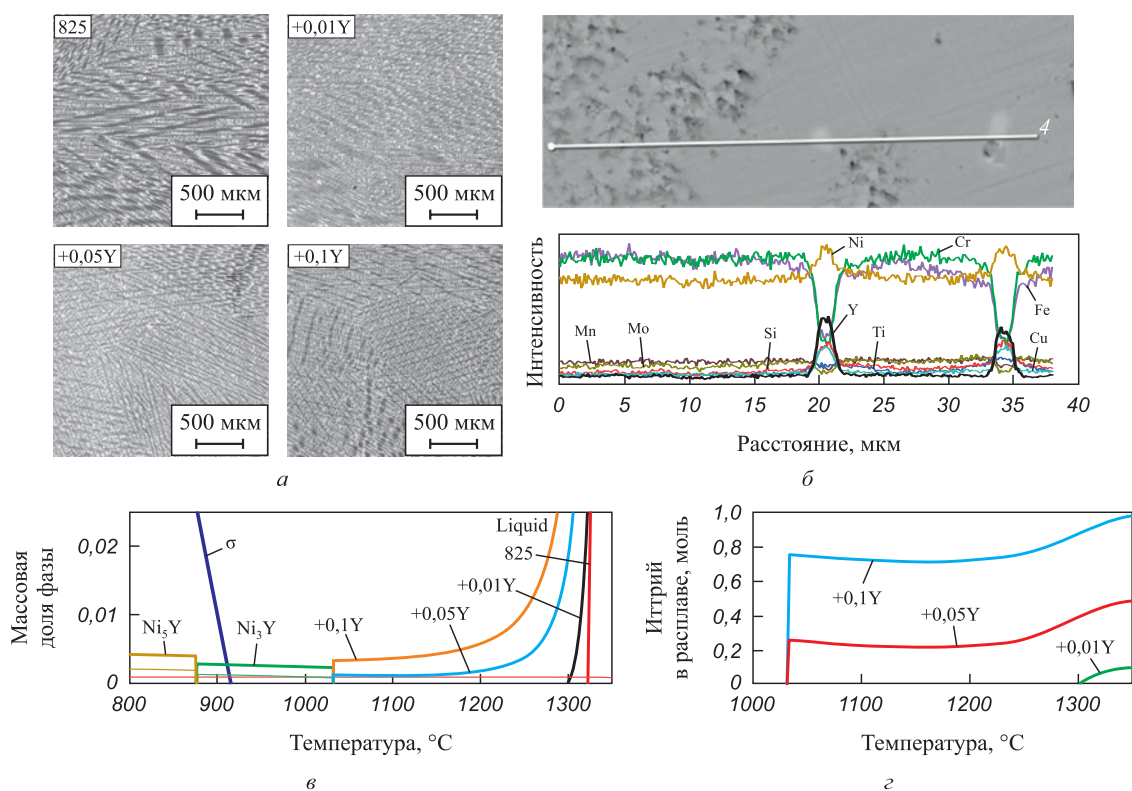


Рис. 1. Изображения микроструктуры полученных отливок (а), междендритная сегрегация иттрия в виде включений (б) и термодинамика их образования при кристаллизации (в, г)

Fig. 1. Images of microstructure of ingots (a): interdendritic segregation of yttrium in the form of inclusions (b) and thermodynamics of their formation during crystallization (c, d)

Изображения снимались на расстоянии $1/2$ радиуса отливки. В образце оригинального сплава без добавок иттрия наблюдается зона столбчатых кристаллов, но уже при малых присадках иттрия в количестве 0,01 мас. % отмечается измельчение дендритной структуры сплава в процессе затвердевания. При этом с увеличением количества присадки этот эффект усиливается, и дендритная структура изменяется с преимущественно столбчатой на преимущественно равноосную. Следует отметить, что использование данного сплава подразумевает последующую термомеханическую обработку, для которой более приемлемым вариантом является равноосная структура литой заготовки, что снижает риск образования дефектов в поковках. При этом увеличивается значение твердости по Виккерсу для образцов после микролегирования иттрием от 140 до 160 НВ.

При исследовании литых образцов на СЭМ в междендритных участках обнаружены мелкодисперсные, диаметром до 2 мкм, богатые иттрием интерметаллидные включения с никелем (рис. 1, б). Термодинамические расчеты подтвердили возможность осаждения из расплава подобных включений (рис. 1, в, г). Уже при малых присадках иттрия (0,01 мас. %) расширяется область двухфазного состояния при кристаллизации. При увеличении количества присадки температура солидуса значительно снижается, при этом расплав пересыщается иттрием и становится возможным образование высокотемпературных включений Ni_3Y , количество которых зависит от количества вводимого иттрия. Образование этих тугоплавких включений вероятно является причиной повышения твердости отливок.

Большинство исследований по оценке влияния РЗМ на микроструктуру суперсплавов посвящены анализу

литых образцов, где авторы приходят к схожим результатам [4; 7]. Однако почти нет исследований влияния РЗМ на структуру сплавов после деформационного упрочнения [12].

На рис. 2 показана зависимость размера аустенитного зерна образцов послековки и отжига от количества вводимого иттрия. В образце с наименьшей присадкой иттрия (0,01 мас. %) размер зерна в 2,2 раза больше размера в образце сплава оригинального состава и равен 28,4 мкм. При этом значение твердости снизилось на 15 %. С увеличением количества присадки наблюдается измельчение рекристаллизованного аустенитного зерна и прирост твердости (рис. 2).

Как отмечалось ранее [4 – 6], большое сродство элементов РЗМ к кислороду и сере способствует уменьшению содержания примесей на границах зерен, что создает эффект их «очистки» и улучшает подвижность границ зерен, приводя к увеличению их размера. Это доказывает, что даже очень малая концентрация примесей может резко повлиять на подвижность границ зерен.

Эти данные хорошо коррелируют со значениями общего содержания кислорода в образцах (см. таблицу), полученными методом газового анализа, а также с оценкой НВ в образцах.

ОЦЕНКА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ

Добавки иттрия значительно снижают содержание кислорода, раскисляя расплав. При малых присадках иттрия общее содержание кислорода снизилось в 5 раз (см. таблицу), при этом объемная доля оксидных НВ равна $0,0055 \pm 0,004$ %. Состав и размер оксидных

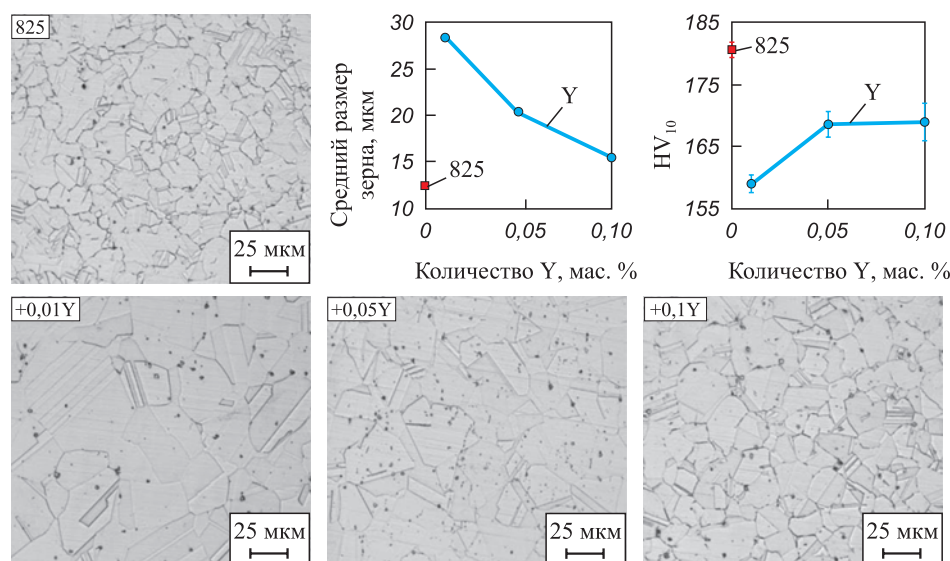


Рис. 2. Зависимость размера аустенитного зерна деформировано упрочненных образцов и изменение их твердости от количества иттрия, мас. %

Fig. 2. Dependence of austenitic grain size of the samples after deformation and change of their hardness on Y amount, wt. %

включений после ввода иттрия изменяется на комплексные оксиды иттрия и титана. С увеличением присадки выросло и значение общего кислорода и доли включений до $0,093 \pm 0,033$ %, но они по-прежнему ниже, чем в образце сплава оригинального состава, где объемная доля оксидов $0,13 \pm 0,05$ %.

Несмотря на то, что иттрий не оказывает влияния на содержание азота в сплаве (см. таблицу) и, как следствие, на объемную долю карбонитридных НВ $Ti(C, N)$, однако присадки иттрия изменяют морфологию данных включений. В образцах с микролегированием иттрием образуются комплексные оксикарбонитридные включения системы $Y_2O_3 - Ti(C, N)$. В этом случае мелкодисперсные продукты раскисления, оксиды иттрия, выступают подложкой для образования карбонитридов (рис. 3).

Результаты электрохимических и химических испытаний коррозионной стойкости приведены на рис. 3. Присадка иттрия (0,01 мас. %) повысила показатель потенциала пробоя питтинга на 13 % и снизила скорость межкристаллитного разрушения на 20 %. При повышении количества присадки увеличивается доля оксидных включений, богатых титаном и иттрием, что снижает эффект стабилизации расплава титаном и объясняет снижение стойкости к МКК.

Выводы

Исследована взаимосвязь изменения микроструктуры литых образцов после деформационного упрочнения, характеристик НВ и коррозионной стойкости сплава Incoloy 825 с различным содержанием добавок иттрия.

После стабилизирующего отжига отмечалось изменение фазового состава. При добавлении присадок иттрия расширяется область двухфазного состояния при кристаллизации и происходит пресыщение жидкой части дендритной ячейки иттрием, который при затвердевании связывается в высокотемпературные включения Ni_3Y , что подтверждено расчетами.

В литом состоянии наблюдалось изменение структуры затвердевания от преимущественно столбчатой до преимущественно равноосной при увеличении добавок иттрия. При этом сплавы лучше поддавались обработке давлением на прессе без образования трещин.

Иттрий является активным раскисляющим элементом; при малых присадках эффект наблюдается более ярко, что подтверждено газовым анализом и измерением размера зерна образцов послековки и отжига.

Присадки иттрия изменяют состав НВ в сплаве на комплексные включения, модифицированные иттрием, при этом они имеют более круглую форму и меньший размер. Такие включения обладают большей химической стойкостью в агрессивных средах при испытаниях на коррозионную стойкость. Образец с 0,01 мас. % Y показал наилучшую стойкость к коррозии. Сплав этого состава обладает большей пластичностью за счет уве-

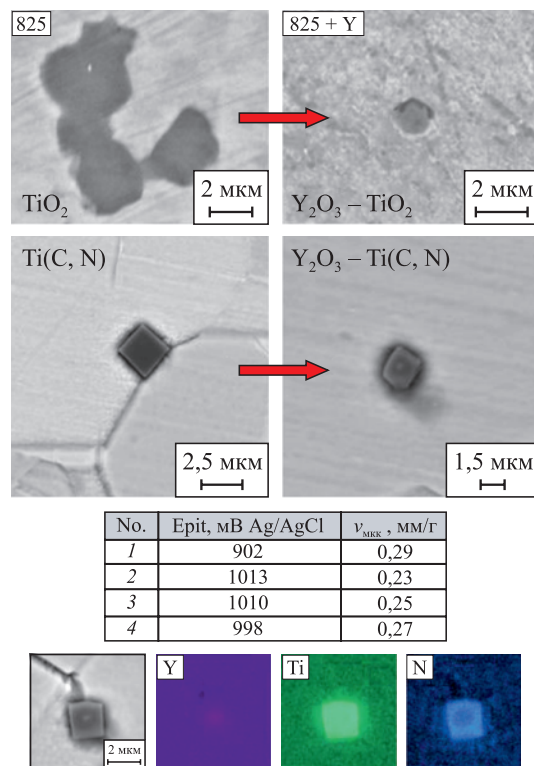


Рис. 3. Изменение НВ и коррозионной стойкости при разном количестве иттрия

Fig. 3. Variation of non-metallic inclusions and corrosion resistance at different Y amounts

личенного размера зерна, поэтому требуется подбор нового режима термической обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press; 2008:392.
2. Mankins W.L., Lamb S. Nickel and nickel alloys. In: *ASM Metals Handbook. Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Materials Park, OH, USA: ASM International; 1990:428–445.
3. ASTM B564 Standard Specification for Ni-Fe-Cr-MoCu Alloy (UNS N08825 and UNS N08221) Rod and 108 Bar. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2011.
4. Botinha J., Krämer J., Genchev G., Bosch C., Alves H. Effect of sensitization on the corrosion resistance of an advanced version of alloy UNS N08825. In: *Proceedings of the NACE Int. Corrosion Conf., Nashville, TN, USA, 24–28 March 2019*:1–12.
5. Shoemaker L., Crum J. Processing and fabricating alloy 825 for optimized properties and corrosion resistance. In: *Proceedings of the NACE Corrosion Conf., Houston, TX, USA, 13–17 March 2011*:1–13.
6. Raymond E.L. Mechanisms of sensitization and stabilization of Incoloy nickel-iron-chromium alloy 825. *Corrosion*. 1968;24(6):180–188. <https://doi.org/10.5006/0010-9312-24.6.180>
7. Li J.-P., Zhang H.-R., Gao M., Li Q.-L. Mechanism of yttrium in deep desulfurization of NiCoCrAlY alloy during vacuum induction melting process. *Rare Metals*. 2022;41(3): 218–225. <https://doi.org/10.1007/s12598-018-1103-1>

8. Du T., Wang L., Liu A., Wu Y., Zhang Y. Thermodynamics and phase equilibria for cerium and yttrium in the presence of oxygen and sulphur in nickel-base solutions. *Journal of Alloys and Compounds*. 1993;193(1–2):38–40. [https://doi.org/10.1016/0925-8388\(93\)90303-5](https://doi.org/10.1016/0925-8388(93)90303-5)
9. Ishii F., Ban-Ya S. Equilibrium between yttrium and oxygen in liquid iron and nickel. *ISIJ International*. 1995;35(3): 280–285. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.280>
10. Dan T., Gunji K. Deoxidation characteristics and shape modification of deoxidation products with Al-Ce and Al-Y complex deoxidizers. *Tetsu-to-Hagane*. 1982;68(14):1915–1921. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.68.14_1915
11. Kwon S., Kong Y., Park J. Effect of Al deoxidation on the formation behavior of inclusions in Ce-added stainless steel melts. *Metals and Materials International*. 2014;20(5): 959–966. <https://doi.org/10.1007/s12540-014-5022-x>
12. Fujikawa H., Morimoto T., Nishiyama Y., Newcomb S. The effects of small additions of yttrium on the high-temperature oxidation resistance of a Si-containing austenitic stainless steel. *Oxidation of Metals*. 2003;59(1):23–40. <https://doi.org/10.1023/A:1023061814413>
13. Palleda T., Banoth S., Tanaka M., Murakami H., Kakehi K. The role of yttrium micro-alloying on microstructure evolution and high-temperature mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Materials & Design*. 2023;225:111567. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111567>
14. Zhou P.J., Yu J.J., Sun X.F., Guan H.R., Hu Z.Q. Roles of Zr and Y in cast microstructure of M951 nickel-based superalloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012;22(7):1594–1598. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61361-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61361-7)
15. Kang D.S., Koizumi Y., Yamanaka K., Aoyagi K., Bian H., Chiba A. Significant impact of yttrium microaddition on high temperature tensile properties of Inconel 713C superalloy. *Materials Letters*. 2018;227:40–43. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.03.106>
16. Chen L., Ma X., Wang L., Ye X. Effect of rare earth element yttrium addition on microstructures and properties of a 21Cr-11Ni austenitic heat-resistant stainless steel. *Materials & Design*. 2011;32(4):2206–2212. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.022>
17. Guimarães A., Silveira R., Almeida L., Araujo L., Farina A., Dille J. Influence of yttrium addition on the microstructural evolution and mechanical properties of superalloy 718. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;776:139023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139023>
18. Cao S., Yang Y., Chen B., Liu K., Ma Y., Ding L., Shi J. Influence of yttrium on purification and carbide precipitation of superalloy K4169. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;86:260–270. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.01.049>
19. Пат. РФ № 2630131. МПК B21C 1/00. Материал сплава Ni–Cr и изготовленные из него бесшовные нефтепромысловые трубные изделия / Томио Ю., Сигара М. *Бюллетень изобретений*. 2017;(25).
20. ISO 17475:2005. Corrosion of Metals and Alloys – Electrochemical Test Methods – Guidelines for Conducting Potentiostatic and Potentiodynamic Polarization Measurements.
21. ASTM. G 28 Standard Test Methods for Detecting Susceptibility to Intergranular Corrosion in Wrought, Nickel-Rich, Chromium-Bearing Alloys. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International; 2015.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Мария Алексеевна Салынова, инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0002-8770-6908
E-mail: m.salynova21@gmail.com

Тигран Владимирович Углуниц, инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: uglunts_tv@spbstu.ru

Олег Викторович Толочко, д.т.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого; *заведующий кафедрой*, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет
ORCID: 0000-0001-9623-4001
E-mail: tolochko_ov@spbstu.ru

Mariya A. Salynova, Engineer, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0002-8770-6908
E-mail: m.salynova21@gmail.com

Tigran V. Uglunts, Engineer, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
E-mail: uglunts_tv@spbstu.ru

Oleg V. Tolochko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Leading Researcher, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University; *Head of the Chair*, State Marine Technical University
ORCID: 0000-0001-9623-4001
E-mail: tolochko_ov@spbstu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. А. Салынова – разработка концепции, проведение металлографических исследований, подготовка и редактирование текста.
Т. В. Углуниц – выплавка образцов, проведение коррозионных испытаний.
О. В. Толочко – анализ, редактирование текста, утверждение окончательного варианта.

M. A. Salynova – concept development, metallographic studies, writing and editing the text.
T. V. Uglunts – smelting of samples, conducting corrosion tests.

O. V. Tolochko – analysis, editing the text, approval of the final version.

Поступила в редакцию 02.10.2023
 После доработки 10.10.2023
 Принята к публикации 11.12.2023

Received 02.10.2023
 Revised 10.10.2023
 Accepted 11.12.2023



УДК 621.793.5:620.191

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-89-105



Оригинальная статья

Original article

ИЗУЧЕНИЕ ОГРАНИЧЕНИЙ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ АГРЕГАТОВ НЕПРЕРЫВНОГО ГОРЯЧЕГО ОЦИНКОВАНИЯ, СВЯЗАННЫХ С ДЕФЕКТАМИ ПРОДУКЦИИ

М. Ю. Рябчиков[✉], Е. С. Рябчикова, В. С. Новак, А. Е. Клименко

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

✉ mr_mgn@mail.ru

Аннотация. Целями работы являлись поиск и систематизация ограничений скорости движения стальной полосы при горячем оцинковании, связанных с угрозой возникновения дефектов продукции. Поскольку скорость может оказывать совместное влияние с множеством других факторов, в работе проведен обзор известных причин возникновения распространенных дефектов. Выполнена группировка причин с учетом операций секций агрегатов непрерывного горячего оцинкования. Для определения обстоятельств возникновения дефектов применен способ, предполагающий поэтапную стратификацию ретроспективных данных и сопоставление плотности распределения влияющих факторов для дефектной и не дефектной продукции. Проведен анализ данных о дефектах на заводе «ММК Metallurgy» в Турции, полученных в 2020 – 2021 гг. Для анализа были отобраны допустимые и не допустимые дефекты двадцати одного вида, возникающие при оцинковании стали DX51D. В качестве факторов приняты двадцать два технологических параметра, включая скорость движения полосы. Для каждого отобранного вида дефектов определен набор влияющих факторов, для некоторых из них указаны предполагаемые причины их возникновения. Показано, что наблюдаемая для многих видов дефектов связь со скоростью движения полосы в действительности может быть вызвана иными факторами. Определены виды дефектов, вероятность возникновения которых увеличивается с ростом скорости или уровнем ее изменения. Предложены мероприятия, направленные на предотвращение роста доли продукции с дефектами при увеличении производительности.

Ключевые слова: непрерывное горячее оцинкование, стальная полоса, дефекты, скорость движения полосы, производительность

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-10058, <https://rscf.ru/project/23-29-10058/>.

Для цитирования: Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Новак В.С., Клименко А.Е. Изучение ограничений производительности агрегатов непрерывного горячего оцинкования, связанных с дефектами продукции. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(1):89–105. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-89-105>

INVESTIGATION OF PERFORMANCE LIMITATIONS IN CONTINUOUS HOT-DIP GALVANIZING UNITS ASSOCIATED WITH PRODUCT DEFECTS

M. Yu. Ryabchikov[✉], E. S. Ryabchikova, V. S. Novak, A. E. Klimenko

Nosov Magnitogorsk State Technical University (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

✉ mr_mgn@mail.ru

Abstract. The goals of the work were to search and systematize the speed limits of the steel strip during hot-dip galvanizing, associated with the threat of product defects. Since speed can be combined with many other factors, this paper provides an overview of the known causes of common defects. The causes were grouped taking into account the operations of individual sections of continuous hot-dip galvanizing units. To determine the circumstances in which defects occur, a method was used that involved step-by-step stratification of retrospective data and comparison of the distribution density of influencing factors for defective and non-defective products. The method was applied in the analysis of the data on defects at the MMK Metallurgy plant in Turkey, obtained in 2020–2021. Twenty-one types of acceptable and unacceptable defects that occur during galvanizing of DX51D steel were selected for analysis. Twenty-two technological parameters were taken as factors, including the strip speed. For each selected type of the defects, a set of influencing factors is determined, and for some types of defects, the alleged causes of their occurrence are indicated. It is shown that the relationship

observed for many types of defects with the strip speed can actually be caused by other factors. We determined the types of defects, the probability of which increases with an increase in the speed or the level of its change. The paper proposes measures aimed at preventing the increase in the proportion of defective products along with the performance gain.

Keywords: continuous hot-dip galvanizing, steel strip, defects, strip speed, performance

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-10058, <https://rscf.ru/project/23-29-10058/>.

For citation: Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Novak V.S., Klimenko A.E. Investigation of performance limitations in continuous hot-dip galvanizing units associated with product defects. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):89–105.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-89-105>

ВВЕДЕНИЕ

Оцинкованный листовой прокат является одним из основных видов продукции металлургических предприятий. Объемы производства продукции на агрегатах непрерывного горячего оцинкования (АНГЦ) существенно выросли за последние десятилетия. Согласно работе [1], доля оцинкованного проката в структуре мирового потребления металлопродукции составляет порядка 10 %. В развитых странах эта доля достигает 15 % и более. Основными потребителями являются автомобильная и строительная промышленность [2].

Производительность АНГЦ определяется скоростью движения полосы и простоями. Выбор скорости предполагает учет специфики систем автоматического управления операциями на разных стадиях технологического процесса. Так, например, приближение расхода топлива к предельному (исходя из мощности горелок) уровню в отделении термической обработки полосы может затруднить решение задач регулирования [3].

Значимость человеческого фактора в выборе скорости движения полосы демонстрирует отчет о результатах исследования [4]. Показано, что разные бригады могут выбирать различную скорость движения полосы и вести процесс с разным разбросом значений используемой скорости. Это приводит к значительным изменениям производительности АНГЦ. Авторами предложена система-советчик, которая позволяет распространить опыт более эффективной бригады на другие бригады. При этом влияние бригады на качество продукции не оценивалось. В работе [5] отмечается, что сложности эксплуатации и технологические ограничения непрерывного отжига приводят к существенной роли человеческого фактора, что, в свою очередь, часто ведет к неэффективности операций в плане производительности. В то же время существуют ограничения на скорость линии, связанные с качеством продукции, которые плохо систематизированы и обычно выявляются опытным путем.

ТИПОВЫЕ ПРИЧИНЫ СНИЖЕНИЯ СКОРОСТИ ЛИНИИ

Как правило, оборудование рассчитано на определенную максимальную скорость линии, которая может быть снижена в течение коротких или продолжительных интервалов времени. Краткосрочные снижения связаны с использованием скорости в качестве управ-

ляющего воздействия. Так, в работе [6] предлагается использовать скорость линии как управляющее воздействие для быстрой коррекции температуры полосы при возмущениях, связанных с изменением сортамента и при изменении требований к температуре отжига.

Снижение скорости в долгосрочной перспективе может быть связано с ограничением мощности систем нагрева и охлаждения секций термической обработки полосы. Так, например, инструкции завода «ММК Metallurgy» содержат рекомендации по скорости линии в зависимости от толщины, ширины и требуемых температур полосы на выходе секций прямого нагрева t_H , косвенного нагрева t_B и охлаждения $t_{охл}$ (рис. 1). Из рис. 1 следует, что при толщине более 1 мм рекомендуемая скорость значительно ниже предельной 180 м/мин.

Совершенствование управления непрерывным отжигом позволяет увеличить скорость линии. Однако этому может препятствовать возникновение дефектов по причинам, не связанным с нарушением требований к отжигу.

КЛАССИФИКАЦИЯ ДЕФЕКТОВ НА ЗАВОДЕ «ММК METALLURGY»

ГОСТ 14918–2020 (основан на ISO 3575:2016 и других стандартах) указывает на допустимость ряда дефек-

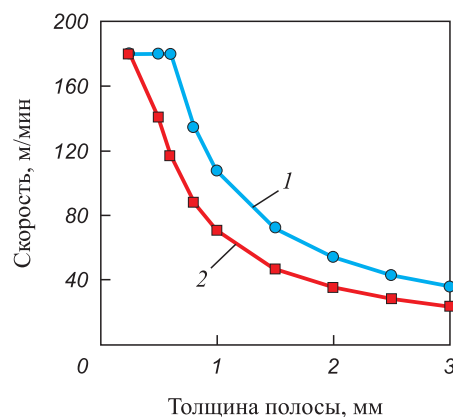


Рис. 1. Рекомендуемые скорости в зависимости от режима термической обработки:

1 – тип CQ ($t_H = 720^\circ\text{C}$, $t_B = 750^\circ\text{C}$, $t_{охл} = 460^\circ\text{C}$);
2 – тип EDDQ ($t_H = 750^\circ\text{C}$, $t_B = 850^\circ\text{C}$, $t_{охл} = 460^\circ\text{C}$)

Fig. 1. Recommended speeds depending on heat treatment mode:

1 – CQ type ($t_{heat} = 720^\circ\text{C}$, $t_{hold} = 750^\circ\text{C}$, $t_{cool} = 460^\circ\text{C}$);
2 – EDDQ type ($t_{heat} = 750^\circ\text{C}$, $t_{hold} = 850^\circ\text{C}$, $t_{cool} = 460^\circ\text{C}$)

тов в зависимости от типа, вида и группы отделки покрытия. К общим допускаемым дефектам относятся:

- следы от перегибов полосы и роликов;
 - царапины, потертости, не нарушающие сплошность покрытия;
 - светлые и матовые пятна;
 - неравномерность окраски пассивной пленки.
- Для некоторых типов и видов покрытия допустимы:
- наплывы, натеки, наслоения без растрескивания;
 - местная шероховатость покрытия (сыпь);
 - крупинки;
 - неравномерность кристаллизации покрытия;
 - темные точки и дорожки (полосы).

Не допускаются нарушения сплошности покрытия в виде растрескивания на мелких наплывах, расположенных на дефектах стальной основы. Указаны недопустимые дефекты кромок и заданы ограничения по массе покрытия.

В табл. 1 приведены виды дефектов по данным «ММК Metallurgy» за 2020 – 2021 гг., вероятность появления которых у бракованной продукции ($P_{\text{деф}}$) существенно выше, чем у качественной ($P_{\text{норм}}$). Наиболее распространенными дефектами брака являются пятна без покрытия (непроцинковка и отслоение) и неравномерность покрытия. Распространенные дефекты качественной продукции представлены в табл. 2.

ИЗВЕСТНЫЕ ПРИЧИНЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ДЕФЕКТОВ

Причины дефектов могут быть обусловлены технологическим процессом АНГЦ, а также свойствами исходной стальной полосы, которая подвергается оцинкованию.

Влияние свойств исходной стальной полосы.

Свойства стальной основы подразделяются на:

- структуру стали;

Таблица 1. Распространенные дефекты отбракованной продукции

Table 1. Common defects in rejected products

Номер	Обозначение (англ. / тур.)	Дефект	$P_{\text{норм}}, \%$	$P_{\text{деф}}, \%$
D1	Uncoated Spots / Kaplama Almama	Пятна без покрытия	0,46	25,90
D2	Rough Coating / Pas Kaynakli Puruzlu Kaplama	Неравномерность покрытия	0,12	22,29
D3	Damage Marks / Markalama Izi (Darbe Izi)	Следы ударов (надав)	0,29	8,40
D4	Dent / Batik (Batma Boslugu)	Вмятины (отпечатки)	0,31	4,88
D5	Edge Roughness / Kenar Puruzlulugu	Неровности кромки	1,06	2,71
D6	Coating Thickness Defect / Kaplama Uygunsuzlugu	Дефект толщины покрытия	0,58	1,63
D7	Macro Inclusion / Makro Inkluzyon	Макровключения	0,36	1,08
D8	Unappropriate Mechanical Test / Mekanik Test Uygunsuzlugu	Нарушение механических свойств	0,10	1,08

* При расчете вероятности исключили случаи при останове / запуске агрегата.

Таблица 2. Распространенные дефекты качественной продукции

Table 2. Common acceptable defects

Номер	Обозначение (англ. / тур.)	Дефект	$P_{\text{норм}}, \%$	$P_{\text{деф}}, \%$
D9	Ridge / Ridge	Наплывы цинка	55,61	8,94
D10	Rough Coating / Puruzlu Kaplama	Шероховатость покрытия	52,98	13,55
D11	Snout Marks / Surtunme Izi	Потертость	49,21	6,23
D12	Sink Roll Marks / Sink Roll Merdane Izi	Следы ролика	16,98	2,98
D13	Ocean Wave (Coating ripple) / Yuzey Akintisi (Dalgali Kaplama)	Волнообразное покрытие	16,79	16,26
D14	Skin pass mill break-marks / SPM Kirigi	Отметины, связанные с дрессировкой	11,05	1,63
D15	Roll Shadow / Merdane Golgesi	Темные полосы по длине полосы	5,07	0,27
D16	Chromate Stain / Kromat Lekesi	Хромовые пятна	4,45	4,34
D17	Matt Appearance / Mat Goruntu	Матовый вид	4,39	4,34
D18	Scratch / Cizik	Царапины	2,73	4,07
D19	Orange Peel / Portakal Kabugu Olusumu	Микрошероховатость (апельсиновая корка)	2,05	0,54
D20	Break Mark / Kirilma Izi	Трещины в покрытии	1,67	0,54
D21	Blister / Blister	Пузыри на покрытии	0,79	0

- химический состав стали;
- механические свойства;
- свойства поверхности, включая наличие загрязнений [7; 8].

Авторы работы [9] указывают, что химический состав стали (особенно содержание кремния) оказывает существенное влияние на формирование цинкового покрытия. При содержании кремния 0,06 – 0,10 % наблюдается аномальный рост толщины цинкового покрытия. Покрытие может быть рыхлым и иметь нетоварный серый цвет. В то же время для многих марок сталей допуски по содержанию кремния достаточно велики.

Согласно работе [10], причиной штриховых следов на покрытии являются особенности стальной основы. На поверхности образуются мелкие зерна феррита диаметром примерно 1 – 2 мм. Химический анализ показал пики Ti и Mn в области мелких зерен и наличие тонких (до 150 нм) оксидов Mn и Si на границе раздела покрытие/основа.

Высокое содержание фосфора в стали (более 0,03 %) вызывает отслаивание покрытия.

Согласно работе [11], дефекты формы холоднокатаного подката приводят к дефектам покрытия вследствие нетипичного воздействия газовых ножей на подобные области поверхности полосы. К таким дефектам относят: неплоскостность, складки, корбоватость, волнистость, рванины.

В работе [8] указано, что при наличии на поверхности царапин, выбоин или иных механических повреждений активность стали значительно возрастает. Возникают очаги интенсивного роста кристаллов Zn–Fe в покрытии. Это приводит к появлению областей с более толстым покрытием. Согласно данным работы [12], при оцинковании изначально неровных поверхностей возможно получение неравномерного покрытия. В таких случаях его следует наносить толстым слоем. При этом повышенная температура цинка или продолжительность пребывания в цинковой ванне могут привести к тому, что избежать дефекта не удастся.

В работах [13 – 15], посвященных освоению автолитовых сталей, отмечается, что в современных условиях требуется обеспечение комплекса трудно сочетаемых требований (прочность, пластичность, штампуемость, коррозионная стойкость и др.). Указывается, что достижение высоких показателей прочности стали затруднительно без учета кинетических особенностей протекающих фазовых и структурных превращений. Так, согласно работе [13], повышенное содержание Cr, Ni и Cu смещает рекристаллизацию к более высоким температурам. Рекомендуется повышение на 30 – 50 °C температуры выдержки при отжиге.

Причины дефектов, обусловленные технологическим процессом АНГЦ, сгруппированы с учетом секций, операции которых привели к дефектам.

Секция очистки. В технологической части АНГЦ полоса проходит ванну с щелочным раствором, подвергается воздействию вращающихся роликовых щеток и проходит электролитическую очистку.

Поверхностные загрязнения полосы состоят в основном из железной мелочи, масла и грязи. Согласно работе [8], целью очистки является снижение до уровня 20 мг/м² железной мелочи и масла на поверхности полосы. Перенос мелких частиц в ванну может вызвать образование дросса, налипания и непокрытых участков из-за недостаточной смачиваемости цинком.

Авторы работы [10] рассматривают причины такого дефекта, как полосы. Полосы длиной в десятки метров расположены параллельно направлению прокатки без каких-либо иных закономерностей и имеют ширину до 15 мм. Отмечается, что полосы вызваны высокой концентрацией оксидов на границе раздела между покрытием и стальной подложкой, что может свидетельствовать о наличии загрязнений поверхности полосы и неэффективности очистки.

Согласно работе [16], оголенные участки и отслоение покрытия в первую очередь связаны с наличием остатков масла на стальной основе. Масло проходит стадию обжига в печах прямого и косвенного нагрева и образует углеродистые отложения, наблюдаемые при изучении дефектов. Дефектов можно избежать за счет эффективного выгорания смазки и правильного химического состава ванны.

В работе [8] указывается, что углубления без отслоения покрытия могут быть связаны с тем, что не удаленная своевременно или захваченная твердая частица на поверхности сдувается газовыми ножами.

Нагрев и выдержка. Секция нагрева полосы предназначена для проведения непрерывного рекристаллизационного отжига. Она может включать в свой состав печь косвенного нагрева в атмосфере экзотермического газа или одновременно печи прямого и косвенного нагрева. В защитной атмосфере протекают восстановительные процессы, способствующие очистке полосы.

В работе [8] указано, что ошибки управления соотношением воздух/топливо в печи прямого нагрева АНГЦ могут привести к высокому уровню СО и отложению сажи на полосе. Такие отложения далее приводят к оголенным участкам в цинковом покрытии. В печи косвенного нагрева, где полоса нагревается в защитной атмосфере N₂–H₂, чистота полосы повышается, но только если точка росы или содержание кислорода находятся на низком уровне. Иначе загрязнения, связанные, например, с прогаром радиантных труб, могут ухудшить сцепление покрытия с полосой. При оцинковании низкоуглеродистых сталей утечки смазки из подшипников валков могут науглероживать поверхность.

Согласно работе [17], при горячем оцинковании двухфазных сталей отжиг при низкой точке росы вызывает сильное внешнее окисление второстепенных легирующих элементов, что затрудняет последующее реак-

тивное смачивание цинком. Увеличение точки росы уменьшает покрытие оксидами.

В работе [6] указано, что тепловая нагрузка в секции нагрева существенно возрастает с ростом скорости движения полосы. Это увеличивает тепловую выпуклость валков (вызванную распределением температуры внутри валков), что сильно повышает вероятность смещения полосы. В печи полоса подвержена тепловым короблениям (изгибы из-за неравномерного распределения тепла), поскольку предел текучести полосы снижен.

Согласно работе [18], основной причиной коробления полосы в печи является комбинированное воздействие высокой температуры и натяжения. С ростом ширины полосы вероятность коробления возрастает. Повышение равномерности распределения температуры по ширине полосы позволяет избежать коробления только в низкотемпературном диапазоне. При определенном распределении температуры по длине полосы превышение натяжением первого критического значения приводит к короблению. При дальнейшем увеличении натяжения и превышении второго критического значения коробление может уменьшиться, если деформационные процессы еще не получили развития.

В работах [6; 19; 20] отмечается сильное влияние условий термической обработки стали при отжиге на механические свойства продукции АНГЦ. Чтобы избежать дефектов при изменении сортамента или режима рекомендуется модельно-упреждающее управление температурой полосы [21].

Закрытое охлаждение. Секция закрытого охлаждения конструктивно представляет собой часть печи косвенного нагрева. Для охлаждения полосы применяется азотно-водородный газ. На выходе секции температура полосы приближается к температуре расплава в ванне оцинкования.

Авторами работы [22] были изучены причины возникновения наплывов цинка в условиях ЛПЦ-11 ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Указывается, что причиной является накопление цинковой пыли в носке выходного желоба печи АНГЦ. При пониженной точке росы в защитной атмосфере частицы пыли цинка испаряются из ванны и осаждаются на носке, с которого падают на поверхность полосы, образуя наросты цинка. Для устранения дефекта рекомендуют модернизировать носок выходного желоба печи для измерения и управления точкой росы.

В работе [8] указывается, что высокая температура полосы на входе в цинковую ванну после закрытого охлаждения в сочетании с низкой точкой росы носка может вызвать испарение цинка при высокой скорости движения полосы. Если пары цинка конденсируются на полосе, то могут возникать пупырышки и выпуклости на покрытии. Влияние высокой температуры полосы после закрытого охлаждения на дефекты отмечается также в работе [23]. Авторы работы [24] указывают,

что разница между температурой полосы после охлаждения и температурой ванны должна быть сведена к минимуму. При температуре полосы выше 470 °С увеличивается захват алюминия из ванны, происходит большее растворение стальной полосы и ускоряется образования дросса.

В работе [17] применительно к двухфазным сталям показано влияние скорости охлаждения на механические свойства.

Ванна цинкования. Согласно работе [9], появление донного дросса в ванне цинкования делает расплав более вязким и приводит к неравномерности толщины покрытия и появлению наплывов. Это требует добавления алюминия в расплав ванны.

Частицы верхнего дросса ванны захватываются покрытием, если оксидная пленка поверхности ванны захватывается полосой [8]. Поэтому важно поддерживать чистоту поверхности ванны. Неверное содержание алюминия в ванной и колебания температуры расплава приводят к увеличению количества дросса, частицы которого оседают на покрытии и валках. Крупные частицы дросса могут вызывать вмятины на полосе. Избыток железа в ванне отрицательно влияет на текучесть расплавленного цинка и приводит к матовому покрытию.

В работе [25] исследуется влияние температуры расплава в цинковой ванне на толщину покрытия. Показано, что повышение температуры снижает толщину покрытия для сталей с высоким содержанием кремния.

Газовые ножи. После ванны полоса проходит через газовые ножи, которые сдувают избыточный цинк обратно в ванну. При этом обеспечивается требуемая толщина и равномерность слоя покрытия.

В работе [8] указывается, что вследствие воздействия газовых ножей могут возникать натеки и рябь покрытия. При этом натеки появляются при толстом покрытии на толстых полосах, а рябь при тонком покрытии на тонких полосах. Причинами являются:

- слишком гладкая поверхность полосы;
- высокая температура полосы или цинка в ванне;
- чрезмерные вибрации и разрушение оксидного слоя на жидком цинке.

В работе [26] рассматриваются причины образования наплывов, имеющих определенный узор. Указано, что вихреобразный центр струи газового ножа имеет относительно низкое давление по сравнению с периферией. Высокое давление удаляет больше цинка, что приводит к неравномерности покрытия. Вихри перемещаются вследствие неустойчивости струи и давления. Возникающий узор зависит от скорости движения полосы. В работе [27] показано, что параметры наплывов зависят от исходного распределения толщины покрытия в поперечном направлении и скорости движения стальной полосы. Подобные наплывы снижают качество, производительность и рентабельность конечной продукции [28]. В работе [29] указывается, что давление струи на краю полосы резко падает по сравне-

нию с пиком давления в средней ее части. Это приводит к утолщениям на кромке полосы.

В работах [30; 31] отмечены основные факторы, влияющие на толщину покрытия:

- скорость движения полосы;
- давление на газовых ножах;
- высота расположения газового ножа над ванной;
- расстояние между газовым ножом и полосой;
- раскрытие щели;
- угол наклона воздушного ножа.

В работе [32] указывается, что одной из основных причин отклонения толщины покрытия от заданного уровня является вибрация полосы вблизи газовых ножей. Вибрации могут быть связаны с флуктуациями натяжения и особенностями движения роликов в цинковой ванне. Таким образом, влияние параметров газовых ножей на качество может проявляться в совокупности со скоростью движения полосы и другими ее параметрами через вибрацию полосы. Исследования показывают, что скорость полосы оказывает заметное влияние на амплитуду вибраций вблизи воздушного ножа [33]. С ростом скорости становится сложнее уменьшить вибрацию. Ограничить пиковые значения амплитуды можно за счет большего натяжения и управления скоростью движения полосы. Авторы работы [34] отмечают, что применение системы электромагнитной стабилизации полосы «EMG eMASS» позволяет снизить разброс толщины покрытия в два раза за счет меньшей вибрации.

В работе [11] установлено, что сильная вибрация полосы, расплескивание расплава и забивание воздушных ножей расплавом приводят к наплывам цинка. Указано, что при наличии дефектов, связанных с вибрацией, требуется коррекция натяжения и скорости движения полосы. Также авторы указывают, что устранение дефектов возможно путем коррекции:

- давления на ножах;
- расстояния до полосы;
- угла наклона газовой струи;
- температуры и скорости движения полосы.

Авторами работы [35] отмечается, что при выходе полосы из ванны происходит реакция между внешней поверхностью расплавленного цинка покрытия и кислородом воздуха. Это делает верхний оксидный слой покрытия более вязким, что приводит к волнам. Эффект проявляется при толстом покрытии и низкой скорости движения полосы. Избежать дефекта можно путем увеличения скорости движения полосы или путем использования азота для газового ножа.

В работе [36] выполнено исследование влияния воздушных ножей на течение жидкого цинка в ванне. Показано, что струи газовых ножей могут эффективно воздействовать на поток цинка вокруг выхода полосы, что создает основу для дальнейшего повышения качества покрытия.

Дрессировочная клеть и правильно-растяжная машина. После воздушных ножей и глубокого

охлаждения полоса поступает на дрессировочный стан, где происходит прокатка с малым коэффициентом удлинения. Это позволяет сохранить способность стали к вытяжке, разглаживает поверхность и устраняет рельеф цинкового покрытия. Правильно-растяжная машина нужна для повышения плоскостности полосы.

Авторы работы [8] указывают, что из-за трения скольжения между твердой поверхностью рабочего вала и мягким покрытием происходит захват цинка валком и возникают отпечатки на поверхности полосы во время прокатки.

В работе [37] рассматриваются два независимых механизма образования трещин покрытия в зонах листа с наибольшей вытяжкой. Макротрещины возникают вследствие проникновения материала покрытий в металл и охрупчивания границ зёрен. Микротрещины возникают в момент дрессировки оцинкованного листа при больших касательных напряжениях и при малых изгибах полосы.

В работе [38] указывается, что дефект типа «апельсиновая корка» возникает вследствие дрессировки при достижении удлинения, соответствующего пределу текучести. Устранению проблемы может способствовать соответствующая технология отжига.

Совместное влияние секций. Многие авторы указывают на совокупность причин, которые привели к возникновению дефекта.

Авторы работы [11] рассматривают причины возникновения такого дефекта, как наплывы цинка. Указано, что сложно устранимой причиной наплывов цинка являются простои. Застывание цинка в месте контакта полосы с поверхностью цинкового расплава затрудняет работу воздушных ножей, целью которых является точное формирование покрытия заданной толщины.

В работе [10] показано, что появление трещин на поверхности покрытия возможно при одновременном наличии двух обстоятельств. Во-первых, несовершенство технологического процесса приводит к появлению волнообразного рисунка. Подобный рисунок сопровождается появлением в центре покрытия пустот и трещин, образование которых не связано с наличием поверхностных оксидов стальной основы. Вторым обстоятельством являются особенности дрессировки, в ходе которой в покрытии возникают трещины.

В работе [39] определены две ситуации, которые наиболее часто сопровождают нарушение сцепления цинкового слоя со стальной основой. Условия первой ситуации:

- низкая температура в ванне цинкования;
- низкая температура в шестой зоне печи (последняя по ходу металла);
- скорость движения полосы резко падает.

Условия второй ситуации:

- внезапные изменения скорости;
- низкая температура цинковой ванны;
- низкая температура полосы на выходе из печи.

Авторы работы [40] рассматривали влияние на качество таких параметров, как:

- среднее удлинение;
- скорость движения полосы;
- расстояние до газовых ножей;
- давление на газовых ножах.

Под качеством понимают отсутствие ряда дефектов, включая непроцинковку и неравномерность цинкового покрытия, которая связана с наростами, полосами, ямками, частицами дресса. Определены условия, когда доля дефектов существенно возрастает:

- наличие значимого удлинения;
- скорость более 57 м/мин;
- расстояние до ножей более 1226 мм;
- высокое давление на ножах.

Из обзора следует наличие влияния скорости движения полосы на возникновение разных дефектов. Одновременный учет всех отмеченных особенностей – сложная задача. Поэтому актуален поиск причин дефектов с учетом скорости линии.

Исходные данные

Основой изучения связи между производительностью и дефектами является накопленная на заводе «ММК Metallurgy» ретроспективная информация о работе подсистем АНГЦ и выявленных дефектах продукции за 2020–2021 гг. для стали DX51D. Для каждого рулона полосы в базе данных содержится информация о максимальном, минимальном и среднем значении каждого технологического параметра за период времени, когда рулон обрабатывался.

Влияние остановок на возникновение дефектов

Согласно работе [11], одним из факторов, который сам по себе значимо влияет на дефекты, является простой. В табл. 3 представлены доли рулонов с дефектами, при производстве которых возникала остановка агрегата.

Только три из рассматриваемых дефектов продукции имеют повышенную вероятность возникновения при остановке агрегата. Наибольшую зависимость от остановки демонстрирует дефект D1 – пятна без покрытия. Ни для одного из рассматриваемых дефектов остановки

Таблица 3. Доли рулонов с дефектами, при производстве которых возникала остановка

Table 3. Proportion of rolls with defects during production of which there was a stoppage of the unit

Дефект	Доля, %
D1 – Uncoated Spots (пятна без покрытия)	8,84
D3 – Damage Marks (надав)	3,47
D4 – Dent (отпечатки)	1,50

агрегата не являются причиной, которая объясняла бы большую часть случаев появления дефекта. В дальнейшем из анализа были исключены рулоны, при обработке которых возникали остановки агрегата.

В качестве факторов приняты величины, представленные в табл. 4.

СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОБСТОЯТЕЛЬСТВ ПОЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ

Сложность определения сопутствующих обстоятельств появления дефектов заключается в большом числе параметров технологического процесса, которые потенциально могут оказывать влияние, и взаимосвязанном изменении многих сигналов.

Для каждого отдельного дефекта был определен индивидуальный набор факторов для дальнейшего расслоения данных. С этой целью для каждого из параметров первоначально оценили соответствие законов его распределения для дефектной и не дефектной продукции.

Для исключения влияния мешающих факторов при взаимосвязанном изменении сигналов использовали стратификацию. При этом данные группировали в зависимости от условий их получения, и для исключения влияния мешающих факторов рассматривали данные групп отдельно. Так, например, было установлено, что появлению дефекта D19 сопутствуют изменения толщины полосы и скорости линии. Для проверки влияния скорости были сгруппированы данные по толщине полосы, и для каждой отдельной страты проведена оценка влияния скорости на появление дефектов. На рис. 2, а показаны плотности распределения скорости для продукции с дефектом D19 и без него при

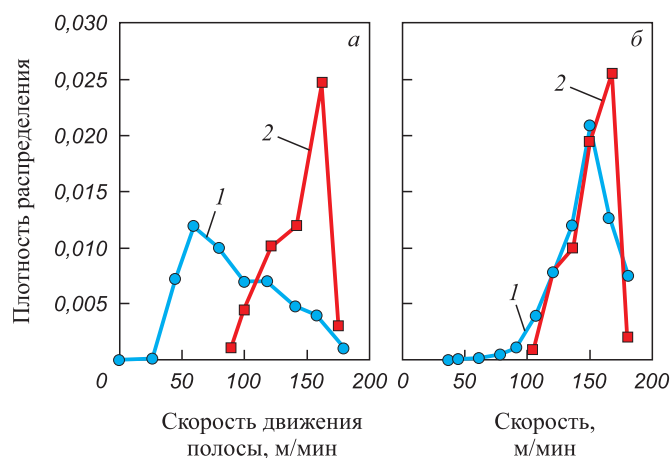


Рис. 2. Плотность распределения скорости для продукции с дефектом D19 (2) и без такого дефекта (1):
а – без стратификации;
б – при стратификации для страты толщиной 0,40–0,65 мм

Fig. 2. Speed distribution density for products with (2) and without (1) defect D19:
а – without stratification;
б – without stratification (strip heights (0.40–0.65 mm))

Таблица 4. Факторы для объяснения причин дефектов

Table 4. Factors explaining the causes of defects

Номер	Величина
Ф1	Средняя скорость движения полосы
Ф2	Разница между максимальной и минимальной скоростью
Ф3	Средняя толщина полосы
Ф4	Разница между максимальной и минимальной толщиной полосы
Ф5, Ф6	Минимальная и максимальная температуры полосы после секции прямого нагрева
Ф7, Ф8	Минимальная и максимальная температуры полосы после секции косвенного нагрева
Ф9, Ф10	Минимальная и максимальная температуры полосы после закрытого охлаждения
Ф11	Ширина полосы
Ф12, Ф13	Минимальная и максимальная температура расплава в цинковой ванне
Ф14, Ф15	Давление на переднем и заднем газовых ножах*
Ф16, Ф17	Минимальная и максимальная точка росы в секции косвенного нагрева
Ф18, Ф19	Минимальная и максимальная точка росы в секции закрытого охлаждения
Ф20	Минимальное натяжение полосы на входе в печь**
Ф21	Заданная толщина цинкового покрытия (масса покрытия)
Ф22	Удлинение при прокатке***
* При стабилизации толщины покрытия характеризует вязкость расплава в цинковой ванне. ** Для некоторых дефектов рассматривали натяжение на разных участках. *** Учитывали для дефектов D19, D20.	

отсутствии стратификации, а на рис. 2, б для одной из страт при стратификации. Из графиков следует, что вероятность появления дефекта связана с толщиной полосы, а не со скоростью линии.

Расслоение данных проводили в несколько этапов. Первоначально скорость линии и толщину полосы рассматривали в качестве факторов риска. Далее в зависимости от результата эти параметры относили к мешающим факторам.

НАБОРЫ ФАКТОРОВ ДЛЯ ДАЛЬНЕЙШЕГО

РАССЛОЕНИЯ ДАННЫХ

В табл. 5 для каждого рассматриваемого дефекта указаны факторы с отклонением плотности распределения для дефектной и не дефектной продукции.

Согласно табл. 5, связь факторов Ф16 и Ф19 с рассматриваемыми дефектами не выявлена. Для дефектов D16 (Chromate Stain) и D17 (Matt Appearance) все факторы демонстрируют схожие частные плотности распределения для дефектной и не дефектной продукции, и, видимо, не влияют на возникновение этих дефектов. Факторы Ф14 и Ф15 (давление на переднем и заднем газовых ножах) имеют схожие частные распределения для всех дефектов.

Некоторые из факторов потенциально могут влиять на возникновение множества разных дефектов:

- скорость движения полосы – 17 видов;
- толщина полосы – 16;

- натяжение полосы – 12;
- толщина цинкового покрытия – 10;
- давление на газовом ноже – 9;
- минимальная температура полосы после секции прямого нагрева – 8.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ФАКТОРОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ СТРАТИФИКАЦИИ

Факторы, которые могут влиять на возникновение дефекта, представлены в табл. 6.

Результаты после стратификации показали, что зависимость вероятности появления дефекта от скорости движения полосы часто объясняется влиянием толщины полосы. Кроме толщины на значительное число дефектов влияют:

- скорость движения полосы – шесть видов;
- давление на газовом ноже и толщина покрытия – по пять видов;
- перепады скорости и натяжение полосы – по три вида;
- точка росы в секции закрытого охлаждения и температура полосы после этой секции – по два вида.

Возникновение четырех дефектов сопровождается различием распределений только толщины полосы (D11 – потертости, D12 – следы ролика, D18 – царапины, D21 – пузыри). После толщины полосы скорость является фактором, который связан с возникновением наибольшего числа видов дефектов.

Таблица 5. Факторы, которые потенциально могут влиять на возникновение дефекта

Table 5. Factors that can potentially affect the occurrence of a defect

Дефект	Номер фактора																					
	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22
D1	+	+			+		+	+	+									+		+		
D2	+		+										+								+	
D3	+	+	+		+												+			+		
D4		+						+						+	+		+					
D5	+		+								+			+	+					+	+	
D6										+				+	+							
D7	+		+			+				+				+	+					+	+	
D8	+		+		+	+		+														
D9	+		+									+		+	+					+		
D10	+		+											+	+		+			+	+	
D11	+		+																	+	+	
D12	+		+																	+	+	
D13	+		+											+	+						+	
D14	+	+	+		+									+	+		+			+	+	
D15	+		+		+		+													+		
D16																						
D17																						
D18	+		+	+	+		+					+		+	+					+		
D19	+		+		+													+			+	+
D20	+		+																		+	
D21	+		+		+															+		
N	17	4	16	1	8	2	3	3	1	2	1	2	1	9	9	0	4	2	0	12	10	1

СООТВЕТСТВИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИЗВЕСТНЫМ ПРИЧИНАМ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ДЕФЕКТОВ

D1 – Пятна без покрытия. Результаты показывают, что скорость полосы и особенно ее перепады сильно влияют на вероятность пятен без покрытия (рис. 3). Влияние перепадов скорости соответствует данным работы [39]. Однако только малая часть дефектов этого вида связана с остановками агрегата. По-видимому, остановка агрегата сама по себе не является причиной возникновения дефектов этого вида. Связь с натяжением указывает на то, что причиной, вероятно, являются механические воздействия. Отмеченное в работах [8; 17] влияние высоких и низких значений точки росы в печи косвенного нагрева не наблюдается.

D2 – Неравномерность покрытия. Результаты соответствуют данным работы [12] – повышенная температура расплава затрудняет получение равномерного покрытия при высокой его толщине (рис. 4). Высокая температура расплава сопровождается высокой производительностью АНГЦ по металлу и, возможно, обусловлена трудностями при регулировании. Причиной дефекта может являться диффузия железа через

ингибирующий межфазный слой Fe–Al, что, согласно работе [41], негативно влияет на смачивание поверхности. При содержании алюминия в ванне 0,2 % инги-

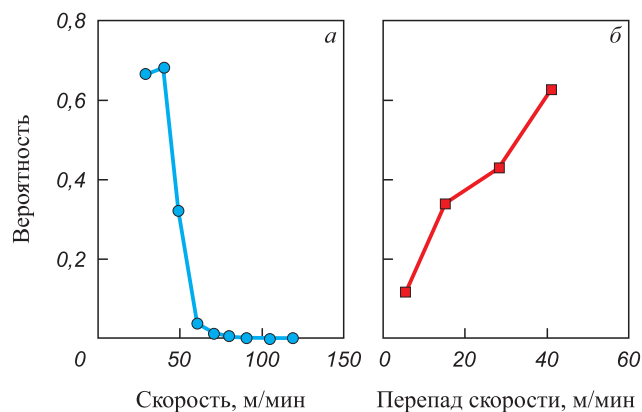


Рис. 3. Зависимость вероятности пятен без покрытия (D1) от:
а – скорости при толщине полосы $h_m = 0,80 - 0,95$ мм;
б – перепада скорости при $h_m \approx 0,8$ мм и средней скорости 50 м/мин

Fig. 3. Dependence of probability of uncoated spots (D1) on:
а – speed at strip height $h_{met} = 0.80 - 0.95$ mm;
б – speed difference at $h_{met} \approx 0.8$ mm and an average speed of 50 m/min

Таблица 6. Факторы, влияющие на возникновение дефекта

Table 6. Factors affecting the occurrence of a defect

Дефект	Влияние		Обстоятельства возникновения дефекта
	сильное	слабое	
D1	Ф1, Ф2, Ф20	Ф3, Ф9, Ф18	Для малой толщины полосы (h_m) при низкой скорости (v). Большие перепады v , особенно у тонких полос. Низкое натяжение у тонких полос. Высокая точка росы в отделении закрытого охлаждения. Повышенная температура полосы после закрытого охлаждения при низкой v для полос с $h_m < 1$ мм.
D2	Ф1, Ф3, Ф13, Ф21	нет	Высокая v толстых полос. Высокая температура расплава в цинковой ванне при обработке тонких полос с высокой v или толстых полос при любой v . Большая толщина покрытия.
D3	Ф1, Ф2, Ф3, Ф20	Ф17	Для толстых полос при низкой v . Для тонких полос при низкой v и пониженном натяжении. Большие перепады v , кроме высокой v . Повышенная точка росы в печи косвенного нагрева.
D4	Ф1, Ф2, Ф17	Ф8	Пониженная v . Высокая точка росы в печи косвенного нагрева при низкой скорости. Повышенные перепады v при высокой v . Повышенная температура полосы после косвенного нагрева.
D5	Ф3, Ф14–15, Ф21	Ф11	При высокой (>2 мм) или низкой ($<0,5$ мм) h_m . Толстое покрытие при высокой h_m . Тонкое покрытие при высокой h_m при сильно пониженном давлении на ножах. Вероятность дефекта растет с увеличением ширины полосы при высокой h_m .
D6	Нет	Ф10	Повышенная (490 – 500 °С) температура полосы после закрытого охлаждения.
D7	Ф1, Ф3, Ф6, Ф10, Ф14–15, Ф21	Нет	При h_m от 0,6 мм. Чаше при $h_m = 2$ мм. При h_m до 1 мм при высокой v . При больших h_m влияния v нет. При $h_m > 1,8$ мм при повышенных температурах полосы после прямого нагрева и секции закрытого охлаждения. При толстом покрытии или низком давлении на газовых ножках для полос с h_m до 1 мм и $h_m > 2,5$ мм.
D8	Малый объем данных не допускает стратификацию.		
D9	Ф1, Ф3	Ф14–15	Чаше при $h_m < 1,5$ мм. При $h_m < 1,2$ мм при повышенной v . При $h_m > 2,4$ мм при низком давлении на ножках. При пониженном натяжении на входе секции дрессировки.
D10	Ф3	Ф20	При h_m от 1 до 2 мм при повышенном натяжении.
D11	Ф3	Нет	Часто у полос с $h_m < 1,5$ мм.
D12	Нет	Ф3	Очень редко возникает у полос с $h_m < 1$ мм.
D13	Ф1, Ф14–15, Ф21	Нет	При толстом покрытии независимо от h_m . При тонком покрытии увеличение v снижает вероятность дефекта. При тонком покрытии пониженное давление на ножках увеличивает вероятность дефекта.
D14	Ф3, Ф14–15, Ф21	Ф17	Обычно при $h_m < 0,6$ мм при пониженном давлении на ножках и малой толщине покрытия. При $h_m > 1,2$ мм отмечено неоднозначное влияние точки росы в секции закрытого охлаждения.
D15	Ф3, Ф7	Нет	Возникает при разной h_m . При $h_m > 2$ мм вероятность выше в 3 – 4 раза. При h_m 1,8 – 2,2 мм и пониженной температуре полосы после печи косвенного нагрева.
D18	Ф3, Ф20	Нет	Вероятность увеличивается с ростом h_m ($P = 0,0011 \exp(1,7856 h_m)$) или при снижении натяжения. При $h_m < 1$ мм редко возникает.
D19	Ф3, Ф18, Ф22	Ф5	При $h_m < 1$ мм; очень низких значениях точки росы в секции закрытого охлаждения; удлинении во время прокатки на 1 %; пониженной температуре полосы после печи прямого нагрева. Чаше при $h_m \approx 0,3$ мм.
D20	Ф3, Ф21	Нет	При разных h_m . Чаше у тонких полос ($P = -0,015 \ln(h_m) + 0,0196$). До $h_m = 0,9$ мм толщина покрытия не влияет на вероятность дефекта. По мере роста h_m увеличение толщины покрытия сопровождается все большим увеличением вероятности дефекта.
D21	Ф1, Ф3	Нет	Преимущественно при $h_m < 1$ мм. Вероятность резко снижается при высокой v .

бирующий слой полностью формируется при температурах полосы на входе ванну от 440 до 480 °С. Однако, согласно работе [24], с ростом температуры диффузия железа через ингибирующий слой увеличивается, и не рекомендуется превышать 470 °С по температуре полосы. Поскольку содержание алюминия в расплаве до 0,3 % оказывает существенно-нелинейное влияние

на время до образования фаз Fe–Zn, то истощение ванны по алюминию совместно с высокой температурой полосы и расплава могут привести к дефекту.

D3, D4 – Надав, Отпечатки. Причины дефектов обычно связаны с механическими повреждениями проката. Результаты позволяют предположить, что повреждения могут возникнуть непосредственно на линии

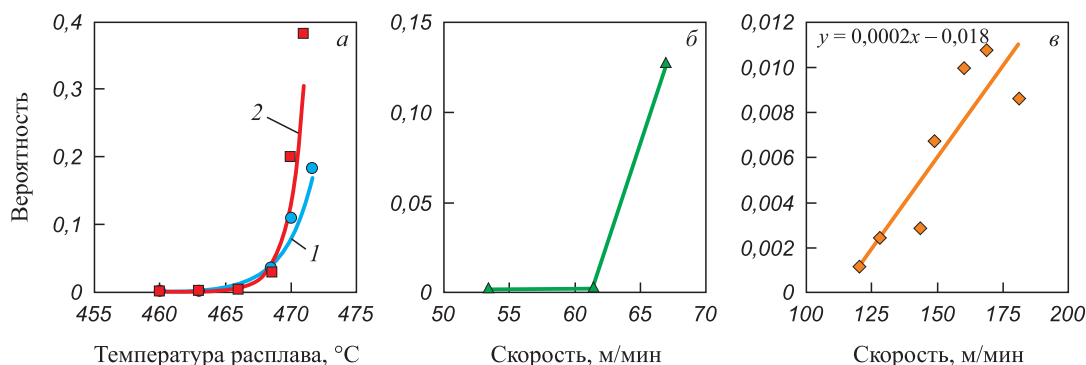


Рис. 4. Зависимость вероятности получения неравномерного покрытия (D2) от:

а – температуры расплава в цинковой ванне ($l - h_m = 0,5 - 0,6$ мм при скорости 160 м/мин; 2 – $h_m \approx 2$ мм при скорости 60 м/мин);
б – скорости при $h_m \approx 2$ мм; в – скорости при $h_m \approx 0,5$ мм

Fig. 4. Dependence of probability of obtaining an uneven coating (D2) on:

а – the temperature of the melt in the zinc bath ($l - h_{met} = 0.5 - 0.6$ mm at a speed of 160 m/min; 2 – $h_{met} \approx 2$ mm at a speed of 60 m/min);
б – speed at $h_{met} \approx 2$ mm; в – speed at $h_{met} \approx 0.5$ mm

АНГЦ при сильном изменении скорости (рис. 5, 6). Высокая точка росы для продукции с отпечатками позволяет предположить связь дефекта с загрязнениями (согласно работе [8], причиной вмятин могут быть частицы дросса).

D5 – Неровности кромки. Типовые неровности кромки, такие как рванина, гофра и пилообразность, ассоциируют со свойствами исходной полосы. Полученная связь с толщиной покрытия и давлением на газовых ножах не ясна.

D6 – Нарушение толщины покрытия. Можно предположить, что рост температуры полосы на входе в ванну увеличивает, согласно работе [24], захват алюминия из ванны, что при прочих равных условиях делает, согласно работе [9], расплав более вязким и может привести к нарушению требуемой толщины покрытия.

D7 – Макровключения. Согласно работе [8], дефект, вероятно, обусловлен захватом полосой частиц дросса совместно с оксидной пленкой на поверхности цинковой ванны. Видимо, толстое покрытие в большей степени способствует сохранению крупных частиц дросса (рис. 7, б). Можно допустить, что, согласно работе [36], низкое давление на ножах в меньшей степени воздействует на расплав ванны в области выхода полосы, где образуется и захватывается оксидная пленка. Влияние повышенной температуры полосы на входе в ванну может заключаться в загрязнении расплава оксидами цинка. Увеличение толщины полосы и ее скорости после уровня 125 м/мин приводит к росту вероятности дефекта (рис. 7, а, в), что возможно объясняется движением расплава и более активным поступлением частиц дросса в область захвата.

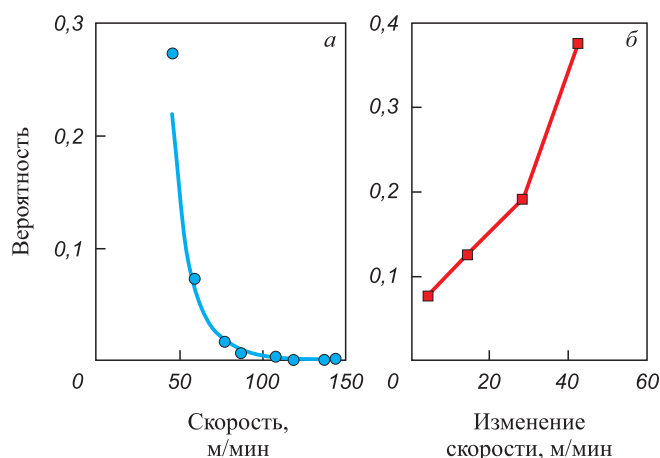


Рис. 5. Зависимости вероятности надрывов (D3) от:

а – скорости при $h_m \approx 0,8$ мм;
б – изменения скорости при $h_m \approx 0,8$ мм и скорости 50 м/мин

Fig. 5. Dependences of tail marks probability (D3) on:

а – speed at $h_{met} \approx 0.8$ mm;
б – speed changes at $h_{met} \approx 0.8$ mm and a speed of 50 m/min

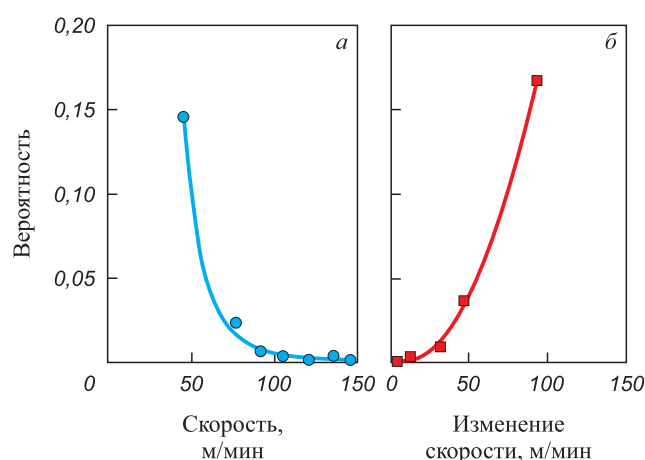


Рис. 6. Зависимости вероятности отпечатков (D4) от:

а – скорости при $h_m = 0,8; 0,9$ мм;
б – изменения скорости при $h_m \approx 0,8$ мм и скорости 110 м/мин

Fig. 6. Dependences of probability of imprints (D4) on:

а – speed at $h_{met} = 0.8; 0.9$ mm;
б – speed changes at $h_{met} \approx 0.8$ mm and a speed of 110 m/min

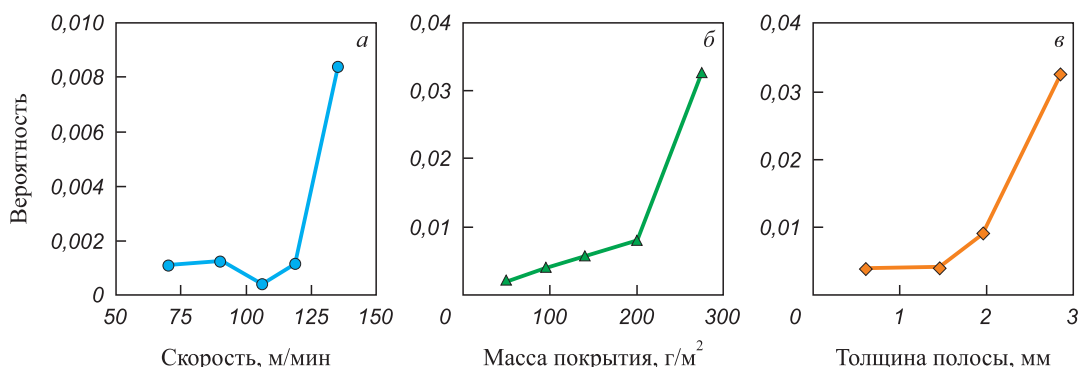


Рис. 7. Зависимость вероятности появления макровключений (D7) от:

а – скорости движения полосы при $h_{\text{мет}} \approx 0,9$ мм; б – массы покрытия при $h_{\text{мет}} = 2,5; 2,8$ мм и скорости 45 м/мин;
в – $h_{\text{мет}}$ при массе покрытия 275 г/м² и скорости 50 – 80 м/мин

Fig. 7. Dependence of probability of macroinclusions (D7) on:

а – strip speed at $h_{\text{met}} \approx 0,9$ mm; б – coating mass at $h_{\text{met}} = 2,5; 2,8$ mm and a speed of 45 m/min;
в – $h_{\text{мет}}$ at a coating mass of 275 g/m² and a speed of 50 – 80 m/min

D8 – Нарушение механических свойств. Распределение температуры полосы на выходе печей прямого и косвенного нагрева различается для дефектной и не дефектной продукции. Однако подтвердить различие с применением стратификации сложно из-за малого объема данных. Поскольку определить наличие дефектов этого типа визуально нельзя, необходимо строго соблюдать требования к термической обработки стали.

D9 – Наплывы цинка. На рис. 8, а показана вероятность появления дефекта в зависимости от скорости движения полосы при ее толщине порядка 0,5 мм. Со снижением скорости вероятность дефекта также снижается. Установлено, что вероятность возникновения дефекта зависит от толщины полосы (рис. 8, б) только при скорости менее 90 м/мин. При большей скорости вероятность дефекта изменяется слабо. Низкое давление на ножах (низкая вязкость расплава) ока-

зывает влияние только при пониженной скорости для толстых полос при слабом развитии дефекта. С ростом натяжения на входе секции дрессировки (рис. 8, в) вероятность дефекта снижается и одной из причин наплывов могут быть вибрации.

D10 – Шероховатость покрытия. Дефект влияет на защитные свойства оцинкованной полосы, износостойкость и внешний вид покрытия. Обычно определяется свойствами исходной полосы. По-видимому, имеется связь шероховатости исходной полосы с ее толщиной. Причины отклонения натяжения для дефектной и не дефектной продукции неясны.

D11, D12 – Потертости и следы ролика. Потертости имеют связь только с толщиной, что согласуется с данными работы [10], где причиной указаны свойства исходной полосы. Вероятность появления потертостей равномерно снижается с ростом толщины

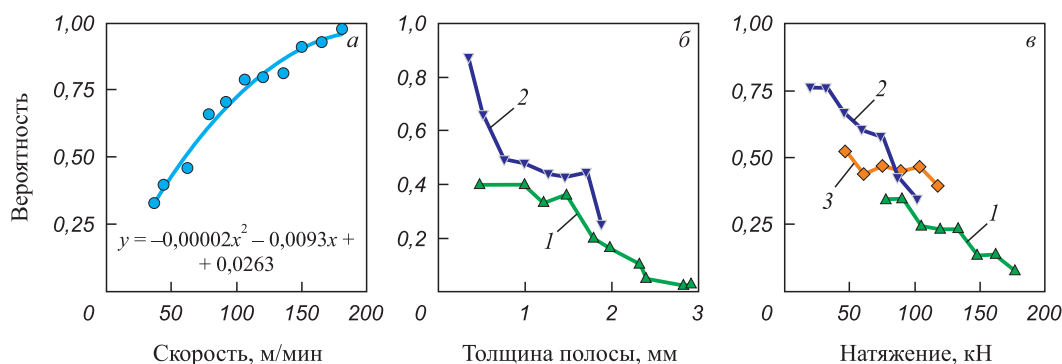


Рис. 8. Зависимость вероятности появления наплывов (D9) от:

а – скорости движения полосы при $h_{\text{мет}} \approx 0,5$ мм; б – $h_{\text{мет}}$ при скорости: 1 – 45 м/мин; 2 – 75 м/мин;
в – натяжения на входе секции дрессировки (1 – толщина 1,8 – 2,0 мм, скорость 60 м/мин;
2, 3 – толщина 0,8 – 1,5 мм, скорость соответственно 100 – 130 и 75 – 80 м/мин)

Fig. 8. Dependence of probability of bright edges (D9) on:

а – strip speed at $h_{\text{мет}} \approx 0,5$ mm; б – $h_{\text{мет}}$ at speed: 1 – 45 m/min; 2 – 75 m/min;
в – tension at the inlet of the skin pass section (1 – thickness 1.8 – 2.0 mm, speed 60 m/min;
2, 3 – thickness 0.8 – 1.5 mm, speeds 100 – 130 m/min and 75 – 80 m/min)

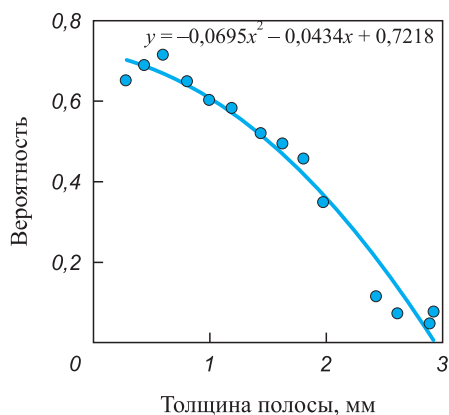


Рис. 9. Зависимость вероятности появления потертостей (D11) от h_m

Fig. 9. Dependence of probability of abrasions (D11) on h_{met}

(рис. 9). Вероятность появления следов ролика составляет порядка 0,25 – 0,30, за исключением полос с толщиной менее 1 мм, где дефект практически не возникает. Причины этого неясны.

D13 – Волнообразное покрытие. Вероятность дефекта растет с увеличением толщины покрытия независимо от толщины полосы (рис. 10, а), что соответствует данным работы [35]. Однако увеличение скорости снижает вероятность дефекта только при тонком покрытии (до 140 г/м²), при котором возникновение дефектов сопровождается пониженным давлением на ножках (рис. 10, б). Таким образом низкая вязкость расплава при тонком покрытии может приводить к появлению волнообразного покрытия.

D14 – Отметины, связанные с дрессировкой. Считается [8], что отметины связаны с налипанием покрытия на валки. Дефект возникает при массе покрытия более 80 г/м² (рис. 11, а). При массе покрытия 80 – 140 г/м² появление дефекта сопровождается

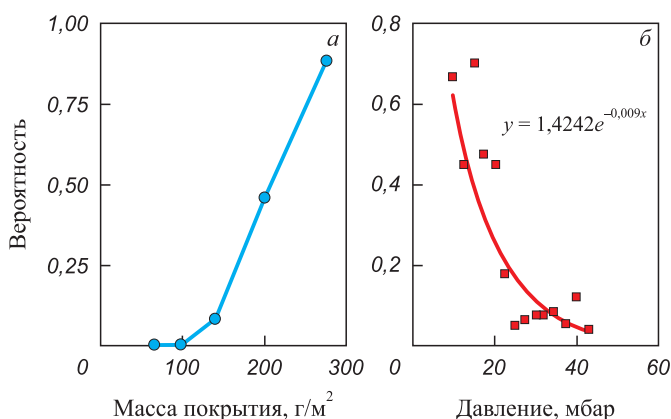


Рис. 10. Зависимость вероятности дефекта D13 от:

а – толщины покрытия; б – давления на ножках при массе покрытия 100 – 140 г/м², скорости 45 м/мин и $h_m \approx 2,5$ мм

Fig. 10. Dependence of probability of D13 defect on: а – coating thickness; б – knives pressure at coating mass of 100 – 140 g/m², a speed of 45 m/min and $h_{met} \approx 2.5$ mm

пониженным давлением на ножках (рис. 11, б) и можно допустить связь налипания с наличием волнообразного покрытия.

D15 – Темные полосы. Согласно работе [10], дефект вызван оксидами на границе покрытия и стали. Неясно, как образование оксидов связано с толщиной полосы и ее температурой.

D18 – Царапины. Известны три возможные причины царапин:

- царапины на исходной полосе;
- проседание полосы, приводящее к отсутствию трения с роликами (чаще в цинковой ванне);
- налипание дросса на ролик в цинковой ванне.

Установлено, что вероятность царапин резко возрастает при толщинах полосы более 2 мм. Для дефекта в качестве фактора Ф20 использовали натяжение полосы на разных участках. Для полос с толщиной более 2 мм вероятность дефекта снижается с ростом натяжения на входе секции дрессировки (рис. 12).

D19 – Апельсиновая корка. Установлено, что дефект возникает у тонких полос при сильно пониженной точке росы в секции закрытого охлаждения, что согласуется с данными работы [8], где возникновение пупырышков ассоциируется с испарением цинка при низкой точке росы носка. Вероятность дефекта имеет пик в окрестностях удлинения 1 % (рис. 13), что указывает связь с выводами в работе [38].

D20 – Трещины. Причиной, согласно работе [37], могут являться трещины исходной полосы или внутренние напряжения в стали, которые не были устранены при отжиге. Учитывая отсутствие зависимости от параметров отжига, можно предположить, что причиной являются трещины исходной полосы. Это подтверждается резкими изменениями вероятности дефекта для

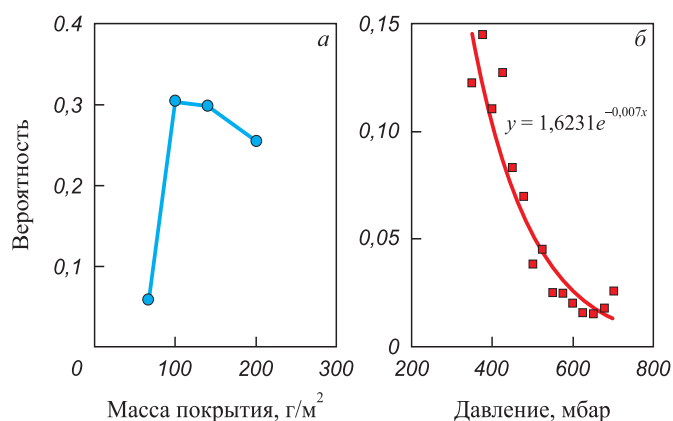


Рис. 11. Зависимость вероятности дефекта D14 от:

а – массы покрытия при $h_m \approx 0,45$ мм, скорости 150 м/мин; б – давления на ножках при массе покрытия 100 г/м², скорости 125 м/мин и $h_m \approx 0,6$ мм

Fig. 11. Dependence of probability of D14 defect on: а – coating thickness at $h_{met} \approx 0.45$ mm, speed of 150 m/min; б – knives pressure at coating mass of 100 g/m², a speed of 125 m/min and $h_{met} \approx 0.6$ mm

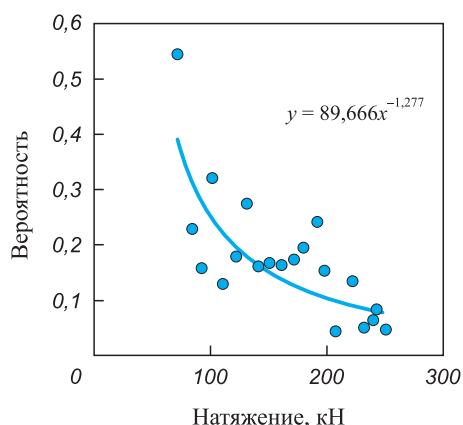


Рис. 12. Зависимость вероятности дефекта D18 от натяжения перед дрессировкой при $h_m = 2,5; 3,0$ мм

Fig. 12. Dependence of probability of D18 defect on tension before tempering at $h_{met} = 2.5; 3.0$ mm

разных толщин. По-видимому, при толстом покрытии эффект проявляется сильнее.

D21 – Пузыри. Пузыри могут быть связаны с водородом, который поглощается при травлении и выделяется при температурах цинкования. Другой причиной может быть дросс, частицы которого захватываются при нарушении слоя дросса на дне ванны. Отсутствие связи с толщиной покрытия позволяет предположить наличие второй из указанных причин. Связь с толщиной полосы (рис. 14, а) и скоростью линии (рис. 14, б) может быть обусловлена особенностями движения полосы в цинковой ванне.

ВИДЫ ДЕФЕКТОВ, ОГРАНИЧИВАЮЩИХ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ

Основные резервы роста производительности АНГЦ связаны с увеличением скорости движения полосы распространенных сортаментов. Из рис. 2 следует, что на рассматриваемом агрегате только самые тонкие полосы,

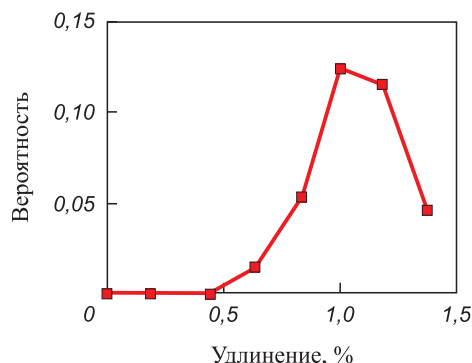


Рис. 13. Зависимость вероятности D19 от удлинения при прокатке при $h_m \approx 0,4$ мм и скорости 160 м/мин

Fig. 13. Dependence of probability of D19 defect on extension during rolling at $h_{met} \approx 0.4$ mm and a speed of 160 m/min

толщиной до 0,4 мм, стабильно обрабатываются при максимальной для агрегата скорости. Доля рулонов полосы стали DX51D такой толщины менее 4 %. Доля рулонов с толщиной полосы более 1 мм, где потенциально есть значительные резервы увеличения скорости, составляет порядка 60 %.

С учетом этого можно указать дефекты, вероятность которых возрастает с ростом скорости, и которые могут ограничивать производительность при условии выполнения требований к термической обработке:

- D2 – Неравномерность покрытия;
- D7 – Макровключения;
- D9 – Наплывы цинка.

Неравномерность покрытия ограничивает повышение скорости. Исходя из полученных результатов, снизить вероятность дефекта возможно путем более точного управления температурой расплава в цинковой ванне. Этому может способствовать минимизация отклонения температуры полосы после закрытого охлаждения от температуры расплава.

Макровключения являются другим распространенным дефектом брака. Влияние скорости на макровключения проявляется в резком увеличении вероятности дефекта при скорости полосы более 125 м/мин. На рассматриваемом агрегате при такой скорости обрабатываются полосы толщиной менее 1 мм. Неясно, возрастет ли частота возникновения дефекта при увеличении скорости для более толстых полос.

При увеличении скорости до предельных уровней возникновение наплывов цинка на рассматриваемом агрегате становится неизбежным. Это ограничение может быть менее критичным, поскольку наплывы часто относят к допустимым дефектам. Видимо, устранение дефекта требует совершенствования конструкции газовых ножей.

Кроме отмеченных дефектов можно ожидать роста вероятности появления дефектов, которые не были рас-

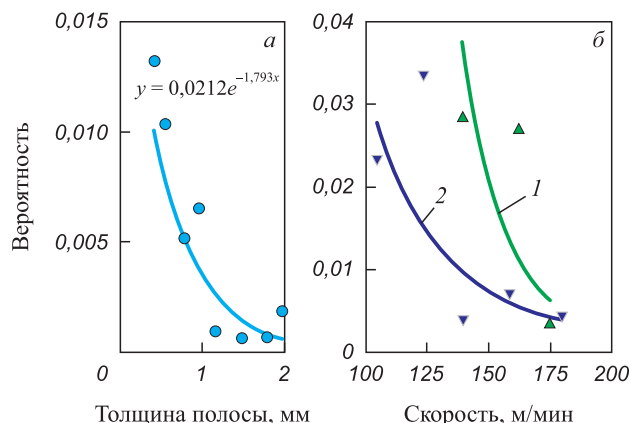


Рис. 14. Зависимость вероятности D21 от: а – h_m ; б – скорости при h_m (1 – 0,4 мм; 2 – 0,5 мм)

Fig. 14. Dependence of probability of D21 effect on: а – h_{met} ; б – speed (at h_{met} : 1 – 0.4 mm; 2 – 0.5 mm)

смотрены из-за их редкого появления и малого объема данных. Например, согласно работе [6], увеличение скорости может привести к коробоватости полосы.

Варьирование скорости движения полосы с целью выбора оптимальной на текущий момент производительности может привести к частым и большим по величине разовым изменениям скорости. В то же время перепады скорости оказывают существенное влияние на вероятность возникновения ряда дефектов:

- D1 – Пятна без покрытия;
- D3 – Надав;
- D4 – Отпечатки.

В ходе анализа были получены подобные зависимости влияния скорости и ее изменения на возникновение всех трех указанных дефектов. Это позволяет предположить схожую природу их возникновения, которая, по-видимому, связана с управлением натяжением в периоды изменения скорости движения полосы. Наименьшую связь с изменением скорости демонстрируют отпечатки (высокая вероятность появления только при значительных изменениях скорости более 50 м/мин). Вероятность появления дефектов всех трех видов с ростом скорости снижается до пренебрежимо малого уровня.

Выводы

Полученные результаты показывают, что для повышения скорости движения полосы и, соответственно, производительности требуется совершенствование управления температурой и химическим составом расплава в цинковой ванне, а также температурой полосы после секции закрытого охлаждения. Поскольку сопутствующие дефекты частой смены скорости движения полосы относятся к недопустимым дефектам, то требуется изучение систем управления натяжением полосы на различных участках агрегата.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Субботина Ю.М., Радионова Л.В. Технологические особенности агрегатов непрерывного горячего цинкования стальной полосы. *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2016;16(1):112–119. <https://doi.org/10.14529/met160116>
Subbotina Yu.M., Radionova L.V. Technological features of continuous lines for hot-dip galvanizing of a steel strip. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2016;16(1):112–119. (In Russ.). <https://doi.org/10.14529/met160116>
2. Никифоров Б.А., Салганик В.М., Денисов С.В., Стеканов П.А. Освоение производства высокопрочного проката для автомобилестроения в ОАО «ММК». *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2006;4(16):41–45.
Nikiforov B.A., Salganik V.M., Denisov S.V., Stekanov P.A. Commercial production of high-strength rolled products at MMK JSC for the automotive industry. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*. 2006;4(16):41–45. (In Russ.).
3. Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Кокорин И.Д. Система стабилизации температуры в нагревательной печи с применением скользящего регулирования и нечеткой логики. *Мехатроника, автоматизация, управление*. 2020;21(3):143–157. <https://doi.org/10.17587/mau.21.143-157>
Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Kokorin I.D. System of temperature stabilization in a heating furnace based on sliding mode control and fuzzy logic. *Mekhatronika, Avtomatizatsiya, Upravlenie*. 2020;21(3):143–157. (In Russ.). <https://doi.org/10.17587/mau.21.143-157>
4. Антоненко О. Как мы узнали, что одна из бригад оцинковщиков работала быстрее других и что было дальше. URL: <https://habr.com/ru/company/nlmc/blog/589267/> (дата обращения: 30.04.2023).
5. Sahay S.S., Kapur P.C. Model based scheduling of a continuous annealing furnace. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007;34(3):262–268. <https://doi.org/10.1179/174328107X165708>
6. Yahiro K., Shigemori H., Hirohata K. Development of strip temperature control system for a continuous annealing line. *Proceedings of IECON '93 – 19th Annual Conf. of IEEE Industrial Electronics*. 2002:481–486. <https://doi.org/10.1109/IECON.1993.339029>
7. Мезин И.Ю., Зотов С.В., Крамзина Л.В. Анализ и повышение качества нанесения цинкового покрытия на проволоку для автомобилей. *Качество в обработке материалов*. 2017;(1(7)):14–18.
Mezin I.Yu., Zotov S.V., Kramzina L.V. Analysis and increase of quality of zinc coating on wire for automobiles. *Kachestvo v obrabotke materialov*. 2017;(1(7)):14–18. (In Russ.).
8. Saravanan P., Srikanth S. Surface defects and their control in hot dip galvanized and galvannealed sheets. *International Journal of Advanced Research in Chemical Science (IJARCS)*. 2018;5(11):11–23.
9. Радионова Л.В., Субботина Ю.М. Преимущества и недостатки способа горячего оцинкования стальной полосы. Проблемы цинкования. *Машиностроение: сетевой электронный журнал*. 2013;(2):3–9.
Radionova L.V., Subbotina Yu.M. Advantages and shortcomings of hot dip galvanizing steel sheet. *Galvanizing problems. Russian Internet Journal of Industrial Engineering*. 2013;(2):3–9. (In Russ.).
10. Hong M.-H., Saka H. FIB and TEM observations of defects in hot-dip zinc coatings. *Journal of Electron Microscopy*. 2004;53(5):545–552. <https://doi.org/10.1093/jmicro/dfh053>
11. Бережная Г.А., Заруцкая А.О., Каримова Д.Ю. Анализ качества горячеоцинкованной полосы в ЛПЦ-11 ОАО «ММК». *Качество в обработке материалов*. 2016;(2(6)):39–42.
Berezhnaya G.A., Zarutskaya A.O., Karimova D.Yu. Quality analysis of hot-dip galvanized strip produced at plate rolling mill no 11 at MMK OJSC. *Kachestvo v obrabotke materialov*. 2016;(2(6)):39–42. (In Russ.).
12. İlhami Pektaş. Galvaniz hataları ve çözüm önerileri. *Ankara*; 2020:76. (In Turk.).
13. Родионова И.Г., Углов В.А., Зайцев А.И., Протасов А.В., Мишнев П.А., Адигамов Р.Р., Павлов С.И., Ласьков С.А.,

- Николаев О.А., Кирюшин А.А., Тихонов А.К., Рябчиков В.Г. Разработка и освоение высококачественных экономичных автолистовых сталей нового поколения. *Сталь*. 2016;(1):46–54.
- Rodionova I.G., Uglov V.A., Zaitsev A.I., Protasov A.V., Mishnev P.A., Adigamov R.R., Pavlov S.I., Las'kov S.A., Nikolaev O.A., Kiryushin A.A., Tikhonov A.K., Ryabchikov V.G. A new generation of economical automotive steel. *Steel in Translation*. 2016;46(1):65–73. <https://doi.org/10.3103/S0967091216010125>
14. Зайцев А.И., Колдаев А.В., Родионова И.Г., Степанов А.Б. Современный подход к повышению комплекса свойств автолистовых и других типов сталей. В сборнике: *Научно-технический прогресс в черной металлургии – 2019. Материалы IV Международной научной конференции*. 2019:66–72.
15. Tikhonov A.K., Rodionova I.G. Thermomechanical treatment in the recrystallization annealing of automotive cold-rolled steel. *Steel in Translation*. 2022;52:451–459. <https://doi.org/10.3103/S0967091222040143>
16. Srikanth S., Sharma C.B., Bhattacharyya A., Amitava Ray. Metallurgical investigations into genesis of bare spots, exfoliation, and matte coating appearance in hot dip galvanized steel sheets. *JFAPBC*. 2005;(3):73–81. <https://doi.org/10.1361/15477020523509>
17. Liu H., Li F., Shi W., Swaminathan S., He Y., Rohwerder M., Li L. Challenges in hot-dip galvanizing of high strength dual phase steel: Surface selective oxidation and mechanical property degradation. *Surface & Coatings Technology*. 2012;206(16):3428–3436. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.02.001>
18. Luo H., Dunbar W.S., Moore J.E. Buckling analysis of a heated steel strip in a continuous annealing furnace. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 1999;121(1):76–83. <https://doi.org/10.1115/1.2830578>
19. Wu H., Speets R., Ozcan G., Ekhardt R., Heijke R., Nederlof C., Boeder C.J. Non-linear model predictive control to improve transient production of a hot dip galvanizing line. *Ironmaking & Steelmaking*. 2016;43(7):541–549. <https://doi.org/10.1080/03019233.2015.1126687>
20. Ryabchikov M.Yu. Selection of steel strip annealing energy-saving conditions in view of the substandard products share. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2020;55(1):182–191.
21. Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Новак В.С. Гибридная модель для упреждающего управления температурой металла при горячем оцинковании стальной полосы. *Мехатроника, автоматизация, управление*. 2023;24(8):421–432. <https://doi.org/10.17587/mau.24.421-432>
- Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Novak V.S. Hybrid model for metal temperature control during hot dip galvanizing of steel strip. *Mekhatronika, Avtomatizatsiya, Upravlenie*. 2023;24(8):421–432. (In Russ.). <https://doi.org/10.17587/mau.24.421-432>
22. Клещева С.Е., Касаткина Е.Г. Анализ уровня качества оцинкованного металлопроката в ЛПЦ-11 ПАО «ММК». *Качество в обработке материалов*. 2019;(1(11)):18–23.
- Kleshcheva S.E., Kasatkina E.G. Analysis of the quality level of galvanized metal in the sheet-rolling shop No. 11 of the PJSC “MMK”. *Kachestvo v obrabotke materialov*. 2019;(1(11)):18–23. (In Russ.).
23. Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Шманев Д.Е., Кокорин И.Д. Управление охлаждением стальной полосы при гибком производстве оцинкованного листового проката. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(7):519–529. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-519-529>
- Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Shmanev D.E., Kokorin I.D. Strip cooling control for flexible production of galvanized flat steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(7):519–529. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-519-529>
24. Sawaitul P.B., Chowriwar S.A., Lade I.P. Minimization of dross formation during the continuous galvanizing process in the steel industry. *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*. 2012;2(1):45–51.
25. Бондарева О.С., Мельников А.А. Влияние температуры цинкового расплава на толщину и структуру покрытия при высокотемпературном горячем цинковании сталей с высоким содержанием кремния. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2015;(1):66–70. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-1-66-70>
- Bondareva O.S., Mel'nikov A.A. Influence of the temperature of a zinc melt on the coating thickness and structure during high-temperature zincplating steels with a high silicon content. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2015;(1):66–70. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-1-66-70>
26. Yoon H.G., Ahn G.J., Chung M.K., Kim J.K. Aerodynamic investigation of air knife system to find out the mechanism of the check mark in a continuous hot-dip galvanizing process. *Proceedings of IMECE2008 2008 ASME Int. Mechanical Engineering Congress and Exposition*. 2008:1–7. <https://doi.org/10.1115/IMECE2008-68056>
27. Hongyun S., Gi Y.H., Kyoon C.M. CFD analysis of sag line formation on the zinc-coated steel strip after the gas-jet wiping in the continuous hot-dip galvanizing process. *ISIJ International*. 2011;51(1):115–123. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.115>
28. Gi Y.H., Kyoon C.M. Development of novel air-knife system to prevent check-mark stain on galvanized strip surface. *ISIJ International*. 2010;50(5):752–759. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.752>
29. Bao C., Kang Y., Li Y. Numerical analysis of edge over coating and baffle effect on hot-dip galvanizing. *Surface Review and Letters*. 2017;24(1):1750010. <https://doi.org/10.1142/S0218625X1750010X>
30. Mao K., Yang Y.-L., Huang Z., Yang D.-y. Coating thickness modeling and prediction for hot-dip galvanized steel strip based on GA-BP neural network. *2020 Chinese Control and Decision Conf. (CCDC 2020)*. 2020;3484–3489. <https://doi.org/10.1109/CCDC49329.2020.9164854>
31. Zhang Y., Cui Q.-p., Shao F.-q., Wang J.-s., Zhao H.-y. Influence of air-knife wiping on coating thickness in hot-dip galvanizing. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2012;19(6):70–78. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60130-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60130-7)
32. Xu P., Wang B., Ye J., Zhang H., Huang Z., Xu X. Research on the vibration of sheet metal near the zinc pot area in continuous hot-dip galvanizing line. *Applied Mechanics and Materials*. 2012;141:471–477. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.141.471>

33. Li J., Yan Y.-H., Guo X.-H., Wang Y.-Q. Research on vibration control method of steel strip for a continuous hot-dip galvanizing line. *ISIJ International*. 2012;52(6):1072–1079. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1072>
34. Dombrowski S., Pereira A. Electromagnetic strip stabilization: EMG-EMASS® – technology, results, customer experiences, and future development. *50º Seminário de Laminação*. 2013:252–260.
35. Rajiv E.P., Jain N.C., Mahakalkar Nilesh, Pawar B.D. Defects in continuous hot dip galvanized steel sheet and their remedies. URL: <http://samoseyindia.in/web-english/galvn1.html> (дата обращения: 30.04.2023)
36. Yuan S., Zhou X., Huang Y., Yang P. Influence of air knives on liquid zinc flow in galvanizing bath. *Ironmaking & Steelmaking*. 2016;43(2):83–87. <https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000051>
37. Белов В.К., Кривко О.В., Губарев Е.В., Демчук Ф.А., Погонин Е.Ю., Самородова Э.Г. Выявление причин пыления покрытия при штамповке деталей из горячеоцинкованного листа. *Актуальные проблемы современной науки, техники и образования*. 2021;12(1):99–103.
Belov V.K., Krivko O.V., Gubarev E.V., Demchuk F.A., Pogonin E.Yu., Samorodova E.G. Identification of causes of coating dusting during stamping of parts from hot-dip galvanized sheet. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2021;12(1):99–103. (In Russ.).
38. Wang L., Tang D., Liu X., Zhang Y., Zhou S. Analysis of orange peel defects on hot-dip galvanized high strength low alloy steel. *Advanced Materials Research*. 2014;1004–1005: 221–226. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1004-1005.221>
39. Martínez-de-Pisón F.J., Sanz A., Martínez-de-Pisón E., Jiménez E., Conti D. Mining association rules from time series to explain failures in a hot-dip galvanizing steel line. *Computers & Industrial Engineering*. 2012;63(1):22–36. <https://doi.org/10.1016/j.cie.2012.01.013>
40. Colla V., Matarese N., Cervigni F. Quality improvement in hot dip galvanizing line through hybrid case-based reasoning system. *UKSim 15th Int. Conf. on Computer Modelling and Simulation*. 2013:161–166. <https://doi.org/10.1109/UKSim.2013.24>
41. Yang H., Zhang S., Li J., Liu X., Wang H. Effect of strip entry temperature on the formation of interfacial layer during hot-dip galvanizing of press-hardened steel. *Surface & Coatings Technology*. 2014;240:269–274. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.12.040>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Юрьевич Рябчиков, к.т.н., доцент кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0001-5337-0951

E-mail: mr_mgn@mail.ru

Елена Сергеевна Рябчикова, к.т.н., доцент кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0001-6441-1157

E-mail: mika.elena@mail.ru

Владимир Сергеевич Новак, бакалавр кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

E-mail: Vladimir.novak.02@mail.ru

Александр Евгеньевич Клименко, магистр кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

E-mail: klimenko_alexandr@mail.ru

Mikhail Yu. Ryabchikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0001-5337-0951

E-mail: mr_mgn@mail.ru

Elena S. Ryabchikova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0001-6441-1157

E-mail: mika.elena@mail.ru

Vladimir S. Novak, Bachelor of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University

E-mail: Vladimir.novak.02@mail.ru

Aleksandr E. Klimenko, Master Student of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University

E-mail: klimenko_alexandr@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. Ю. Рябчиков – разработка способа оценки влияния факторов на возникновение дефектов, сопоставление результатов исследования с известными причинами возникновения дефектов, выявление предполагаемых причин возникновения дефектов.

Е. С. Рябчикова – проведение аналитического обзора по тематике исследований, определение зависимостей вероятности возникновения дефектов от принятых факторов.

В. С. Новак – обработка экспериментальных данных, подготовка базы данных, оформление графических материалов и статьи.

А. Е. Клименко – поиск научных работ по тематике исследования.

M. Yu. Ryabchikov – developing the method for assessing the factors influence on defects occurrence, comparing the research results with the known causes of defects, identifying the alleged causes of defects.

E. S. Ryabchikova – analytical review on research topics, determining the defects probability dependences on accepted factors.

V. S. Novak – processing of experimental data, database preparation, design of graphic materials and text.

A. E. Klimenko – search for scientific papers on the research subject.

Поступила в редакцию 05.05.2023

После доработки 29.10.2023

Принята к публикации 12.12.2023

Received 05.05.2023

Revised 29.10.2023

Accepted 12.12.2023



УДК 601.77

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-106-111



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ КАЛИБРОВКИ ВХОДНОГО КОНУСА ВАЛКОВ И ЛИНЕЕК ПРОШИВНОГО СТАНА С ГРИБОВИДНЫМИ ВАЛКАМИ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

О. А. Панасенко¹, А. О. Халезов², Д. Ш. Нухов²

¹ АО «Северский трубный завод» (Россия, 623388, Свердловская обл., Полевской, ул. Вершинина, 7)

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

dnukhov@mail.ru

Аннотация. Процесс винтовой прошивки заготовки – это процесс со сложным циклическим характером течения металла в очаге деформации. Настройка инструмента деформации и его калибровка, а также точность подачи заготовки и выдачи гильзы из очага деформации оказывают существенное влияние на качество гильзы: точность размеров и наличие дефектов на внутренней и наружной поверхности гильзы. В работе предложено техническое решение повышения стабильности ведения процесса прошивки непрерывнолитой заготовки на станах винтовой прокатки. Реализация идеи предполагает применение усовершенствованной калибровки инструмента прошивного стана. Для обеспечения центровки заготовки и стабильной ее подачи по оси прокатки прошивного стана предложено добавить на входном конусе валка специальное его утолщение (гребень), а на линейке изменить калибровку входного ее участка с целью более ранней встречи заготовки с валками – до первичного захвата валками заготовки, т. е. до начала деформации валками металла непрерывнолитой заготовки. Для проверки и корректировки предлагаемого решения были поставлены и решены задачи конечно-элементного моделирования процесса винтовой прошивки с измененной конструкцией грибовидного валка и линейки. Решение задач осуществлялось в программном комплексе QForm 3D. Результаты конечно-элементного моделирования показали, что применение усовершенствованной калибровки инструмента позволяет улучшить центровку заготовки и обеспечить стабильную ее подачу по оси прокатки прошивного стана. За счет этого удастся снизить биение заготовки в очаге деформации и тем самым снизить усилие на валках с 8 до 5 МН. Результаты замеров геометрических параметров гильз, полученные при помощи конечно-элементного моделирования, показали незначительные относительные отклонения, которые укладываются в нормативные пределы.

Ключевые слова: винтовая прошивка, точность размеров гильз, энергосиловые параметры процесса, компьютерное моделирование, твердотельная модель, стабильность процесса прошивки, МКЭ-моделирование

Для цитирования: Панасенко О.А., Халезов А.О., Нухов Д.Ш. Исследование эффективности изменения калибровки входного конуса валков и линеек прошивного стана с грибовидными валками с помощью компьютерного моделирования. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):106–111. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-106-111>

INVESTIGATING EFFECTIVENESS OF CHANGING CALIBRATION OF INPUT CONE OF ROLLS AND LINES OF A PIERCING MILL WITH TAPERED ROLLS USING COMPUTER MODELING

O. A. Panasenko¹, A. O. Khalezov², D. Sh. Nukhov²

¹ JSC “Severskii Tube Steelworks” (7 Vershinina Str., Polevskoi, Sverdlovsk Region 623388, Russian Federation)

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

dnukhov@mail.ru

Abstract. Screw piercing of a workpiece is a process with complex cyclical nature of metal flow in deformation center. Setting up the deformation tool and its calibration, as well as the accuracy of the workpiece feed and release of the hollow billet from deformation zone, have a significant impact on the

quality of the hollow billet: dimensional accuracy and presence of defects on its inner and outer surface. In the paper, a technical solution was proposed to increase the stability of piercing a continuously cast workpiece on screw rolling mills. Implementation of the idea involves the use of an improved calibration of the piercing mill tool. For both in order to achieve the workpiece alignment and its stable feeding along rolling axis of the piercing mill, it was proposed to add a special thickening (hump) on the roll input cone and to change calibration of its input section on the ruler in order to meet the workpiece with the rolls earlier: before the initial capture of the workpiece by the rolls, that is, before deformation of metal of the continuously cast workpiece by the rolls. To check and correct the proposed solution, the tasks of FEM-modeling of screw piercing process with a modified design of the tapered roll and ruler were set and solved using the QForm 3D software package. Results of the finite element modeling (FEM) showed that the use of improved tool calibration makes it possible to improve the alignment of the workpiece and ensure its stable position along the rolling axis of the piercing mill, thereby reducing the runout of the workpiece in the deformation center and thereby reducing the force on the rolls from 8 to 5 MN. The results of measurements of the hollow billets' geometric parameters obtained by FEM showed insignificant relative deviations that fit within the regulatory limits.

Keywords: screw piercing, size accuracy of hollow billet, process power parameters, computer modeling, solid-state model, piercing stability, FEM

For citation: Panasenko O.A., Khalezov A.O., Nukhov D.Sh. Investigating the effectiveness of changing calibration of input cone of rolls and lines of a piercing mill with tapered rolls using computer modeling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):106–111.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-106-111>

ВВЕДЕНИЕ

При производстве горячедеформированных бесшовных труб операция формоизменения сплошной в исходном состоянии заготовки в полуку гильзу является особо ответственной [1 – 3]. Наиболее эффективным, как с точки зрения производительности, так и с точки зрения точности геометрии гильзы, является способ винтовой прошивки непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) на косовальковых станах [4 – 6]. Процесс винтовой прокатки является современным и перспективным, но и одновременно – это очень сложный процесс [7; 8]. Сложность обуславливается особенностью течения металла в очаге деформации [9; 10]. При винтовой прокатке одновременно происходят вращение и перемещение заготовки в осевом направлении, а также радиальное обжатие ее валками [2]. Поэтому считается, что процесс винтовой прокатки – это процесс с неопределенными граничными условиями и циклическим характером деформации [5]. Настройка инструмента деформации и его калибровка, а также точность подачи заготовки и выдачи гильзы из очага деформации оказывают существенное влияние на ее качество, т. е. на точность размеров и наличие дефектов на внутренней и наружной поверхностях гильзы [11 – 14].

ОСОБЕННОСТЬ ПОДАЧИ ЗАГОТОВКИ В ПРОШИВНОЙ СТАН И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА КАЧЕСТВО ГИЛЬЗЫ

Общеизвестно, что для стабильного ведения процесса прошивки на косовальковых станах достаточным является выполнение условий первичного и вторичного захвата, а также условия надежного окончания процесса прошивки при выдаче гильзы из валков стана [1 – 3]. Однако на практике захват осуществляется с большим трудом. В работе [3] показано, что для обеспечения поступательного и вращательного движения заготовки при первичном ее захвате валками необходимо действие внешнего осевого усилия, приложенного к заднему торцу заготовки. При этом вталкивающее усилие должно воздействовать на заготовку, пока ее окружная

скорость не достигает своего критического значения, при котором наступает осевое втягивание металла в валки, а скорость и усилие вталкивателя заготовки в валки должны быть минимальными [3].

В тоже время, заготовка при первичном захвате ее валками прошивного стана имеет значительную степень свободы, так как входная проводка изготавливается с установленным допуском по внутреннему диаметру и имеет износ рабочей поверхности, по которой перемещается заготовка (рис. 1). В конечном итоге вышеописанные моменты приводят к увеличению разностенности и овальности переднего конца гильзы [14 – 16]. Представленное на рис. 1 явление отклонения заготовки от оси прокатки может быть больше, если имеется кривизна самой НЛЗ, наплыв или «борода» на ее переднем торце.

Таким образом, стабильность прошивки на неустановившейся стадии процесса связана, с одной стороны, с нарушением требуемого режима подачи заготовки, а с другой – с несовершенством существующих подающих устройств.

Для обеспечения центровки заготовки и стабильной ее подачи по оси прокатки прошивного стана фирмы ЭЗТМ, в цехе ТПЦ-1 АО «Северский трубный завод» (СТЗ) было предложено добавить на входном

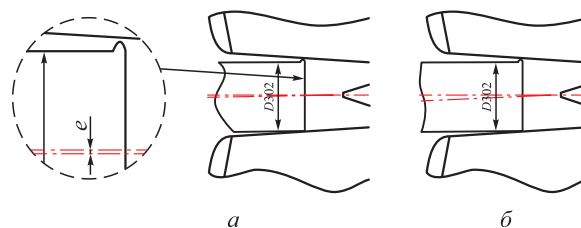


Рис. 1. Отклонение заготовки от оси прокатки при первичном захвате: эксцентриситет осей заготовки и прокатки (а); угол наклона заготовки (б)

Fig. 1. Misalignment of the workpiece from rolling axis during the primary capture: eccentricity of axes of the workpiece and rolling (a); angle of the workpiece inclination (b)

конусе валка специальное его утолщение (гребень), а на линейке изменить калибровку входного ее участка с целью более ранней встречи заготовки с валками – до первичного захвата валками заготовки, т. е. до начала деформации валками металла НЛЗ.

Для этого на входном конусе валка выполняется дополнительный конусный участок длиной от торца валка до точки первичного захвата валками стана заготовки, который параллелен оси прокатки (при развороте валков на требуемый угол раскатки и подачи) и служит для удержания заготовки по центру очага деформации прошивного стана ЭЗТМ с целью обеспечения стабильности первичного захвата заготовки валками (рис. 2).

ПРОВЕРКА ТЕХНИЧЕСКОГО РЕШЕНИЯ ПОВЫШЕНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ В СТАНЕ С ГРИБОВИДНЫМИ ВАЛКАМИ

Для проверки и корректировки предлагаемого решения были поставлены и решены задачи МКЭ-моделирования процесса винтовой прошивки в косовальном стане с измененной конструкцией грибовидного валка и линейки. Решение задач осуществлялось в программном комплексе QForm 3D. Применение современных программных комплексов Q-Form позволяет выявить закономерности формоизменения заготовки в очаге деформации при винтовой прошивке и оценить точность размеров гильзы [17].

Для постановки задач была создана твердотельная модель прошивного стана в программе CAD-моделирования – КОМПАС-3D. Построение твердотельных моделей валков, линейек и оправки про-

шивного стана фирмы ЭЗТМ, также настройка технологического инструмента соответствовали технологической инструкции АО «СТЗ». Для моделирования был использован тип заготовок диаметром $d_3 = 290$ мм. Позиционирование инструмента проводилось, исходя из принятых на производстве технологических параметров настройки прошивного стана (см. таблицу).

При постановке задач были введены следующие допущения.

- Длина заготовки – 1000 мм.
- Материал заготовки – сплошной, изотропный, несжимаемый, сталь марки AISI 1045 (аналог стали 45), определяющие соотношения для которой имеются в базе данных программы QForm 3D.
- Температура заготовки в соответствии с техническими условиями 1200 °С, температура рабочего инструмента 50 °С.

- На поверхностях контакта заготовки с инструментом задан закон трения по Зибелю: $\tau = \psi \tau_s$, где τ – напряжение трения, МПа; ψ – показатель трения; τ_s – сопротивление деформации материала на сдвиг. Показатель трения на контактной поверхности с валками принят равным 0,8, с оправкой и линейкой – 0,4 [5].

Данные допущения необходимы для ускорения расчета, они не оказывают значимого влияния на цель исследования. Твердотельная модель процесса прошивки заготовки и начальная стадия процесса в программе QForm 3D представлены на рис. 3.

Результаты решения задач в программе QForm 3D позволили установить следующие положительные моменты применения усовершенствованной калибровки инструмента:

- обеспечен устойчивый первичный захват заготовки валками стана;
- значительное обжатие заготовки в очаге деформации не приводит к раннему вскрытию внутренней полости НЛЗ;
- обеспечивается стабильный вторичный захват с отсутствием биения заготовки в очаге деформации.

В ходе разработки калибровки произведен расчет оптимальных параметров входного конуса валков и линейек (рис. 4).

Правильность выбранной калибровки подтверждает график усилия на валки прошивного стана (рис. 5).

Применение усовершенствованной калибровки инструмента позволяет свести к минимуму биения заготовки по оси прошивки, что подтверждается значительным снижением усилия прошивки (рис. 5). На гра-

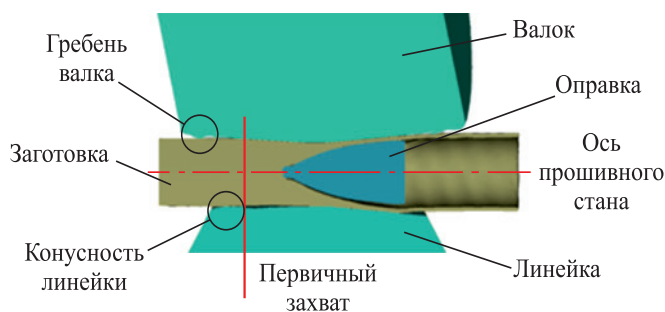


Рис. 2. Очаг деформации при прошивке заготовки в валках с гребнем на входном участке

Fig. 2. Center of deformation during piercing of the workpiece in rolls with a hump on the input section

Параметры настройки прошивного стана

Settings of the piercing mill

Расстояние между		Выдвижение оправки за пережим валков, мм	Угол, град		Частота вращения валков, об/мин
валками, мм	линейками, мм		подачи	раскатки	
253	286	100	9,5	12	30

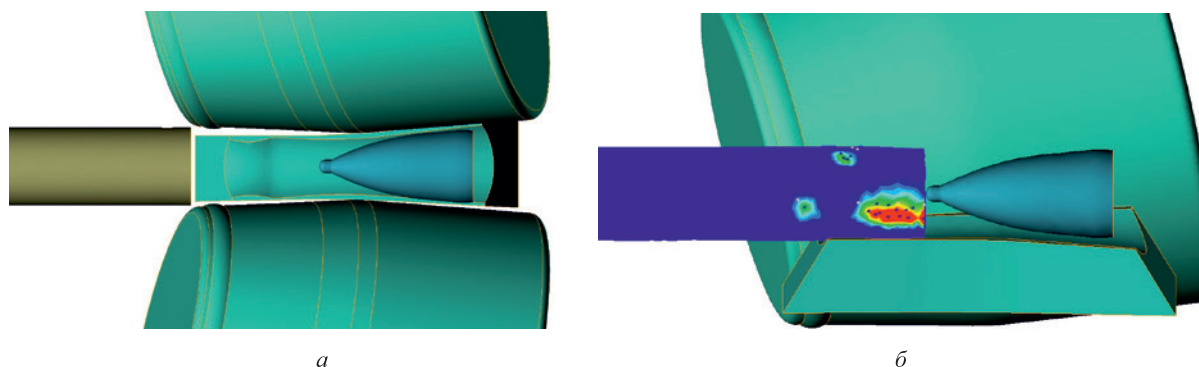


Рис. 3. Твёрдотельная модель процесса прошивки заготовки (а) и демонстрация стабильности первичного захвата и накопления деформации при прошивке в валках с гребнем (б) в программе QForm 3D

Fig. 3. Solid-state model of the workpiece piercing (a) and the initial stage of piercing process in rolls with a hump (b) in QForm 3D program

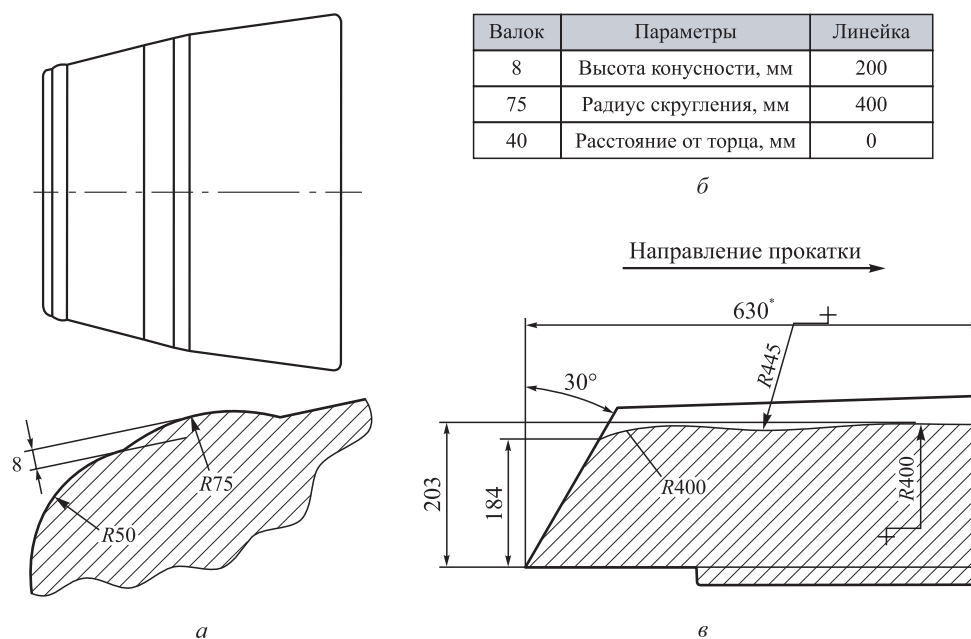


Рис. 4. Параметры гребня на валке и линейки: чертеж валка с гребнем (а); основные параметры (б); чертеж линейки с конусностью (в)

Fig. 4. Parameters of the hump on the roll and ruler: drawing of the roll with a hump (a); main parameters (b); drawing of the ruler with a taper (в)

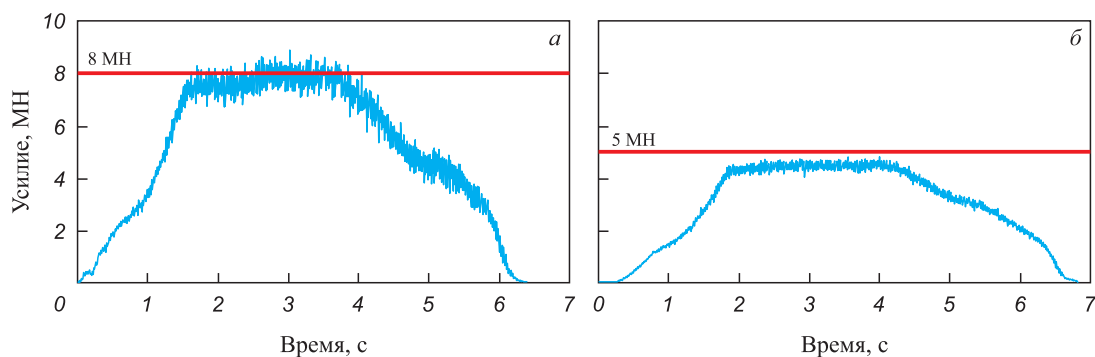


Рис. 5. Графики усилия на валки прошивного стана при компьютерном моделировании: базовая модель (а); модель с измененной калибровкой (б)

Fig. 5. Graphs of force on the piercing mill rolls during computer modeling: basic model (a); model with modified calibration (б)

фиках видно, что прошивка заготовки с усовершенствованной калибровкой инструмента дает возможность снизить усилие на валках с 8 до 5 МН.

Результаты замеров геометрических параметров гильз, полученные при помощи конечно-элементного моделирования, показали незначительные относительные отклонения:

– по среднему наружному диаметру не превышает 0,8 % (при нормативном допуске ± 1 %);

– по толщине стенки не превышает 1,4 % (при нормативном допуске ± 5 %).

Заготовки с усовершенствованной калибровкой валка и линейки прошли успешное испытание на прошивном стане фирмы ЭЗТМ и на данный момент применяются для получения гильз в цехе № 1 АО «СТЗ».

Выводы

В работе предложено техническое решение повышения стабильности ведения процесса прошивки НЛЗ на станах винтовой прокатки. Для обеспечения центровки заготовки и стабильной ее подачи по оси прокатки прошивного стана предложено добавить на входном конусе валка специальное его утолщение (гребень), а на линейке изменить калибровку входного ее участка с целью более ранней встречи заготовки с валками – до первичного захвата валками заготовки, т. е. до начала деформации валками металла НЛЗ.

Для проверки и корректировки предлагаемого решения были поставлены и решены задачи МКЭ-моделирования процесса винтовой прошивки в косовальном стане с измененной конструкцией грибовидного валка и линейки.

Результаты МКЭ-моделирования показали, что применение усовершенствованной калибровки инструмента позволяет свести к минимуму биение заготовки в очаге деформации, за счет чего удастся снизить усилие на валках с 8 до 5 МН. Результаты замеров геометрических параметров гильз, полученные при помощи конечно-элементного моделирования, показали незначительные относительные отклонения, которые укладываются в нормативные пределы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Потапов И.Н. Теория трубного производства. Москва: Металлургия; 1991:424.
2. Данилов Ф.А. Горячая прокатка и прессование труб. Москва: Металлургия; 1972:591.
3. Тетерин П.К. Теория поперечной и винтовой прокатки. Москва: Металлургия; 1983:270.
4. Осадчий В.Я. Производство и качество стальных труб: Учебное пособие для вузов. Москва: Издательство МГУПИ; 2012:370.
5. Богатов А.А. Винтовая прокатка непрерывно-литых заготовок из конструкционных марок стали: Учебное пособие. Екатеринбург: Издательство УрФУ; 2017:164.
6. Wei Z., Wu C. A new analytical model to predict the profile and stress distribution of tube in three-roll continuous retained mandrel rolling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022;302:117491. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117491>
7. Gamin Yu.V., Galkin S.P., Romantsev B.A., Koshmin A.N., Goncharuk A.V., Kadach M.V. Influence of radial-shear rolling conditions on the metal consumption rate and properties of D16 aluminum alloy rods. *Metallurgist*. 2021; 65(5-6):650–659. <https://doi.org/10.1007/s11015-021-01202-0>
8. Topa A., Kim D.K., Kim Y. 3D numerical simulation of seamless pipe piercing process by fluid-structure interaction method. *MATEC Web of Conferences*. 2018;203:06016. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201820306016>
9. Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Чан Ба Хюи, Скрипаленко М.Н., Гладков Ю.А., Гартвиг А.А. Компьютерное моделирование прошивки заготовок в четырехвалковом стане винтовой прокатки. *Металлург*. 2017;(9):19–24. Romantsev B.A., Skripalenko M.M., Ba Huy Tran, Skripalenko M.N., Gladkov Yu.A., Gartvig A.A. Computer simulation of piercing in a four-high screw rolling mill. *Metallurgist*. 2018;61(9–10):729–735. <http://doi.org/10.1007/s11015-018-0556-7>
10. Skripalenko M.M., Rogachov S.O., Romantsev B.A., Bazhenov V.E., Skripalenko M.N., Danilin A.V. Microstructure and hardness of hollow tube shells at piercing in two-high screw rolling mill with different plugs. *Materials*. 2022;15(6):2093. <https://doi.org/10.3390/ma15062093>
11. Nguyen Q., Aleshchenko A.S. Research on the mandrel wear of a screw rolling piercing mill by the finite element method. *Key Engineering Materials*. 2022;910:381–387. <https://doi.org/10.4028/p-4m4o75>
12. Goncharuk A.V., Fadeev V.A., Kadach M.V. Seamless pipes manufacturing process improvement using mandreling. *Solid State Phenomena*. 2021;316:402–407. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.316.402>
13. Ротенберг Ж.Я., Будников А.С. Модернизация технологии винтовой прокатки в многовалковом стане. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(1):28–34. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-28-34> Rotenberg Zh.Ya., Budnikov A.S. Modernization of screw rolling technology in a multi-roll mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(1):28–34. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-28-34>
14. Павлова М.А., Звонарев Д.Ю., Ахмеров Д.А. Исследование влияния точности настройки осей центрователей прошивного стана на разнотолщинность гильз с использованием QFORM. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2021;(4):56–62. Pavlova M.A., Zvonarev D.Yu., Akhmerov D.A. QFORM-based research how the accuracy settings of piercing mill centering units axis influences hollow shell thickness. *Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*. 2021;(4):56–62. (In Russ.).
15. Галкин С.П., Алещенко А.С., Романцев Б.А., Гамин Ю.В., Исхаков Р.В. Влияние предварительной деформации непрерывнолитых заготовок радиально-сдвиговой про-

каткой на структуру и свойства горячекатаных труб из хромосодержащих сталей. *Металлург.* 2021;65(2):54–61.

Galkin S.P., Aleshchenko A.S., Romantsev B.A., Gamin Yu.V., Iskhakov R.V. Effect of preliminary deformation of continuously cast billets by radial-shear rolling on the structure and properties of hot-rolled chromium-containing steel pipes. *Metallurgist.* 2021;65(1–2):9–12.

<https://doi.org/10.1007/s11015-021-01147-4>

16. Пат. 2578887 RU. Способ получения полых гильз на прошивном стане / Топоров В.А., Толмачев В.С., Пьянков Б.Г., Бушин Р.О., Панасенко О.А., Ибрагимов П.А.; заявл. 30.09.2014; опубл. 27.03.2016.

Toporov V.A., Tolmachev V.S., P'yankov B.G., Bushin R.O., Panasenko O.A., Ibragimov P.A. *Method of obtaining hollow sleeves on a sewing mill.* Patent RF no. 2578887. MPK B21B19/04. *Bulleten' izobretenii.* 2016;(33). (In Russ.).

17. Топоров В.А., Степанов А.И., Панасенко О.А., Ибрагимов П.А. Применение конечно-элементного моделирования для совершенствования процесса прошивки на прошивном стане. *Металлург.* 2014;58(7):28–31.

Toporov V.A., Stepanov A.I., Panasenko O.A., Ibragimov P.A. Use of finite-element modeling to improve the piercing operation on a piercing mill. *Metallurgist.* 2014; 58(7–8):563–567. <http://doi.org/10.1007/s11015-014-9954-7>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Олег Александрович Панасенко, начальник трубопрокатной лаборатории научно-исследовательского центра, АО «Северский трубный завод»

E-mail: PanasenkoOA@stw.ru

Александр Олегович Халезов, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением», Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

E-mail: alekssanja633@mail.ru

Данис Шамильевич Нухов, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением», Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

E-mail: d.s.nukhov@urfu.ru

Oleg A. Panasenko, Head of the Pipe Rolling Laboratory of the Research Center, JSC "Severskii Tube Steelworks"

E-mail: PanasenkoOA@stw.ru

Aleksandr O. Khalezov, Postgraduate of the Chair "Metal Forming", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

E-mail: alekssanja633@mail.ru

Danis Sh. Nukhov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metal Forming", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

E-mail: d.s.nukhov@urfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

О. А. Панасенко – формулировка задачи для проведения исследований, разработка технического решения по изменению калибровки входного конуса валков и линеек прошивного стана, планирование вычислительного эксперимента.

А. О. Халезов – разработка калибровки инструментов прошивного стана, постановка и решение задачи конечно-элементного моделирования процесса винтовой прошивки с измененной конструкцией грибовидного валка и линейки, проведение замеров геометрических параметров гильз.

Д. Ш. Нухов – обработка результатов экспериментов, оформление материалов статьи, анализ литературы по тематике статьи, формулировка выводов.

O. A. Panasenko – formulation of the research task, developing a technical solution for changing calibration of input cone of rolls and lines of a piercing mill, planning of a computational experiment.

A. O. Khalezov – development of calibration of piercing mill tools, formulation and solution of the problem of FEM of the screw piercing process with a modified design of tapered roll and ruler, measuring the geometric parameters of hollow billets.

D. Sh. Nukhov – processing the experimental results, design of the article, literary review, formulation of conclusions.

Поступила в редакцию 06.04.2023
После доработки 15.01.2024
Принята к публикации 22.01.2024

Received 06.04.2023
Revised 15.01.2024
Accepted 22.01.2024

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

INFORMATION TECHNOLOGIES AND
AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY



УДК 004.94:621.745:662.61

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-112-120



Оригинальная статья

Original article

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОДИНАМИКИ И ДОЖИГАНИЯ ГОРЮЧИХ КОМПОНЕНТОВ НАД РАСПЛАВОМ В ПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ-ГАЗИФИКАТОРЕ

Т. В. Ерохов[✉], И. А. Левицкий, Г. С. Подгородецкий, В. Б. Горбунов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

✉ erohov.tv@misis.ru

Аннотация. Особенности организации технологического процесса и конструкции печи значительно влияют на параметры процессов дожига, тем самым определяя необходимость построения математической модели зоны дожига. В данном исследовании проведено моделирование газодинамики, химических реакций, конвективной диффузии и теплообмена в газовой среде над расплавом в экспериментальной плавильной печи-газификаторе при трех различных значениях расхода дутья и двух положениях фурм для дожига. Получены распределения температур и концентраций продуктов дожига. При нижнем расположении фурмы процесс дожига осуществляется в области «отраженной» струи, образуются застойные зоны вокруг фурмы и между отраженной струей и поверхностью расплава, что ухудшает дожигание. При верхнем расположении фурмы дожигание происходит внутри первичной струи, осуществляется интенсивное перемешивание всех компонентов печной атмосферы и дожигание проходит более полно, что приводит к увеличению температуры отходящих газов при увеличении однородности полей температуры и концентраций по сравнению с нижним положением фурмы. Установлено, что при нижнем положении фурмы факел оказывается разомкнутым, его форма существенно зависит от расхода дутья, а объем с ростом расхода дутья увеличивается. При верхнем расположении фурмы факел является замкнутым, с увеличением расхода дутья его форма не изменяется, а объем уменьшается. Для процессов восстановления в шлаковом расплаве предпочтительно верхнее расположение фурмы, в то время как для получения генераторного газа с большим содержанием горючих компонентов на выходе из печи предпочтительно более близкое к поверхности расплава расположение фурмы.

Ключевые слова: вычислительная гидродинамика, математическое моделирование, численное моделирование, температурное поле, поле концентраций, расход дутья, факел, дожигание, экспериментальная плавильная печь-газификатор

Для цитирования: Ерохов Т.В., Левицкий И.А., Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б. Математическое моделирование газодинамики и дожига горючих компонентов над расплавом в плавильной печи-газификаторе. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(1):112–120. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-112-120>

MATHEMATICAL MODELING OF GAS DYNAMICS AND OFF-GAS POST-COMBUSTION ABOVE THE MELT IN A MELTER-GASIFIER FURNACE

T. V. Erokhov[✉], I. A. Levitskii, G. S. Podgorodetskii, V. B. Gorbunov

National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

✉ erohov.tv@misis.ru

Abstract. Organization of technological process and design of a furnace significantly affect the parameters of post-combustion, determining the need to develop a mathematical model of post-combustion zone. Modeling of gas dynamics, chemical reactions, convective diffusion and heat transfer in the gas phase above the melt was carried out in an experimental melter-gasifier furnace at three different values of mass flow rates and two positions of post-combustion tuyeres. Temperature distributions and off-gas components concentrations were obtained. It was found that at the lower position of the tuyere, post-combustion is carried out in the area of reflected jet, stagnant zones are formed around the tuyere and between the reflected jet and the melt surface, which decrease the post-combustion level. At the upper position of the tuyere, post-combustion occurs inside the primary jet, intensive mixing of all components of the furnace atmosphere occurs, post-combustion undergoes more completely, which leads to an increase in the off-gases temperature with an increase in uniformity of temperature fields and concentrations compared with the lower position of the tuyere. At the lower position of the tuyere, the flame zone turns out to be open, its shape significantly depends on the mass flow, and the flame zone volume

increases with an increase in the mass flow. At the upper position of the tuyere, the flame zone is closed, with an increase in the mass flow, its shape does not change, but the flame zone volume decreases. For reduction processes in slag melt, the upper position of the tuyere is preferable, while for production of the producer gas at the furnace outlet, position of the tuyere closer to the melt surface is preferable.

Keywords: computational fluid dynamics, mathematical modeling, numerical modeling, temperature field, concentration field, flame zone, mass flow, post-combustion, experimental melter-gasifier furnace

For citation: Erokhov T.V., Levitskii I.A., Podgorodetskiy G.S., Gorbunov V.B. Mathematical modeling of gas dynamics and off-gas post-combustion above the melt in a melter-gasifier furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):112–120.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-112-120>

ВВЕДЕНИЕ

Высокотемпературные печи с барботажным шлаковым слоем являются наиболее перспективными агрегатами для получения металлов из некондиционного сырья (труднообогащаемых руд, железосодержащих отходов) и газификации углей, в том числе и низкосортных. Тепловой баланс процессов восстановления металлов и/или газификации низкосортных углей, протекающих в шлаковом расплаве, поддерживается возвратом тепла в шлаковую ванну от дожигания над шлаком CO и H_2 , образующихся, в свою очередь, в результате совокупности окислительно-восстановительных процессов в шлаковом слое [1 – 3].

Для анализа процессов, происходящих при дожигании газов в металлургических агрегатах, широко распространено математическое моделирование. Так, в работах [4 – 7] рассмотрены вопросы моделирования дожигания в дуговой сталеплавильной печи. Разработка моделей дожигания для кислородного конвертера описана в работе [8], а для его модификаций с донной продувкой инертным газом: AOD конвертера и KOVM конвертера в работах [9 – 11]. Ряд исследований посвящен изучению моделирования дожигания в агрегатах прямого восстановления железа [12 – 15]. Результаты этих работ показывают, что особенности организации технологического процесса и конструкции печи значительно влияют на параметры процессов дожигания, тем самым определяя необходимость построения математической модели зоны дожигания (зоны печи над расплавом) для печей типа Ромелт, печи Ванюкова или барботажных печей иной конструкции с наличием зоны дожигания отходящих газов.

Целью данного исследования является моделирование газодинамики, химических реакций, конвективной диффузии и теплообмена в газовой среде над расплавом в экспериментальной барботажной плавильной печи-газификаторе при различных значениях расхода дутья и положениях фурм для дожигания. Математическое моделирование осуществлялось в среде Ansys Fluent 15.0.7.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Геометрия рабочего пространства экспериментальной плавильной печи-газификатора схематически представлена на рис. 1.

При штатном режиме работы печи ее цилиндрическая часть 1 заполнена шлаковым расплавом, поверхность которого совпадает с границей цилиндрической и сферической частей. Химические реакции, проходящие в расплаве, происходят под действием дутья, подаваемого через боковые фурмы нижнего ряда (на схеме не показаны, в данной работе не исследуются). В результате этих процессов выделяются газы с высокой температурой, выходящие в надшлаковое пространство, где они дожигаются с помощью обогащенного кислородом дутья, которое подается через две фурмы 2 верхнего ряда, входящие в печь на уровне центра сферической части под углом 45° .

Газообразные продукты дожигания удаляются через два газоотвода 3 (плоскость осей газоотводов и плоскость осей фурм взаимоперпендикулярны).

Основные геометрические параметры конструкции, м, приведены ниже:

Диаметр сферической части печи	3,00
Диаметр цилиндрической части печи	1,80
Внутренний диаметр газоотвода	0,50
Внутренний диаметр входной трубы для сыпучих	0,40
Внутренний диаметр фурмы верхнего ряда	0,02
Внешний диаметр фурмы верхнего ряда	0,10

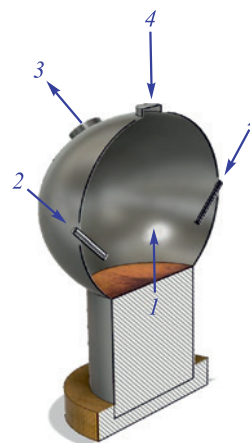


Рис. 1. Схема экспериментальной плавильной печи-газификатора: 1 – область расплава; 2 – фурмы; 3 – газоотводы; 4 – окно подачи сыпучих

Fig. 1. Layout of the experimental melter-gasifier furnace: 1 – melt zone; 2 – tuyeres; 3 – gas offtakes; 4 – bulk supply window

ОСНОВНЫЕ ДОПУЩЕНИЯ

Для облегчения расчетной процедуры не учитывалась передача теплоты через твердые стенки (как самой печи, так и фурм), что позволило исключить из рассмотрения области, заполненные твердыми веществами (стенки печи и фурм), ограничив учет их наличия тепловыми граничными условиями.

Поскольку работа посвящена изучению процессов, происходящих в надшлаковом пространстве печи, в качестве расчетной области рассматривалась только та часть рабочего пространства, которая заполнена газовой средой – шар со срезанным сегментом в нижней части и тремя примыкающими к нему небольшими цилиндрическими элементами в верхней части. Она имеет три входных сечения (поверхность расплава и входные сечения фурм дожигаания) и два выходных (отверстия газоотводов – окно для подачи сыпучих считается закрытым крышкой).

Поскольку описанная геометрия обладает двумя плоскостями симметрии и не содержит элементов, закручивающих потоки, то и поля моделируемых величин обладают такой же симметрией, что позволяет взять в качестве расчетной области только четверть рабочего пространства, ограниченную плоскостями симметрии.

Соответственно, площади входных и выходных сечений в такой расчетной области станут меньше в 4 раза, и в такое же количество раз должны быть при моделировании уменьшены расходы во входных сечениях по сравнению с реальными.

Геометрия расчетной области была задана в приложении Design Modeler, генерация расчетной сетки и выбор сечений для задания граничных условий выполнены в приложении Ansys Meshing. Затем в приложении Fluent расчетная сетка была преобразована в полиэдрическую, что позволило улучшить показатель ортогональности граней ячеек и уменьшить погрешности, связанные с так называемой схемной диффузией.

При моделировании использованы следующие модели:

- модель диффузионно-конвективного переноса теплоты (решение уравнения энергии);

- k - ϵ модель турбулентности (в разновидности Realizable со стандартными пристеночными функциями);

- модель переноса компонентов (т. е. решение задачи конвективной диффузии) с учетом химических реакций, происходящих в объеме, причем взаимодействие кинетики и турбулентности принималось в соответствии с моделью Finite-Rate/Eddy-Dissipation.

Последняя из упомянутых моделей учитывает кинетику химических реакций, однако проверяет, какой из процессов – химическое взаимодействие или турбулентный перенос – является лимитирующим. В работах [16 – 19] эта модель применена для изучения горения метана, подаваемого в дутьевую фурму доменной печи.

В соответствии с этой моделью для каждого компонента смеси, заполняющей расчетную область, решается уравнение конвективной диффузии относительно его локальной массовой доли Y_i в каждом узле расчетной сетки:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho Y_i) + \vec{\nabla}(\rho \vec{\omega} Y_i) = -\vec{\nabla} \cdot \vec{J}_i + R_i, \quad (1)$$

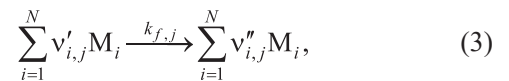
где ρ – плотность смеси, кг/м³; $\vec{\omega}$ – вектор скорости, м/с; R_i – скорость образования i -го компонента в результате химических реакций, кг/(м³·с); $\vec{J}_i$ – плотность диффузионного потока i -го компонента, кг/(м²·с), которая зависит от градиентов концентрации этого компонента и температуры в соответствии с выражением

$$\vec{J}_i = -\left(\rho D_{i,m} + \frac{\mu_t}{Sc_t}\right) \vec{\nabla} Y_i - D_{T,i} \frac{\vec{\nabla} T}{T}, \quad (2)$$

где $D_{i,m}$ и $D_{T,i}$ – коэффициенты диффузии и термодиффузии (Соре) для i -го компонента смеси, м²/с, соответственно; Sc_t – турбулентное число Шмидта, равное по умолчанию 0,7 ($Sc_t = \frac{\mu_t}{\rho D_i}$, где μ_t – динамический коэффициент турбулентной вязкости, Па·с; D_i – коэффициент турбулентной диффузии, м²/с).

При участии компонента в нескольких реакциях величина R_i получается в результате сложения скоростей образования компонента по всем реакциям $\hat{R}_{i,j}$.

Считая (для упрощения) химические реакции необратимыми, можно записать j -ую реакцию в обобщенном виде следующим образом:



где N – количество химических компонентов в системе; $v'_{i,j}$ – стехиометрический коэффициент для i -го реагента в j -ой реакции; $v''_{i,j}$ – стехиометрический коэффициент для i -го продукта в j -ой реакции; M_i – символ, обозначающий i -ый компонент; $k_{f,j}$ – константа скорости прямой реакции с номером j .

Для необратимых реакций молярная скорость образования/разрушения i -го компонента в j -ой реакции описывается выражением

$$\hat{R}_{i,j} = (v''_{i,j} - v'_{i,j}) \left(k_{f,j} \prod_{l=1}^N [C_{l,j}]^{(\eta'_{l,j} + \eta''_{l,j})} \right), \quad (4)$$

где $C_{l,j}$ – молярная концентрация l -го компонента в j -ой реакции, кмоль/м³; $\eta'_{l,j}$ – показатель скорости для l -го компонента в j -ой реакции; $\eta''_{l,j}$ – показатель скорости для l -го продукта в j -ой реакции.

При этом константа прямой реакции с номером j вычисляется по формуле Аррениуса

$$k_{f,j} = A_j T^{\beta_j} e^{-\frac{E_j}{RT}}, \quad (5)$$

Таблица 1. Значения кинетических констант для рассматриваемых реакций [20]

Table 1. Kinetic constants for the studied chemical reactions [20]

Реакция	A_j	β_j	E_j	Коэффициент уравнения ν	Порядок реакции η
$H_2 + 0,5O_2 = H_2O$	$9,87 \cdot 10^8$	0	$3,1 \cdot 10^7$	$\nu'_{H_2} = 1,0; \nu'_{O_2} = 0,5; \nu''_{H_2O} = 1,0$	$\eta'_{H_2} = 1,00; \eta'_{O_2} = 1,00; \eta''_{H_2O} = 0$
$CO + 0,5O_2 = CO_2$	$2,239 \cdot 10^{12}$	0	$1,7 \cdot 10^8$	$\nu'_{CO} = 1,0; \nu'_{O_2} = 0,5; \nu''_{CO_2} = 1,0$	$\eta'_{CO} = 1,00; \eta'_{O_2} = 0,25; \eta''_{CO_2} = 0$

Таблица 2. Граничные условия, задаваемые при расчете

Table 2. Boundary conditions in the calculation

Сечение	Тип сечения	Газодинамика	Температура, К	Состав, об. % [2]
Поверхность расплава	Mass-flow inlet	$\dot{M} = 0,2439$ кг/с; $d_r = 1,8$ м; пульсации = 5 %	1773	CO = 50; H ₂ = 30; CO ₂ = 2; H ₂ O = 8; N ₂ = 10
Входное сечение фурмы	Mass-flow inlet	$\dot{M} = 0,03919 - 0,11757$ кг/с; $d_r = 0,02$ м; пульсации = 15 %	293	O ₂ = 90; N ₂ = 10
Выходное сечение газоотвода	Pressure outlet	$P = -160$ Па; $d_r = 0,5$ м; пульсации = 5 %	1773	O ₂ = 21; N ₂ = 79

где A_j – предэкспоненциальный показатель (в соответствующих единицах, зависящих от порядка реакции); β_j – показатель степени для температуры (безразмерная величина); E_j – энергия активации для реакции (Дж/кмоль); $R = 8,31$ – универсальная газовая постоянная (Дж/(кмоль·К)).

В данном исследовании учитывали только две реакции горения – для водорода и монооксида углерода. Уравнения реакций и их параметры (частично взятые из базы данных Ansys Fluent) представлены в табл. 1.

Во входных сечениях для дутья и горючих газов задавались температура, массовый расход и входные характеристики турбулентности (гидравлический диа-

метр и уровень турбулентных пульсаций), а в выходном сечении – разрежение, а также температура и характеристики турбулентности для внешней среды, примыкающей к выходному сечению (табл. 2).

Решение задачи осуществлялось в два этапа: сначала для решения уравнений газодинамики применяли метод SIMPLE, а для остальных уравнений – схемы первого порядка, затем продолжали расчет, используя сопряженный решатель для давления и импульса и схемы второго порядка для остальных переменных.

Результаты расчетов, представленные на рис. 2 – 5, получены для трех значений расхода дутья $\dot{M}_d$: 0,03919 кг/с (а), 0,07838 кг/с (б), 0,11757 кг/с (в) для

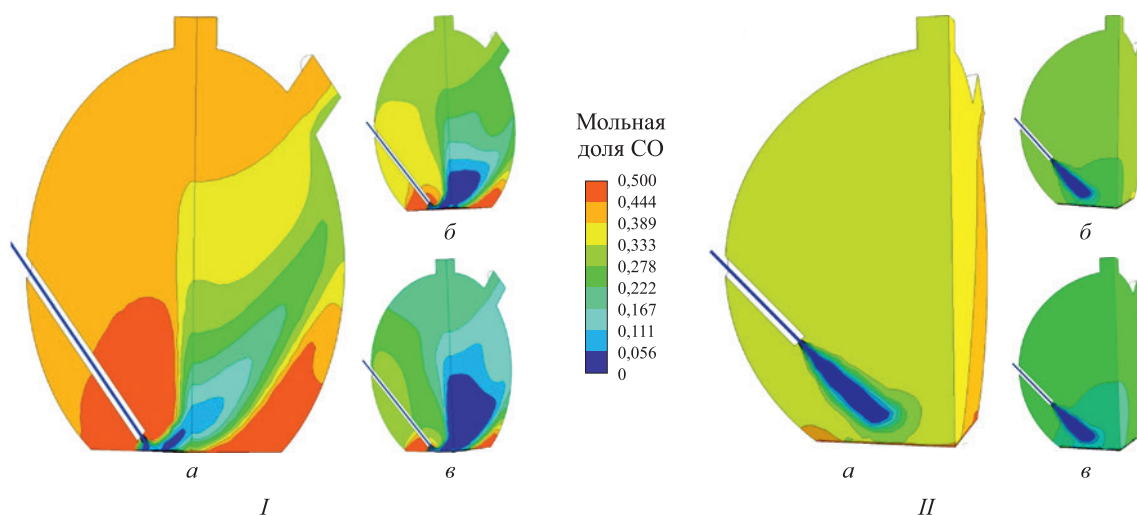


Рис. 2. Поле мольной доли СО для двух вариантов расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 2. Field of CO molar fraction for two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (a, б, в)

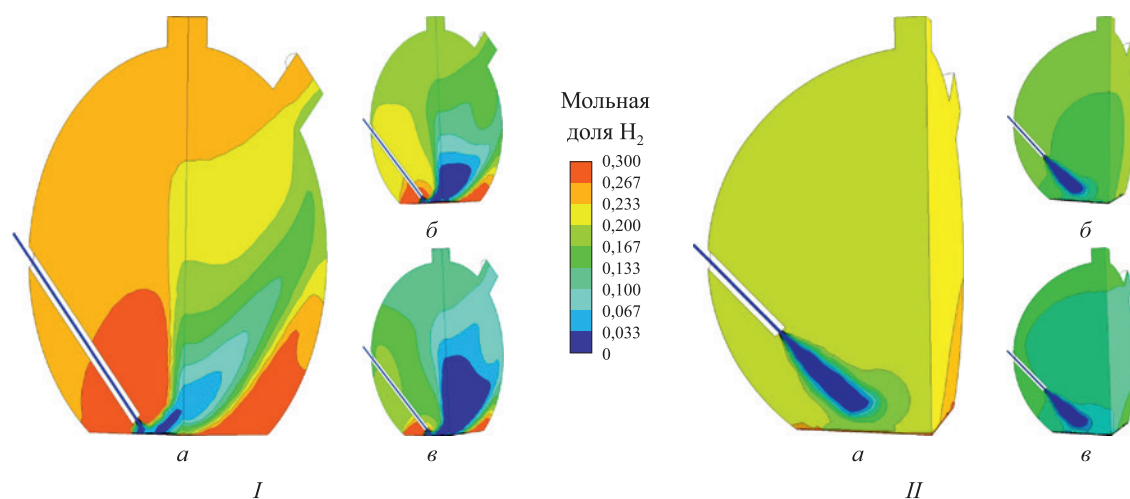


Рис. 3. Поле мольной доли H_2 для двух вариантов расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 3. Field of H_2 molar fraction for two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (а, б, в)

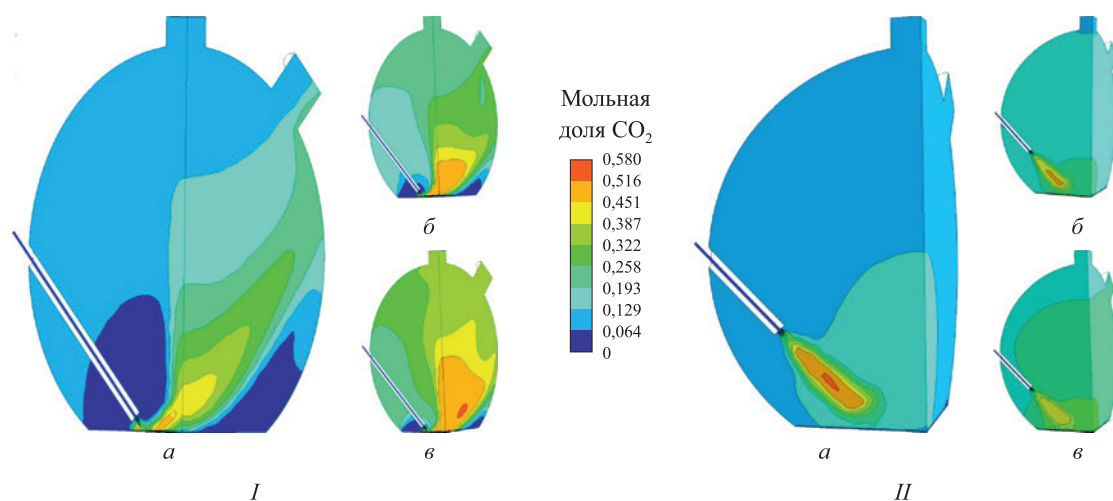


Рис. 4. Поле мольной доли CO_2 для двух вариантов расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 4. Field of CO_2 molar fraction for two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (а, б, в)

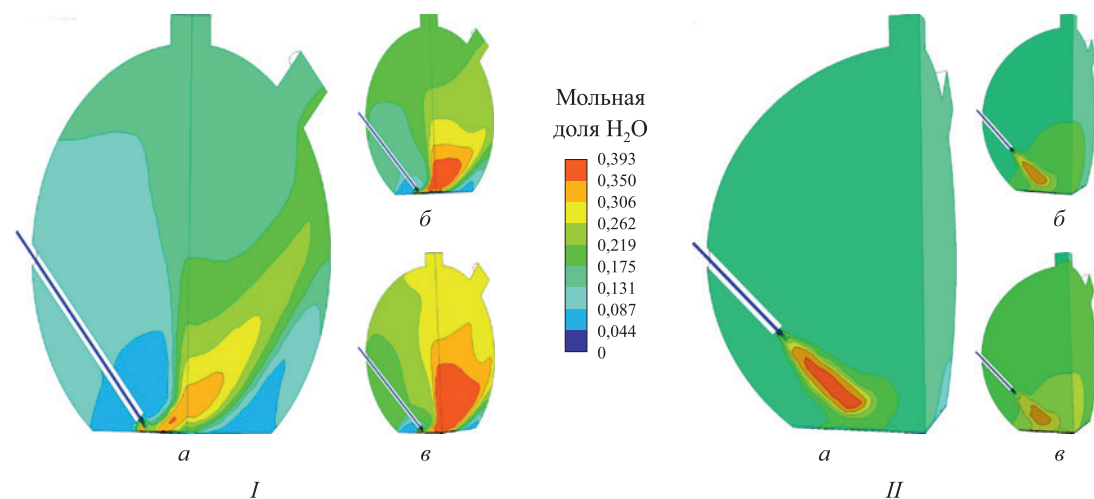


Рис. 5. Поле мольной доли H_2O для двух вариантов расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 5. Field of H_2O molar fraction for two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (а, б, в)

получения истинных значений на полнообъемной модели их надо умножить на четыре) и двух положений фурмы относительно поверхности расплава: нижнего *I* (расстояние до поверхности расплава 0,1 м) и верхнего *II* (расстояние до поверхности расплава 0,7 м).

Как видно из рис. 2–5, с увеличением расхода дутья концентрации дожигаемых компонентов (CO и H_2) вполне предсказуемо уменьшаются, а концентрации продуктов (CO_2 и H_2O) закономерно возрастают. Однако при этом существенное влияние как на распределение компонентов, так и на достигаемые экстремальные значения их концентраций оказывает расположение фурмы.

При нижнем расположении фурмы «работает» фактически только «отраженная» от поверхности расплава струя дутья, внутри которой достигаются максимальные значения концентраций продуктов дожига. Максимальные концентрации дожигаемых компонентов сохраняются в области, прилегающей к фурме выше сопла и в наиболее отдаленной от сопла области, прилегающей к поверхности расплава под «отраженной» струей.

Для варианта с поднятой фурмой происходит более интенсивное перемешивание дутья с остальными компонентами атмосферы надшлакового пространства, причем основная часть процессов перемешивания и дожига происходит в области до столкновения струи с поверхностью расплава. Область максимальных концентраций продуктов дожига образуется внутри первичной струи дутья, уже размываясь к поверхности расплава. При этом экстремальные значения этих концентраций менее выражены, чем при нижнем расположении фурмы, вследствие лучшего перемешивания и отсутствия застойных зон. Таким образом, при верхнем положении дутьевой фурмы достигается более полное дожигание, что подтверждается составом отходящих

газов в выходных сечениях печи, а также характером температурного поля, полностью соответствующего полю концентрации продуктов сгорания (рис. 6). Из вышеизложенного следует, что при необходимости получения генераторного газа с большим содержанием горючих компонентов технологический процесс необходимо вести с нижним расположением фурмы, тогда как технологический процесс восстановления более эффективен при большей высоте расположения устья фурмы над расплавом.

Как видно на рис. 6, с увеличением расхода дутья размер высокотемпературной области для случая опущенной фурмы растет, а для случая поднятой – уменьшается.

Ansys Fluent обладает инструментом для визуализации результатов расчета Isovolume, позволяющим строить трехмерные поверхности, соответствующие заданному значению какой-либо величины, поле которой вычисляется при решении задачи. Выбрав в качестве такой величины температуру, можно попытаться визуализировать такое понятие, как область факела. На рис. 7, 8 представлены изообъемы, построенные для температур 2200 и 2600 К соответственно.

Как видно из представленных данных, для поднятой фурмы (фурмы в верхнем положении) факел является замкнутым, его форма с увеличением расхода не изменяется, а объем, ограниченный изоповерхностью, сокращается. Для нижнего положения фурмы увеличение расхода дутья существенно влияет на конфигурацию области струи, «отраженной» от поверхности расплава. При этом объем, ограниченный изоповерхностью, увеличивается – происходит более значительное рассеяние «отраженной» струи. Последнее дает избыточный тепловой поток на группу кессонов (охлаждаемых панелей), что является нежелательным явлением при ведении технологического процесса.

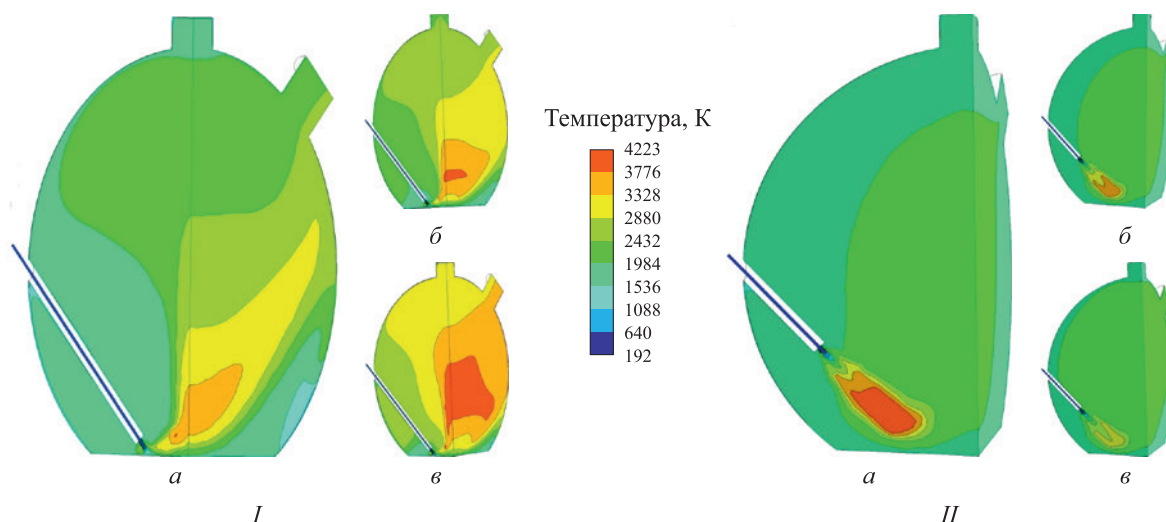


Рис. 6. Температурное поле для двух вариантов расположения фурмы (*I*, *II*) и трех значений расхода дутья (*a*, *б*, *в*)

Fig. 6. Temperature field for two variants of the tuyere position (*I*, *II*) and three values of the blast flow rate (*a*, *б*, *в*)

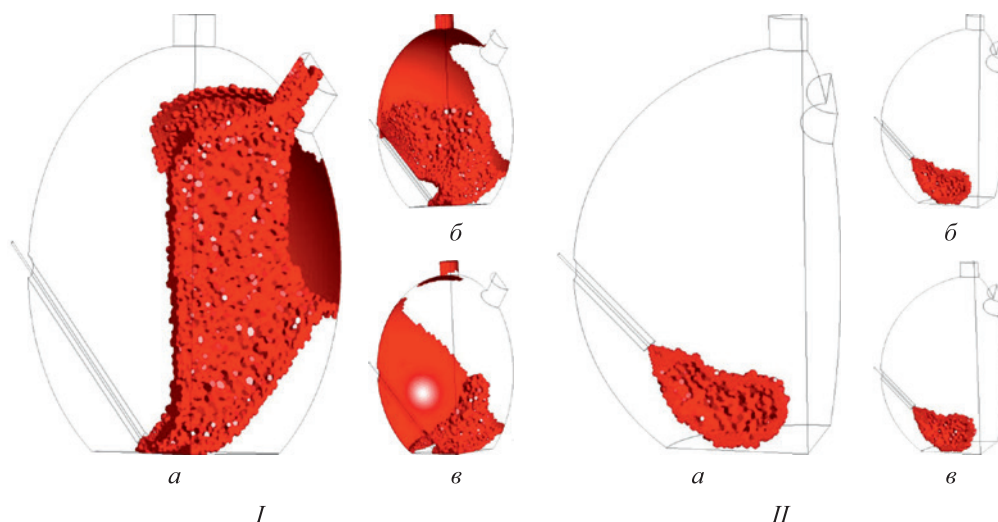


Рис. 7. Изообъемы для температуры 2200 К при двух вариантах расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 7. Isovolumes for 2200 K with two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (a, б, в)

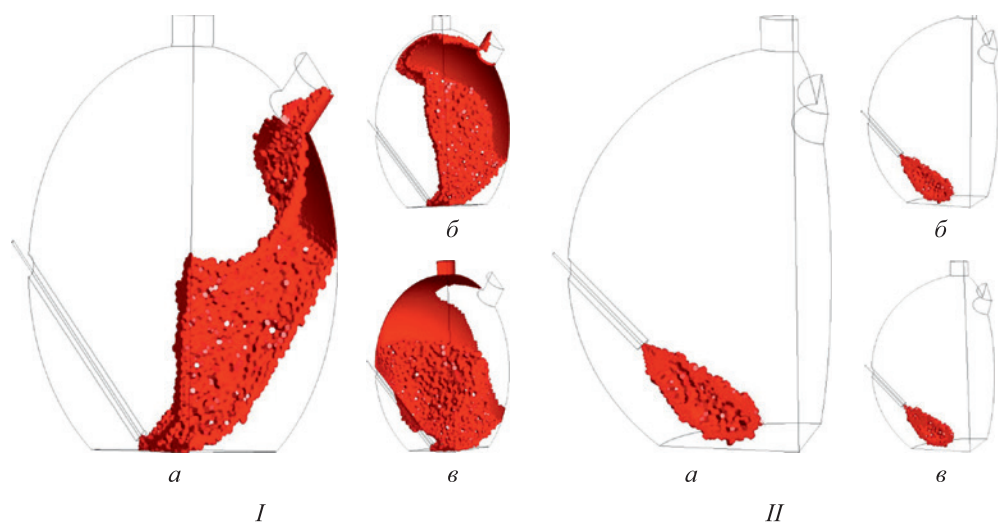


Рис. 8. Изообъемы для температуры 2600 К при двух вариантах расположения фурмы (I, II) и трех значений расхода дутья (а, б, в)

Fig. 8. Isovolumes for 2600 K with two variants of the tuyere position (I, II) and three values of the blast flow rate (a, б, в)

Выводы

В среде Ansys Fluent 15.0.7 численно исследован процесс дожига в надшлаковом пространстве горючих компонентов (CO , H_2), выделяющихся на поверхности ванны экспериментальной плавильной печи-газификатора. Изучено влияние расхода обогащенного кислородом дутья и положения фурм для его подачи на процесс дожига (состав и температуру отходящих газов, конфигурацию факела, поля температуры и концентраций компонентов в атмосфере печи).

Установлено, что при нижнем расположении фурмы (расстояние от сопла до расплава 0,1 м) процесс дожига осуществляется в области «отраженной» струи. Образуются застойные зоны вокруг фурмы и между отраженной струей и поверхностью расплава, что ухуд-

шает дожигание. При верхнем расположении фурмы (расстояние от сопла до расплава 0,7 м) дожигание происходит внутри первичной струи, происходит интенсивное перемешивание всех компонентов печной атмосферы. Дожигание осуществляется более полно, что приводит к увеличению температуры отходящих газов при увеличении однородности полей температуры и концентраций по сравнению с нижним положением фурмы.

Установлено, что при нижнем положении фурмы факел оказывается разомкнутым, его форма существенно зависит от расхода дутья, а объем с ростом расхода дутья увеличивается. При верхнем расположении фурмы факел является замкнутым, с увеличением расхода дутья его форма не изменяется, а объем уменьшается.

Для процессов восстановления в шлаковом расплаве предпочтительно верхнее расположение фурмы, в то

время как для получения генераторного газа с большим содержанием горючих компонентов на выходе из печи предпочтительно более близкое к поверхности расплава расположение фурмы (при котором, однако, существует опасность перегрева некоторых групп кессонов, что может негативно сказываться на состоянии конструкции печи и иных параметрах технологического процесса).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Роменец В.А., Валавин В.С., Усачев А.Б., Карабасов Ю.С. и др. Процесс Ромелт. Москва: МИСиС, ИД «Руда и Металлы»; 2005:400.
2. Баласанов А.В., Лехерзак В.Е., Роменец В.А., Усачев А.Б. Газификация угля в шлаковом расплаве. Москва: «Институт Стальпроект»; 2008:288.
3. Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Агапов Е.А., Ерохов Т.В., Козлова О.Н. Проблемы и перспективы утилизации золошлаковых отходов ТЭЦ. Часть 2. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(7):557–563. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-7-557-563>
Podgorodetskii G.S., Gorbunov V.B., Agapov E.A., Erokhov T.V., Kozlova O.N. Challenges and opportunities of utilization of ash and slag waste of TPP (Thermal Power Plant). Part 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(7):557–563. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-7-557-563>
4. Li Y., Fruehan R.J. Computational fluid-dynamics simulation of postcombustion in the electric-arc furnace. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2003;34(3):333–343. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0079-9>
5. Arzpeyma N., Ersson M., Jönsson P.G. Mathematical modeling of postcombustion in an electric arc furnace (EAF). *Metals*. 2019;9(5):547. <https://doi.org/10.3390/met9050547>
6. Gruber J.C., Echternhof T., Pfeifer H. Investigation on the influence of the arc region on heat and mass transport in an EAF freeboard using numerical modeling. *Steel Research International*. 2016;87(1):15–28. <https://doi.org/10.1002/srin.201400513>
7. Tang X., Kirschen M., Abel M., Pfeifer H. Modelling of EAF off-gas post combustion in dedusting systems using CFD methods. *Steel Research International*. 2003;74(4):201–210. <https://doi.org/10.1002/srin.200300182>
8. Doh Y., Chapelle P., Jardy A., etc. Toward a full simulation of the basic oxygen furnace: Deformation of the bath free surface and coupled transfer processes associated with the post-combustion in the gas region. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2013;44(3):653–670. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9817-9>
9. Tang Y., Fabritius T., Härkki J. Mathematical modeling of the argon oxygen decarburization converter exhaust gas system at the reduction stage. *Applied Mathematical Modelling*. 2005;29(5):497–514. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2004.09.011>
10. Song Z., Ersson M., Jönsson P. A study of post-combustion in an AOD flue. *Steel Research International*. 2014;85(7):1173–1184. <https://doi.org/10.1002/srin.201300307>
11. Gou H., Irons G.A., Lu W.K. Mathematical modeling of postcombustion in a KOBM converter. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1993;24(1):179–188. <https://doi.org/10.1007/BF02657884>
12. Panjkovic V., Truelove J., Ostrovski O. Analysis of performance of an iron-bath reactor using computational fluid dynamics. *Applied Mathematical Modelling*. 2002;26(2):203–221. [https://doi.org/10.1016/S0307-904X\(01\)00056-7](https://doi.org/10.1016/S0307-904X(01)00056-7)
13. Shin M.K., Lee S.D., Joo S.H., Yoon J.K. A numerical study on the combustion phenomena occurring at the post combustion stage in bath-type smelting reduction furnace. *ISIJ International*. 1993;33(3):369–375. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.33.369>
14. Becker-Lemgau U., Tacke K.-H. Mathematical model for post combustion in smelting reduction. *Steel Research*. 1996;67(4):27–137. <https://doi.org/10.1002/srin.199605469>
15. Shinotake A., Takamoto Y. Combustion and heat transfer mechanism in iron bath smelting reduction furnace. *Metallurgical Research & Technology*. 1993;90(7–8):965–974. <https://doi.org/10.1051/metal/199390070965>
16. Левицкий И.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Сидорова Т.Ю. Влияние способа подачи природного газа на газодинамику и теплообмен в воздушной фурме доменной печи. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(5):357–363. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-357-363>
Levitskii I.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Sidorova T.Yu. Influence of the method of natural gas supplying on gas dynamics and heat transfer in air tuyere of blast furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(5):357–363. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-357-363>
17. Горбатьюк С.М., Тарасов Ю.С., Левицкий И.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Влияние керамической вставки с завихрителем на газодинамику и теплообмен в воздушной фурме доменной печи. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(5):337–344. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-337-344>
Gorbatyuk S.M., Tarasov Yu.S., Levitskii I.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E. Effect of a ceramic insert with swirler on gas dynamics and heat exchange in a blast furnace tuyere. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(5):337–344. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-337-344>
18. Албул С.В., Кобелев О.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Левицкий И.А. Влияние расхода и температуры природного газа на процессы, происходящие в воздушной фурме доменной печи с теплоизолирующей вставкой в дутьевом канале. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(11):778–785. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-11-778-785>
Albul S.V., Kobelev O.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Levitskii I.A. Effect of natural gas flow rate and temperature on the processes occurring in a blast furnace tuyere with heat-insulating insert in blast channel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(11):778–785. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-11-778-785>
19. Radyuk A.G., Gorbatyuk S.M., Tarasov Yu.S., Titlyanov A.E., Aleksakhin A.V. Improvements to mixing of natural gas and hot-air blast in the air tuyeres of blast furnaces with thermal insulation of the blast duct. *Metallurgist*. 2019;63(5–6):433–440. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00843-6>
20. Milewski J., Swirski K., Santarelli M., Leone P. Advanced Methods of Solid Oxide Fuel Cell Modeling. London, UK: Springer; 2011:201. <https://doi.org/10.1007/978-0-85729-262-9>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Тимофей Витальевич Ерохов, ассистент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0001-6926-9049

E-mail: erohov.tv@misis.ru

Игорь Анисимович Левицкий, к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

Геннадий Станиславович Подгородецкий, к.т.н., Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Владислав Борисович Горбунов, к.т.н., Заместитель директора НОЦ «Инновационные металлургические технологии», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: vbg1953@mail.ru

Timoferi V. Erokhov, Assistant of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0001-6926-9049

E-mail: erohov.tv@misis.ru

Igor’ A. Levitskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

Gennadii S. Podgorodetskii, Cand. Sci. (Eng.), National University of Science and Technology “MISIS”

Vladislav B. Gorbunov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Research Center “Innovative Metallurgical Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: vbg1953@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Т. В. Ерохов – проведение расчетов и моделирования, анализ результатов исследований, подготовка текста.

И. А. Левицкий – постановка целей и задач исследования, научное консультирование, подготовка текста.

Г. С. Подгородецкий – формирование концепции, научное руководство.

В. Б. Горбунов – научное руководство, формирование выводов.

T. V. Erokhov – calculations and modeling, analysis of the research results, text preparation.

I. A. Levitskii – setting the research goals and objectives, scientific consulting, text preparation.

G. S. Podgorodetskii – concept formation, scientific guidance.

V. B. Gorbunov – scientific guidance, conclusions formation.

Поступила в редакцию 04.06.2023

После доработки 20.09.2023

Принята к публикации 11.12.2023

Received 04.06.2023

Revised 20.09.2023

Accepted 11.12.2023



УДК 658.562.012.7

DOI 10.17073/0368-0797-2024-1-121-131



Оригинальная статья

Original article

КОНТРОЛЬНЫЕ КАРТЫ ШУХАРТА – ПРОСТОЙ, НО НЕ ЛЁГКИЙ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ ИНСТРУМЕНТ АНАЛИЗА ДАННЫХ

В. Л. Шпер¹, С. А. Шереметьева¹, В. Ю. Смелов^{1,2}, Е. И. Хунузиди^{1,3} ¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)² «ГПБ Комплект» (АО) (Россия, 11505, Москва, Валовая ул., 6)³ ООО «АтомТехноТест» (Россия, Москва, 123022, 2-я Звенигородская ул., 13, стр. 37)

el_hun@mail.ru

Аннотация. Контрольные карты Шухарта (ККШ) – мощный и технически весьма простой инструмент анализа вариабельности процессов, но одновременно он не может быть полностью алгоритмизирован и требует глубокого знания процесса в сочетании с дополнительным анализом данных. Хотя сами по себе ККШ известны очень давно, число работ огромно и стандарты на применение карт внедрены в большинстве стран мира, существует несколько принципиально важных проблем их эффективного применения, которые практически не находят своего отражения ни в научно-исследовательской, ни в учебной литературе. Именно этим проблемам и посвящена данная работа. В частности, исследованы два аспекта стандартного допущения о нормальности закона распределения данных. Сначала авторы изучили широко распространенное заблуждение о том, что результаты измерений всегда распределены в соответствии с законом Гаусса. Затем показали, что отклонение реальной функции распределения данных от нормальности может при определенных условиях приводить к существенным изменениям в методике построения и интерпретации контрольных карт. Далее, на примере конкретного процесса, было рассмотрено, как правильно и как неправильно строить и интерпретировать ККШ, после чего исследована принципиально важная проблема операционного определения особых/специальных причин вариаций. Авторы предлагают ввести два типа особых причин: не меняющих (*I*-тип) и изменяющих (*X*-тип) систему. В конце работы рассмотрен вопрос о том, как правильно организовать работу с ККШ. Подчеркнуто, что построение и интерпретация контрольной карты – это всегда системная проблема взаимодействия между процессами и людьми, работающими над улучшением этих процессов.

Ключевые слова: контрольные карты Шухарта, ненормальность, индексы воспроизводимости, построение карт

Для цитирования: Шпер В.Л., Шереметьева С.А., Смелов В.Ю., Хунузиди Е.И. Контрольные карты Шухарта – простой, но не легкий для применения инструмент анализа данных. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):121–131.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-121-131>

SHEWHART CONTROL CHARTS – A SIMPLE BUT NOT EASY TOOL FOR DATA ANALYSIS

V. L. Shper¹, S. A. Sheremetyeva¹, V. Yu. Smelov^{1,2}, E. I. Khunuzidi^{1,3} ¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)² GPB Complect (JSC) (6 Valovaya Str., Moscow 11505, Russian Federation)³ LLC “AtomTekhnoTest” (13 bld. 37 2nd Zvenigorodskaya Str., Moscow 123022, Russian Federation)

el_hun@mail.ru

Abstract. Shewhart control charts (ShCCs) are a powerful and technically simple tool for process variability analysis. However, simultaneously, they cannot be fully algorithmized and require deep process knowledge together with additional data analysis. ShCCs are well known, though, and the number of papers is great, as well as standards on ShCCs work in most countries, there are some serious obstacles for their effective application which are not being discussed in either educational or scientific literature. Just these problems are being considered in this paper. We analyzed two sides of standard assumption about data normality. First, we discuss the widely-spread misconception that measurement data are always distributed according Gauss law. Then, it is shown how the deviation from normality may impact the method of ShCCs' constructing and interpreting. Using a specific process data, we debate on right and wrong ways to build ShCC. Further, the paper describes two new definitions of assignable causes of variation: not changing (*I*-type) and changing (*X*-type) the system. At the end, we discuss how the work with ShCCs should be organized

effectively. It is outlined that creating and analyzing ShCCs is always a system question of interaction between the process and the person who tries to improve this process.

Keywords: Shewhart control charts, non-normality, capability indices, chart construction

For citation: Shper V.L., Sheremetyeva S.A., Smelov V.Yu., Khunuzidi E.I. Shewhart control charts – A simple but not easy tool for data analysis. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):121–131. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-121-131>

*Все модели неверны,
Но некоторые полезны.
Джордж Бокс*

ВВЕДЕНИЕ

Хорошо известно, что контрольные карты Шухарта (ККШ) – это основной инструмент анализа стабильности процессов, используемый практически во всех сферах человеческой деятельности. Они были изобретены Уолтером Шухартом, гением качества, почти 100 лет назад. Две знаменитые книги Шухарта вышли в 1931 и 1939 г. и были переизданы факсимиле Американским Обществом Качества в 1980 и 1986 г. [1; 2]. У. Деминг, друг и соратник Шухарта, написал краткое предисловие к изданию 1939 г., которое заканчивается следующими словами: «*Возможно еще полстолетия пройдет, прежде чем вклад доктора Шухарта в систему образования, науку и промышленность будет полностью признан*» [2]. В данной работе обсуждаются некоторые проблемы на пути к указанной Демингом цели. Прежде всего, кратко рассмотрим, насколько успешно ККШ распространяются по миру. Затем объясним, почему ККШ – это простой, но совсем не легкий для применения инструмент анализа данных. Для этого будут использованы ранее опубликованные работы авторов и только что полученные новые резуль-

таты. В конце будут изложены соображения по дальнейшим исследованиям.

ПРИМЕНЕНИЕ ККШ – ТЕКУЩЕЕ СОСТОЯНИЕ

На первый взгляд с применением ККШ все хорошо. Они успешно используются практически повсеместно в различных отраслях (например, в металлургии, автомобильной промышленности, при производстве полупроводников, в авиации, сельском хозяйстве, государственных организациях, здравоохранении, образовании, и т. д.).

ККШ как один из методов статистического управления процессами (SPC) достаточно часто упоминается в литературных источниках [3 – 6], которые включают в себя как давно изданные книги, считающиеся классикой в области SPC, так и достаточно новые издания [7 – 10]. Есть и международные стандарты по ККШ, как, например, [11], и множество информационных страниц в Интернете с советами по применению ККШ.

Тем не менее, существуют по меньшей мере две причины, не позволяющие сказать, что в области контрольных карт все в порядке. Первая проблема – это снижение интереса к ККШ среди статистиков и практиков. Об этом свидетельствуют данные, изображенные на рис. 1 и количество публикаций по теме в ведущих

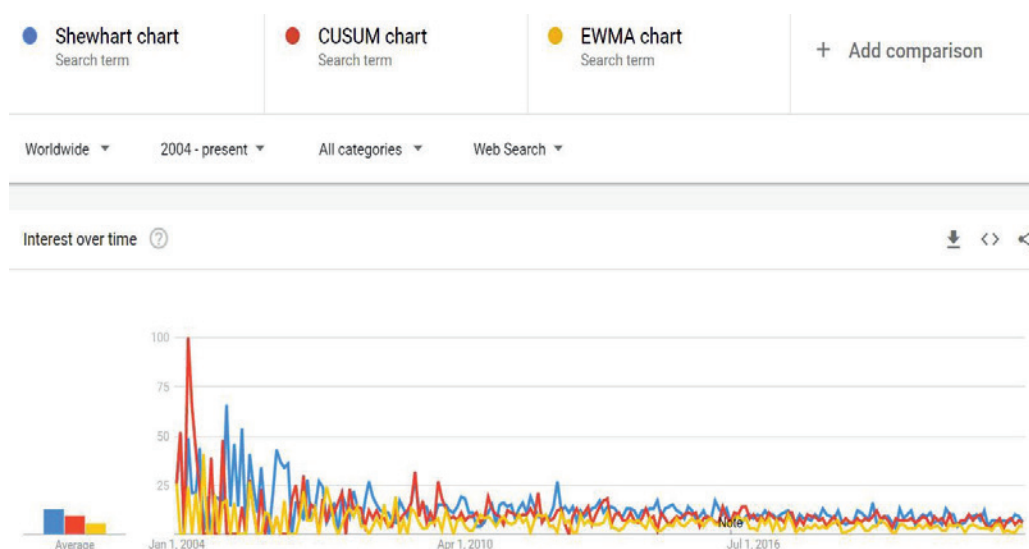


Рис. 1. Динамика интернет-запросов по ККШ и двум конкурирующим с ними инструментам (кумулятивным картам и картам с экспоненциально-взвешенным скользящим средним) в мире с 2004 г.

Fig. 1. Dynamics of internet requests to ShCCs and two its competitors (cumulative charts and charts with exponentially weighted moving average) throughout the World since 2004

журналах. Именно этот вопрос недавно обсуждался в работе [12]. Частично это можно объяснить формально-бюрократическим внедрением ККШ, чего требуют некоторые международные стандарты. Другая проблема – явный недостаток новых исследований в области ККШ, выходящих за рамки традиционных моделей базовых контрольных карт. Речь идет не о разработке новых типов карт, которых и так появляется достаточно много. Имеется в виду расширение областей применения карт за пределы тех допущений, которые традиционно используются в теории ККШ. Вот некоторые редкие примеры таких исследований. В 2011 г. была опубликована работа «Особые причины вариаций и статистические модели: новый подход к старой теме» [13]. Авторы (один из которых является соавтором данной статьи) предложили разделить особые причины вариаций на те, которые вызваны вмешательством, имеющим ту же самую функцию распределения (ФР), что и исходный процесс, и те, которые порождены иной ФР. Первый подход использовался во всех предыдущих публикациях, второй показал, что результирующая оперативная характеристика (вероятность выхода точки за границы карты) может сильно отличаться от описанной во всех учебниках. В 2017 г. была опубликована работа [14], которая поднимала очень важный вопрос о значении порядка следования данных: на самом деле процессов со случайными данными почти не бывает, но вся существующая теория ККШ основана на предположении, что данные процесса полностью случайны. В 2021 г. появилась статья о влиянии кратковременного смещения среднего на поведение ККШ [15]. Было показано, что в условиях кратковременного смещения карта средних может потерять свое преимущество перед картой индивидуальных значений, что противоречит всем руководствам по SPC. Эти три примера – капля в море разнообразных возможностей расширения традиционного подхода к ККШ за счет расширения границ тех допущений, какие уже много десятилетий используются в стандартных моделях.

Настоящая работа продолжает расширять список условий, игнорируемых традиционно. На этот раз откажемся от обычного допущения о нормальном распределении параметров процесса и обсудим ряд последствий этого решения. Кроме того, рассмотрим различные типы особых причин вариабельности и их влияние на применение ККШ.

ВЛИЯНИЕ ОТСУТСТВИЯ НОРМАЛЬНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА НА РАБОТУ ККШ

Этот раздел состоит из двух частей. Сначала обсудим, всегда ли результаты измерений распределены нормально. Затем продемонстрируем, как меняются пределы ККШ, когда ФР ненормально, и опишем наиболее удобный для практиков способ учета этого обстоятельства.

Всегда ли результаты измерений распределены нормально? Такого широко распространенного мнения многих авторов, книг и даже стандартов. Например, в стандарте [11] говорится следующее: «Применение контрольных карт для количественных данных предполагает в данном стандарте, что контролируемая характеристика подчиняется нормальному распределению (распределению Гаусса), причем отклонения от этого распределения влияют на эффективность карт. Коэффициенты, используемые для вычисления контрольных границ, выведены для нормального распределения характеристик. Поскольку обычно контрольные границы используют как эмпирические критерии при принятии решений, *разумно малые отклонения от нормальности* могут иметь место. В соответствии с центральной предельной теоремой, выборочные средние имеют распределение, приближающееся к нормальному, даже когда отдельные наблюдения не подчиняются нормальному закону. Это обосновывает возможность предположения о нормальности для $\bar{X}$ -карт даже при объемах выборок столь малых, как 4 или 5 единиц. Если использовать отдельные наблюдения для изучения возможностей процесса, истинное распределение важно. Распределения размахов и стандартных отклонений не являются нормальными, хотя предположение о нормальности использовано при определении коэффициентов для вычисления контрольных границ карт размаха и стандартного отклонения. *Небольшие отклонения* распределения характеристики процесса от нормального распределения не должны быть препятствием в использовании таких карт, как эмпирической процедуры принятия решений» (курсив авторов).

Но что такое «*разумно малые отклонения от нормальности*» или «*небольшие отклонения*»? Эти фразы не дают никакого операционального определения [16] того, какое изменение закона распределения следует считать существенным. Недавние результаты [17] позволили определить эти фразы операционально и дали возможность предложить алгоритм построения ККШ в условиях очевидного отсутствия нормальности ФР.

Одна из самых распространенных ошибок относительно универсальности нормального закона – мнение о том, что результаты измерений всегда распределены в соответствии с кривой Гаусса. Чтобы проверить эту гипотезу на практике, были взяты три детали и измерены каждая 150 раз одним и тем же инструментом. Результаты показаны на рис. 2. Все три детали взяты из одного процесса, но из разных точек интервала допуска. ККШ для деталей показали, что у первой и второй детали процессы стабильны, а у третьей число различных категорий равно трем. Все гистограммы оказались явно ненормальными, и проверка гипотезы о нормальности с помощью процедуры, представленной в работе [18], подтвердила этот вывод. Таким образом, можно утверждать, что результаты повторных

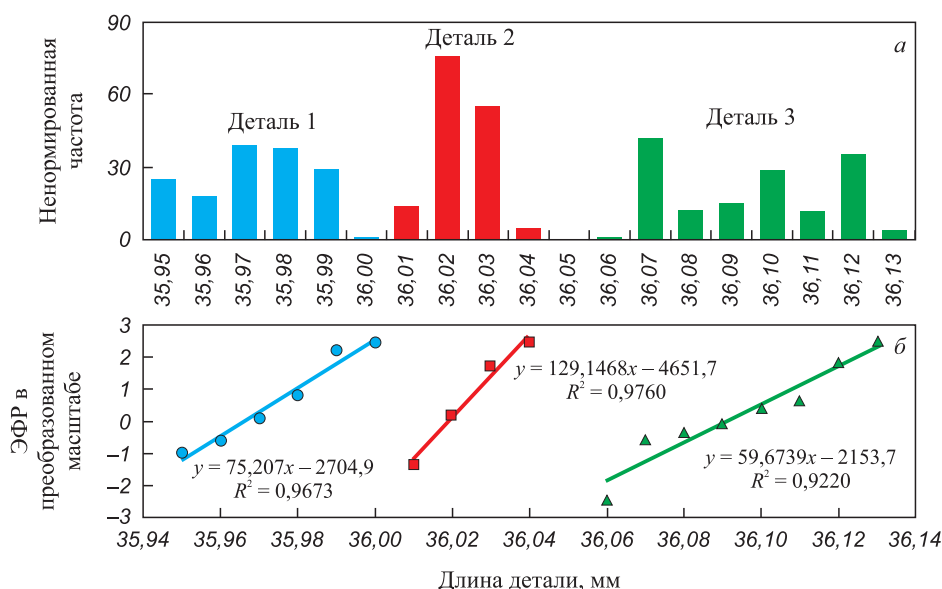


Рис. 2. Гистограммы и эмпирические ФР для многократных повторных замеров

Fig. 2. Histograms and empirical distribution functions (DFs) for many repeated measurements

измерений могут не подчиняться нормальному закону, как и результаты измерения любых объектов.

Как отсутствие нормальности ФР влияет на коэффициенты ККШ? Существует множество

процессов с ФР, заметно отличных от закона Гаусса. Как следует анализировать стабильность таких процессов, учитывая, что единственный инструмент определения стабильности процесса – это контрольная карта? Подробный обзор литературы и результаты моделирования асимметричных данных, полученные авторами, приведены в работе [17]. Здесь рассмотрены результаты сравнительного анализа ненормальных данных с помощью традиционного подхода и на базе предложенного в работе [17] алгоритма действий. Традиционный подход основан на процитированном выше утверждении из стандарта [11]. Однако, что скажут факты?

Для начала, были сгенерированы 400 выборок случайных чисел, подчиняющихся экспоненциальному распределению с параметром $\lambda = 0,01$ (каждая выборка состояла из 400 точек). Для этого с помощью Excel генерировали случайные числа из равномерной ФР и умножали их логарифмы на (-100) , что и дало экспоненциально распределенную выборку данных.

Гистограмма одной из полученных выборок показана на рис. 3, а. На рис. 3, б приведена эмпирическая ФР на вероятностной сетке экспоненциального распределения. Обе части рис. 3 демонстрируют, что распределение точек в выборке близко к экспоненциальному¹. Параметры описательной статистики: среднее = 105,5; стандартное отклонение = 105,0; асимметрия = 1,82; эксцесс = 3,78 (Внимание: Excel 2013 вычисляет избы-

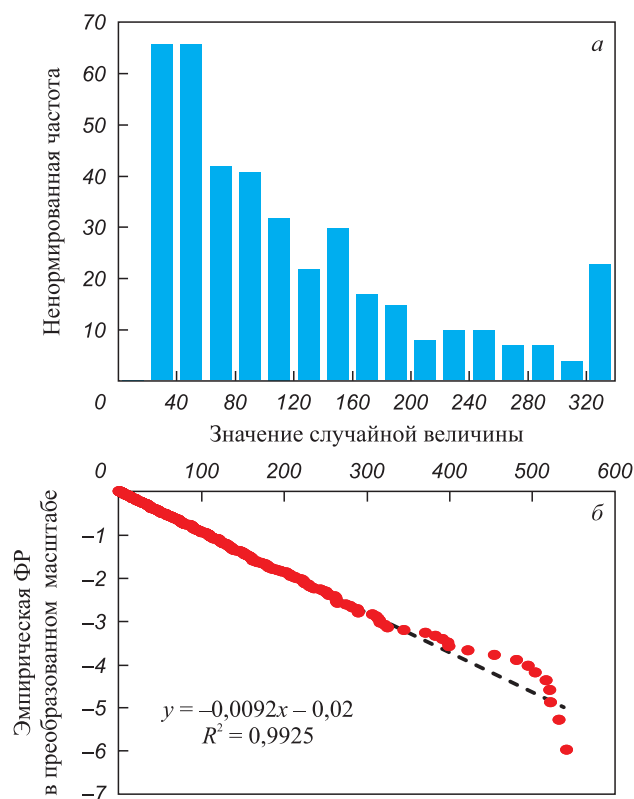


Рис. 3. Гистограмма (а) и эмпирическая ФР (б) для смоделированных случайных данных

Fig. 3. Histogram (a) and empirical DF (EDF) (b) for simulated random data

¹ Примечание для практиков. Анализируя свои данные, мы никогда не знаем, какой ФР их можно описать, если можно. Что же делать? Ответ: построить гистограмму (если число точек больше 50) или ящик-с-усами (если точек меньше 50). Во многих случаях картинка подскажет, можно ли использовать нормальное приближение. Иногда применение вероятностных сеток (нормальной, лог-нормальной, вейбулловской) может помочь.

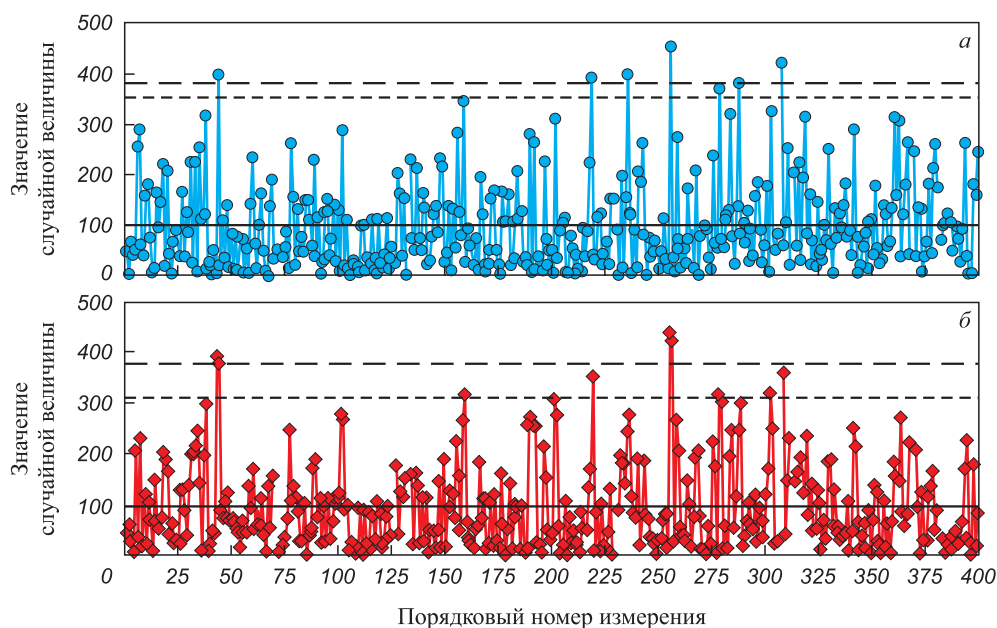


Рис. 4. Карта $x-mR$ для смоделированных данных:
а – x карта; б – mR карта

Fig. 4. $x-mR$ chart for simulated data:
а – x chart; б – mR chart

точный эксцесс); минимальное значение = 0,51; максимальное = 541,4; медиана = 73,9; первая квартиль = 31,1; третья = 142,8; верхний предел жестких выбросов равен 477,87, что позволило выявить восемь точек жестких выбросов (ЖВ)² (они очевидны на рис. 3, б).

После исключения ЖВ была построена контрольная карта индивидуальных значений и скользящих размахов ($x-mR$), используя стандартные значения коэффициентов ККШ [19]: $E_2 = 2,66$; $D_4 = 3,27$. Полученная $x-mR$ карта приведена на рис. 4. Контрольные пределы этой карты показаны пунктирными линиями. Процесс нестабилен, так как семь точек (1,8 % общего числа) на карте индивидуальных значений (x) и девять точек (2,2 %) на карте скользящих размахов (mR) лежат выше верхнего контрольного предела (ВКП). Однако, согласно результатам работы [17], для экспоненциальной ФР коэффициент d_2 должен быть равен 2,99 вместо 2,66. Рассчитанный по модифицированным коэффициентам предел показан на рис. 4 длинными штрихами. Видно, что теперь на карте x есть только шесть точек,

лежащих выше ВКП. Аналогично на карте mR вместо девяти точек имеем только четыре – уменьшение числа сигналов почти вдвое. Таким образом, в данном случае число ложных сигналов уменьшилось на 14 % для карты индивидуальных значений и на 44 % для карты скользящих размахов. Если бы была использована карта не средних, а медиан, результаты были бы такими же.

В качестве второго примера в таблице приведены ежемесячные данные о числе нарушений технологии на большом горно-обогатительном комбинате.

Вопрос: *повышенное значение в сентябре – это особая причина вариаций или нет? Или, другими словами, стабилен ли процесс?*

Чтобы ответить на этот вопрос, нужно построить карту $x-mR$. При использовании традиционного подхода к построению ККШ получаем следующие параметры карты: центральная линия (ЦЛ) = 20,7; средний скользящий размах (ССР) = 13,2; ВКП = 55,7. Следовательно, сентябрьское значение лежит выше ВКП. Исходя из этого, можно утверждать, что процесс нестабилен и нужно искать причину вмешательства. Однако этот результат был получен в рамках традиционного подхода. Оправдано ли его использование в данном случае?

² Для обнаружения ЖВ использован метод Тьюки с заменой коэффициента 1,5 на 3,0.

Нарушения технологической дисциплины на комбинате

Violations of technological discipline at the plant

Динамика нарушений технологии за год											
Январь	Февраль	Март	Апрель	Май	Июнь	Июль	Август	Сентябрь	Октябрь	Ноябрь	Декабрь
13	14	8	11	14	8	33	24	60	15	22	26

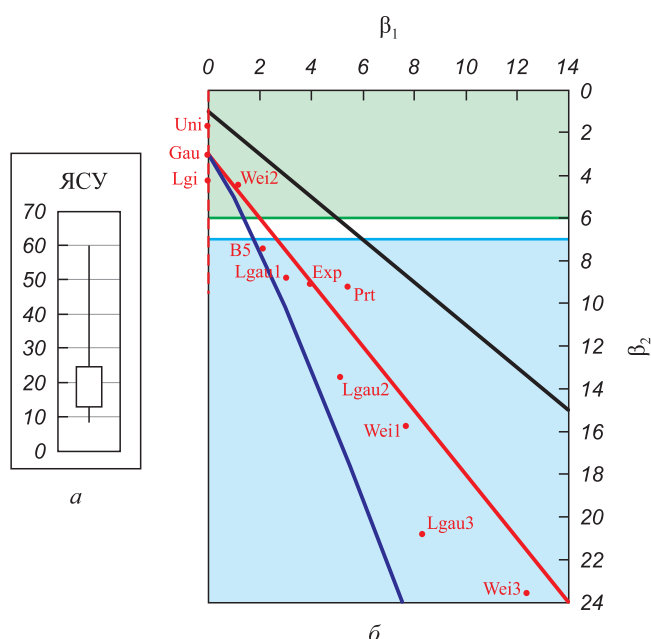


Рис. 5. Ящик-с-усами для данных таблицы (а) и плоскость кривых Пирсона из работы [17] (б)

Fig. 5. Box-and-whisker plot for Table data (a) and Pearson curve plane from [17] (b)

Поскольку объем выборки слишком мал, чтобы строить гистограмму, был построен ящик-с-усами (рис. 5). Из него видно, что данные явно асимметричны. Но значимо ли такое отличие от нормальности? Один из способов ответить на этот вопрос состоит в том, чтобы вычислить значения асимметрии и эксцесса. Excel дает значения 2,0 для асимметрии и 4,7 для эксцесса. Но Excel вычисляет избыточный эксцесс, так что реальное значение эксцесса равно 7,7. В работе [17] для значений эксцесса больше 7,0 в тех случаях, когда не известно, какая ФР соответствует нашим данным, предлагается брать значение коэффициента для ближайшей точки на плоскости кривых Пирсона (рис. 5, б). Для данных

из таблицы ближайшая точка – это B5 (ФР Барра). Значение E_2 для этой ФР = 2,81 и скорректированный ВКП = 57,7 [17]. Следовательно, сентябрьское значение остается выше ВКП, и вывод о стабильности процесса не меняется. Но если бы, например, данные были ближе к экспоненциальному распределению (если бы эксцесс оказался вблизи значения 9), то тогда скорректированный коэффициент равнялся бы 2,99, скорректированный ВКП был бы равен 60,1 и процесс оказался бы стабильным (т. е. нет специальных причин вариации на карте).

Эти примеры демонстрируют важную черту ККШ, которую часто упускают многие авторы, и которая редко бывает понята практиками: контрольная карта Шухарта – это инструмент, требующий тесного взаимодействия человека и процесса. Построение ККШ не может быть полностью алгоритмизировано [20]. Правильное применение ККШ требует глубокого понимания специфики процесса и, одновременно, знания теории контрольных карт. Авторы уверены, что отсутствие такого симбиоза может быть главной причиной большого числа неудачных применений столь мощного инструмента на практике.

НЕКОТОРЫЕ МЫСЛИ О СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССОВ И СОПУТСТВУЮЩЕМ АНАЛИЗЕ

Как уже было отмечено выше, контрольная карта Шухарта – единственный инструмент определения стабильности процесса. Однако могут существовать различные типы нестабильности, которые требуют различной реакции. Рассмотрим процесс, показанный на рис. 6. Это реальный процесс с данными, полученными от одного из машиностроительных заводов РФ. Технология изготовления рассматриваемой детали была постоянна все время наблюдения. Система производства тоже не менялась. Из рис. 6 видно, что процесс производит детали, находящиеся внутри допусков (брак отсутствует), так что потребитель удовлетворен.

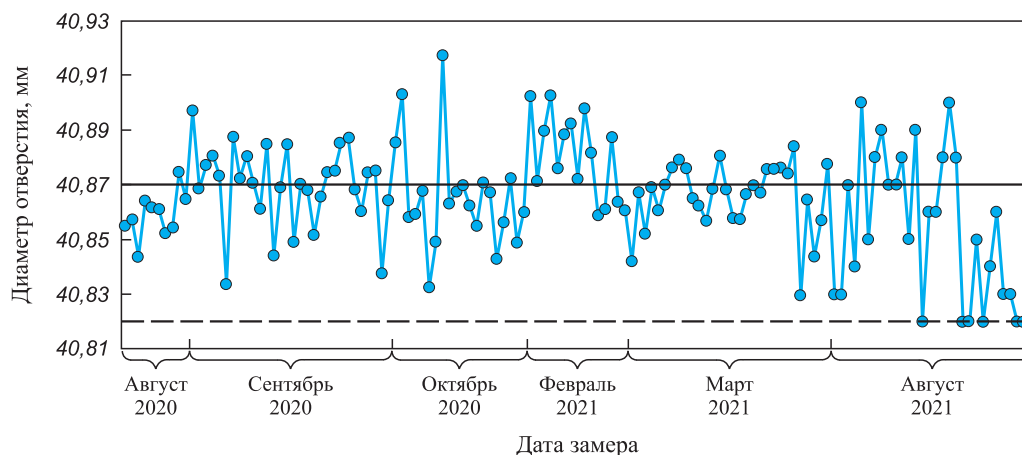


Рис. 6. Карта хода процесса для отверстия диаметром $40,87 \pm 0,05$

Fig. 6. Run chart for the hole diameter $40,87 \pm 0,05$

Но что можно сказать о стабильности процесса? Обсудим ответ сначала с точки зрения инженера, малознакомого с процедурой SPC (будем называть его новичком), а затем с точки зрения опытного в методах SPC пользователя (эксперт).

Новичок возьмет все данные без каких-либо сомнений и получит карту $x-mR$, показанную на рис. 7. ЦЛ будет равна 40,865, ВКП = 40,913, нижний контрольный предел (НКП) = 40,817. Эта карта говорит, что процесс нестабилен (одна точка над ВКП и четыре точки над ВКПсР на карте mR). Или процесс был стабилен в августе и сентябре 2021 г. и в марте 2022 г., но стал нестабилен в октябре 2021 г. и в марте 2022 г. Никаких проблем у новичка не возникнет и с расчетом индекса воспроизводимости процесса (ИВП): C_p будет равно 1,04 (0,1 делим на 6 сигм, сигма = (средний скользящий размах)/ d_2). Значение C_p , равное 1,04, соответствует потенциальному уровню несоответствий (УН), равному 0,18 % или выходу годных (РУ) = 99,82 %.

Эксперт скажет, что процесс явно неоднороден и его следует стратифицировать на однородные сегменты. Такая стратификация показана на рис. 8. Видны четыре участка с различными значениями ЦЛ и разными контрольными пределами:

Участок 1: август – октябрь 2020 г.

ЦЛ = 40,8665; ЦЛ mR = 0,0173; ВКП = 40,9124; НКП = 40,8206; ВКП mR = 0,0564.

Участок 2: февраль 2021 г.

ЦЛ = 40,8830; ЦЛ mR = 0,0189; ВКП = 40,9331; НКП = 40,8329; ВКП mR = 0,0616.

Участок 3: март 2021 г.

ЦЛ = 40,8662; ЦЛ mR = 0,0123; ВКП = 40,8990; НКП = 40,8334; ВКП mR = 0,0403.

Участок 4: конец марта и август 2021 г.

ЦЛ = 40,8537; ЦЛ mR = 0,0256; ВКП = 40,9218; НКП = 40,7856; ВКП mR = 0,0837.

Значения ИВП для каждого участка будут следующими: участок 1: C_p = 1,09; участок 2: C_p = 1,00; участок 3: C_p = 1,53; участок 4: C_p = 0,73. Если вычислить УН для каждого участка, то полученные значения будут меняться от 4,7 до 27 525 ppm. Разброс очень широкий, поэтому вопросы очевидны:

- какой способ анализа лучше подходит для совершенствования процесса;
- как следует интерпретировать стабильность такого процесса.

Начнем со второго вопроса.

РАЗЛИЧНЫЕ ТИПЫ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССОВ

Представляется очевидным, что существуют разные типы нестабильности. Вот как обычный тип был описан доктором Демингом в предисловии к книге Шухарта 1939 г. [2]: «Главная задача контрольных карт – разделить рациональным образом вариацию на две составляющие: (1) собственно системную (доктор Шухарт называл это «случайными причинами»), ответственность менеджмента; и (2) особые причины, которые Деминг назвал «специальными», конкретные для некоторого эфемерного (мимолетного, непродолжительного)

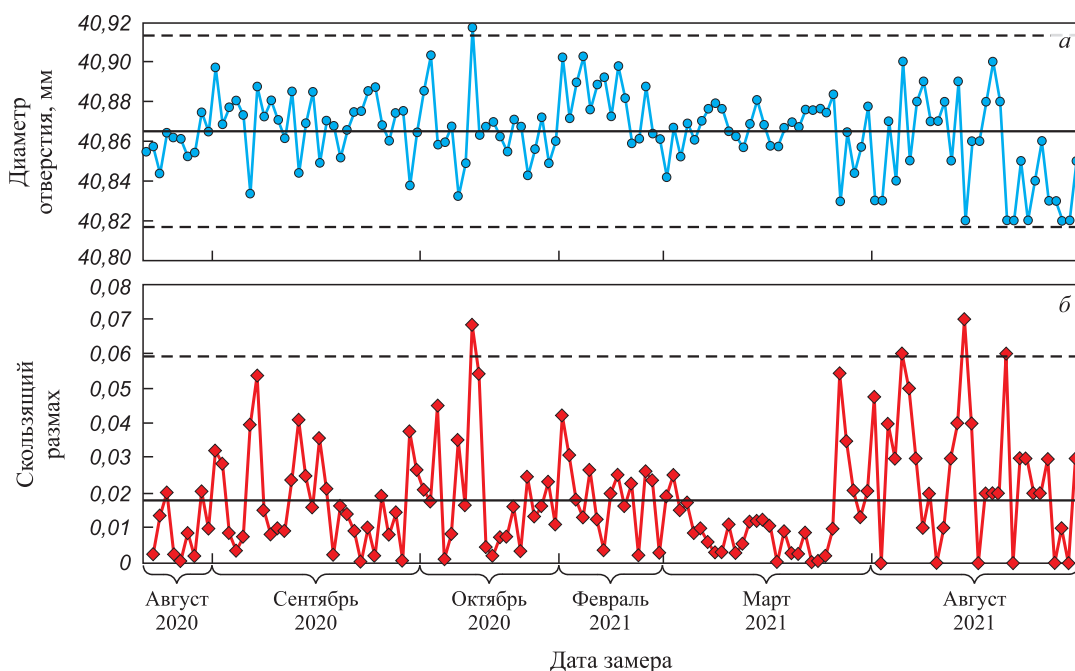


Рис. 7. Карта $x-mR$, построенная новичком:
а – не стратифицированная x карта; б – не стратифицированная mR карта

Fig. 7. $x-mR$ chart constructed by a novice:
а – not stratified x chart; б – not stratified mR chart

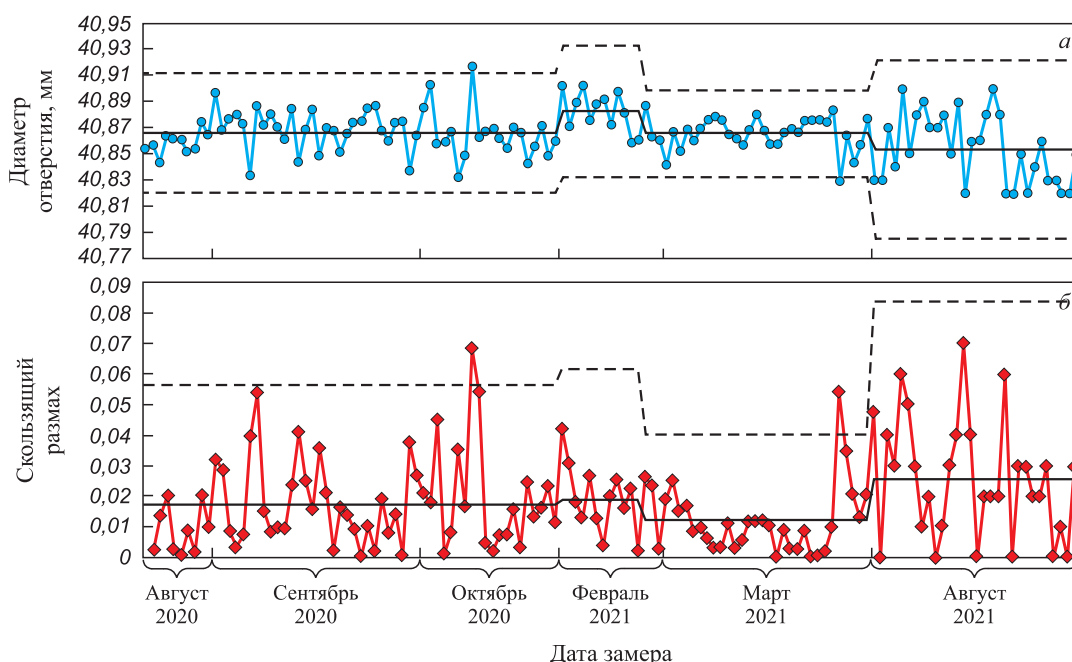


Рис. 8. Карта $x-mR$, построенная экспертом:
а – стратифицированная x карта; б – стратифицированная mR карта

Fig. 8. $x-mR$ chart constructed by an expert:
а – stratified x chart; б – stratified mR chart

события, которые обычно можно выявить и устранить. Процесс находится в статистически управляемом состоянии, когда на него более не влияют специальные причины. Работа процесса, находящегося в статистически управляемом состоянии, предсказуема³. Рис. 9 воспроизведен из работы [21], где авторы обсуждали различные типы особых причин вариаций, существую-

щие в разных процессах. В трех из четырех картинок можно видеть скачок среднего процесса, выбросы и дрейф среднего. Однако только рисунок с выбросами соответствует «эфемерному событию», которое упоминал Деминг в вышеприведенной цитате. И это не только точка зрения Деминга. В работе [22] У. Вудал дает следующее определение: «Считается, что “общие причины” вариаций возникают благодаря внутренней природе процесса и не могут быть изменены без изме-

³ Перевод авторов.

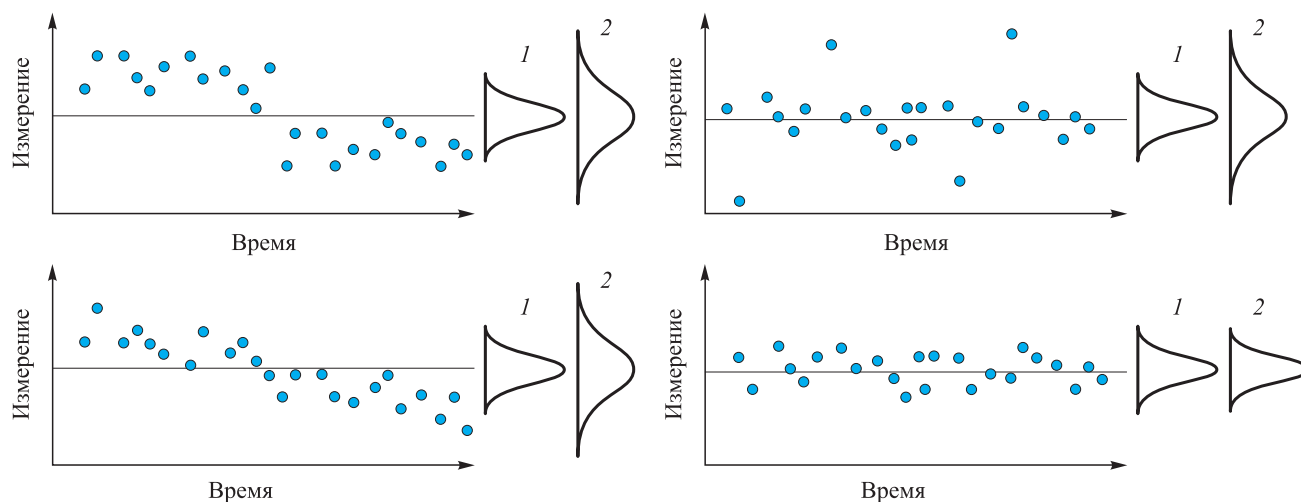


Рис. 9. Различные типы вариаций:
1 – кратковременная; 2 – долговременная

Fig. 9. Different types of variation:
1 – short-term; 2 – long-term

нения самого процесса. “Особые причины” вариаций – это необычные удары (толчки, сотрясения) или другие нарушения (сбои, срывы), причины которых можно и нужно устранить».

Очевидно, две левые картинка на рис. 9 демонстрируют изменения процесса вследствие какой-то причины. Но как она называется? Общая или особая? Поскольку общие причины принято считать чем-то «постоянным» (именно этот термин использовал Шухарт в своих книгах [1; 2]) и внутренне присущим собственно процессу, то причины изменения процесса на рис. 9 слева следует считать особыми. Однако они явно отличаются от выбросов и других эфемерных (кратковременных) событий. Поэтому видится целесообразным ввести в рассмотрение различные типы особых (специальных) причин. В работе [13] авторы предложили ввести два типа особых причин вариаций. Слегка изменив формулировки работы [13], авторы предлагают следующие определения:

Определение 1. Особая причина вариаций типа *I* (*Intrinsic* внутренняя) не меняет систему, в которой работает процесс (например, не меняет тип основополагающей ФР). Как следствие, вполне естественно считать, что этот тип особых причин принадлежит системе (хотя это не есть необходимое условие).

Определение 2. Особая причина типа *X* (*eXtrinsic* – внешняя) изменяет систему, в которой работает процесс (например, изменяет тип основополагающей ФР). Как следствие, вполне естественно считать, что этот тип особой причины не принадлежит системе (хотя это тоже не есть необходимое условие).

Если научное сообщество согласится с предложением авторов, то разница между новичком и экспертом сведется к пониманию разницы между различными типами особых причин. В любом случае, рассматриваемый процесс нестабилен. Однако разные типы нестабильности отличаются друг от друга принципиально. Нестабильность типа *I* требует поиска коренных причин вмешательства внутри системы. Этот поиск должен осуществляться командой процесса, поскольку именно они досконально и лучше, чем кто-либо другой знают и процесс, и систему в целом. Нестабильность типа *X* требует поиска коренной причины вне системы. Доктор Деминг часто повторял: «Системой нужно управлять. Система не может управлять сама собой» [23]. Поиск коренных причин в этом случае должно выполнять высшее руководство, ответственное за систему в целом.

КАКОЙ ВАРИАНТ АНАЛИЗА БОЛЕЕ ПРИГОДЕН ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ПРОЦЕССА

Ответ понятен – это зависит от цели и состояния процесса. Оба подхода могут оказаться верными для одной ситуации и неверными для другой. Такое заключение возвращает к началу статьи. По сути, ККШ очень

просты технически и совсем не просты для реального применения. Формулы, на которых основаны расчеты параметров карт, доступны ученику начальной школы. Однако правильное применение ККШ требует глубокого понимания как анализируемого процесса, так и хорошего знания многочисленных допущений и ограничений, используемых на практике. Кроме того, нужно уметь объединять знания из различных областей деятельности в своей практике. Вот почему возможно наилучший подход к правильному использованию ККШ – командная работа. Авторы согласны с выводом работы [12]: «Чтобы начать движение в сторону реализации мечты Г. Уэллса – “Статистическое мышление когда-нибудь станет такой же необходимостью, как умение читать и писать” – нужно начать внедрение идей статистического мышления в программу начальной школы». Это означает, что обучение базовым основам построения ККШ должно быть включено в школьную программу.

Выводы

Проанализировано текущее состояние дел в области применения ККШ и обнаружено, что несмотря на их повсеместное применение во всем мире, существует много проблем, препятствующих более эффективному использованию этого мощного инструмента на практике. Чтобы уменьшить число таких проблем, предлагается следующее:

- отказаться от допущения о нормальности данных при анализе измерительных систем;
- использовать новые константы при расчете контрольных пределов на ККШ, если данные процесса явно ненормальны;
- использовать новый подход при определении особых причин вариаций.

Эти идеи, при условии их внедрения, будут иметь глубокое влияние на применение ККШ практиками. Они позволят существенно уменьшить число ошибочных решений при анализе реальных данных, т. е. улучшить качество управления соответствующими процессами.

Возможно, самая далеко идущая идея, вытекающая из результатов исследования, может быть сформулирована следующим образом – правильное применение ККШ не может быть полностью алгоритмизировано. Такие операции, как выбор однородных участков процесса, выбор типа карты, выбор длительности фазы 1, выбор правильных коэффициентов для расчета контрольных пределов требуют глубокого знания специфики процесса и дополнительного анализа, например, ФР или порядка следования данных и др. Это знание не может быть встроено в статистические программы заранее, оно рождается в процессе взаимодействия человека, который управляет процессом, и, собственно, самим процессом.

Авторы надеются, что данная статья поможет продвижению простой мысли: контрольная карта Шухарта кажется очень простым инструментом SPC, но это впечатление обманчиво, так как она не может быть использована эффективно без глубокого понимания самого процесса и знания основ теории вариабельности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Shewhart W. Economic Control of Quality of Manufactured Product. Milwaukee: ASQ Quality Press.; 1980:501.
- Shewhart W. Statistical Methods from the Viewpoint of Quality Control. N.Y.: Dover Publications, Inc.; 1986:163.
- Kume H. Statistical Methods for Quality Improvement. The Association for Overseas Technical Scholarship (AOTS); 1985:231.
- Wheeler D. Advanced Topics in Statistical Process Control. Knoxville: SPC Press, Inc.; 1995:484.
- Alwan L.C. Statistical Process Analysis. Irwin: McGraw-Hill series in operations and decision sciences; 2000:768.
- Rinne H., Mittag H.-J. Statistische Methoden der Qualitätssicherung. Fernuniversität-Gesamthochschule-in-Hagen, Deutschland, Fachbereich Wirtschaftswissenschaft; 1993: 615. (In Germ.).
- Schindowski E., Schürz O. Statistische Qualitätskontrolle. Berlin: Veb Verlag Technik; 1974:636. (In Germ.).
- Murdoch J. Control Charts. The Macmillan Press, Ltd; 1979:150.
- Montgomery D.C. Introduction to Statistical Quality Control. 6th ed. John Wiley & Sons; 2009:752.
- Balestracci D. Data Sanity: A Quantum Leap to Unprecedented Results. Medical Group Management Association; 2009:326.
- ГОСТ Р ИСО 7870-2-2015. Статистические методы. Контрольные карты. Часть 2. Контрольные карты Шухарта. М.: ФГУП «СТАНДАРТИНФОРМ»; 2016:46.
- Шереметьева С.А., Шпер В.Л. Бизнес и теория вариабельности: дружба или непонимание. *Стандарты и качество*. 2022;(2):92–97.
<http://doi.org/10.35400/0038-9692-2022-2-72-21>
- Sheremetyeva S.A., Shper V.L. Business and variation: friendship or misunderstanding. *Standards and Quality*. 2022;(2):92–97. (In Russ.).
<http://doi.org/10.35400/0038-9692-2022-2-72-21>
- Adler Y., Shper V., Maksimova O. Assignable causes of variation and statistical models: Another approach to an old topic. *Quality and Reliability Engineering International*. 2011;27(5):623–628. <https://doi.org/10.1002/qre.1207>
- Shper V., Adler Y. The importance of time order with Shewhart control charts. *Quality and Reliability Engineering International*. 2017;33(6):1169–1177.
<http://doi.org/10.1002/qre.2185>
- Shper V., Gracheva A. Simple Shewhart control charts: Are they really so simple? *International Journal of Industrial and Operations Research*. 2021;4(1):010.
<http://doi.org/10.35840/2633-8947/6510>
- Deming W. Out of Crisis. Cambridge, Massachusetts: The MIT Press; 1987:524.
- Shper V., Sheremetyeva S. The impact of non-normality on the control limits of Shewhart's charts. *Тяжелое машиностроение*. 2022;(1–2):16–29.
Shper V., Sheremetyeva S. The impact of non-normality on the control limits of Shewhart's charts. *Tyazheloye Mashinostroyeniye*. 2022;(1–2):16–29.
- Ryan T.A., Joiner B.L. *Normal Probability Plots and Tests for Normality*. Available at: <https://www.additive-net.de/de/component/jdownloads/send/70-support/236-normal-probability-plots-and-tests-for-normality-thomas-a-ryan-jr-bryan-l-joiner>
- Уилер Д., Чамберс Д. Статистическое управление процессами. Оптимизация бизнеса с использованием контрольных карт Шухарта. Москва: Альпина Бизнес Букс; 2009:409.
- Адлер Ю.П. Алгоритмически неразрешимые задачи и искусственный интеллект. *Экономика и управление: проблемы, решения*. 2018;7/77(5):17–24.
Adler Yu.P. Algorithmically unsolvable problems and artificial intellect. *Economics and management: problems, solutions*. 2018;7/77(5):17–24. (In Russ.).
- Jensen W., Szarka J. III, White K. A better picture. *Quality Progress*. 2020;53(1):41–49.
- Woodall W. Controversies and contradictions in statistical process control. *Journal of Quality Technology*. 2000;32(4):341–350.
<https://doi.org/10.1080/00224065.2000.11980013>
- Deming W. The Essential Deming. Leadership Principles from the Father of Quality. Orsini J. ed. N.Y.: McGraw-Hill; 2013:336.

Сведения об авторах

Владимир Львович Шпер, к.т.н., доцент кафедры сертификации и аналитического контроля, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: vlad.shper@gmail.com

Светлана Алексеевна Шереметьева, аспирант кафедры сертификации и аналитического контроля, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: prosto_sveta92@mail.ru

Владимир Юрьевич Смелов, к.т.н., доцент кафедры сертификации и аналитического контроля, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»; технический директор, «ГПБ Комплект» (АО)
ORCID: 0000-0002-9438-4054
E-mail: b.c.21@mail.ru

Information about the Authors

Vladimir L. Shper, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Certification and Analytical Control, National University of Science and Technology "MISIS"
E-mail: vlad.shper@gmail.com

Svetlana A. Sheremetyeva, Postgraduate of the Chair of Certification and Analytical Control, National University of Science and Technology "MISIS"
E-mail: prosto_sveta92@mail.ru

Vladimir Yu. Smelov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Certification and Analytical Control, National University of Science and Technology "MISIS"; Technical Director, GPB Complex (JSC)
ORCID: 0000-0002-9438-4054
E-mail: b.c.21@mail.ru

Елена Ивановна Хунузиди, к.т.н., доцент кафедры сертификации и аналитического контроля, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»; руководитель отдела по обеспечению качества, ООО «АтомТехноТест»

ORCID: 0000-0002-2396-6911

E-mail: el_hun@mail.ru

Elena I. Khunuzidi, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Certification and Analytical Control, National University of Science and Technology "MISIS"; Head of Division of Quality Assurance, LLC "Atom-TekhnTest"

ORCID: 0000-0002-2396-6911

E-mail: el_hun@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. Л. Шпер – формирование основной концепции, цели и задачи исследования, формирование выводов.

С. А. Шереметьева – планирование и выполнение численного моделирования, проведение сопутствующих расчетов, доработка текста.

В. Ю. Смелов – подготовка текста, оформление графических материалов, обсуждение выводов.

Е. И. Хунузиди – научное руководство, анализ результатов исследований, корректировка выводов.

V. L. Shper – formation of the basic concept, research goal and objectives; formulation of conclusions.

S. A. Sheremetyeva – planning and making simulation, calculations, revision of the text.

V. Yu. Smelov – writing the text, graphic design, discussion of conclusions.

E. I. Khunuzidi – scientific guidance, analysis of results, correction of conclusions.

Поступила в редакцию 04.03.2023

После доработки 20.11.2023

Принята к публикации 11.12.2023

Received 04.03.2023

Revised 20.11.2023

Accepted 11.12.2023



Редакционная статья

Editorial article

К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ВУЛИ АРШАКОВИЧА ГРИГОРЯНА



17 марта 2024 г. исполняется 100 лет со дня рождения выдающегося ученого-металлурга, лауреата государственной премии СССР, доктора технических наук, профессора Вули Аршаковича Григоряна.

В.А. Григорян родился 17 марта 1924 г. в г. Ереване. После смерти отца в 1928 г. семья переехала в Москву. Учился он в школе № 628 и ближе к окончанию мечтал поступить в Ленинградское военно-морское училище или в Московский институт стали (МИС). Выпуск пришелся на начало войны. Несмотря на военное положение, в вузах шел набор. Он решил поступить в МИС на специализацию, связанную с электрометаллургией, которую считал наиболее перспективной.

Занятия начались в сентябре, но уже в октябре, в связи с наступлением немцев на Москву, были приостановлены и возобновились они лишь в 1943 г. Гри-

горян успешно совмещал учебу в институте с общественной работой. Первый урок жизни он получил от Елютина Вячеслава Петровича (1945 – 1951 гг. – директор МИС им. И.В. Сталина, далее министр высшего и среднего образования СССР), который, озабоченный питанием студентов, в одном из подмосковных совхозов нашел неосвоенный участок земли, пригодный для выращивания овощей, и договорился о передаче его институту. Будучи ответственным от комсомола за сельхозработы, Григорян под руководством Елютина смог организовать летнюю работу студенческих отрядов так, чтобы институтская столовая была обеспечена картошкой и другими овощами весь год.

После окончания института в 1948 г. Григорян был оставлен в аспирантуре на кафедре электрометаллургии стали и ферросплавов, которую к тому времени возглавлял академик А.М. Самарин, ученый с мировой известностью. Под его руководством Григорян в 1951 г. защитил кандидатскую диссертацию и был приглашен профессором А.Б. Жуховицким на кафедру физической химии, где прошел путь от ассистента до профессора. В 1964 г. Вули Аршакович защитил докторскую диссертацию на тему «Перенос компонентов в системе металл-шлак-газовая фаза». Широкое признание получили результаты его исследования по термодинамике и кинетике металлургических систем, выполненные совместно с профессором, заведующим кафедрой А.А. Жуховицким.

В 1964 – 1968 гг. Григорян – декан физико-химического факультета, который в эти годы пользовался большой популярностью среди студентов-металлургов. В этот период на физико-химическом факультете была организована учебная группа (ФХ-3), которая на старших курсах распределялась по трем специальным кафедрам (МС, ЭМСиФ и РТП) факультета металлургии черных металлов для выполнения дипломных работ, ориентированных на конкретные металлургические процессы.

В 1969 г. Вули Аршакович возглавил кафедру электрометаллургии стали и ферросплавов, которой он руководил около 30 лет, вплоть до 1999 г. В этот период на специальных технологических кафедрах не было достаточных сил для теоретических разрабо-

ток в области металлургии, они были сосредоточены в основном на кафедре теории металлургических процессов. Для Григоряна было очевидно и понятно, что совершенствование технологии производства и поиск новых способов выплавки металлов невозможно без глубокого понимания физико-химической сущности и природы металлургических процессов. Были расширены исследования взаимодействия газов с жидким металлом, окисленных процессов, раскисления стали и др. Начаты глубокие систематические физико-химические и технологические исследования электросталеплавиловых процессов. Они позволили разработать теорию глубокого рафинирования легированных расплавов от углерода, серы и других примесей, сформулировать термодинамические условия окислительной (газовой и флюсовой) и восстановительной дефосфорации высоколегированных расплавов. Были изучены рафинировочные возможности плазменного разряда, условия дефосфорации и поведения азота при плазменной плавке. Эти исследования существенно расширили представление о термодинамике жидких сплавов, природе неметаллических включений и способах их удаления. Значительное внимание было уделено изучению закономерностей кинетики металлургических реакций, в том числе при вакуумной и плазменно-дуговой плавке.

Результаты этих работ, выполненных преподавателями, научными сотрудниками и аспирантами кафедры обобщены в монографии «Теоретические основы электросталеплавиловых процессов» в соавторстве с Л.Н. Белянчиковым и А.Я. Стомахиним, переизданной неоднократно и переведенной на английский язык, которая не потеряла своей актуальности и в настоящее время.

Григорян – автор шести фундаментальных монографий, более 280 статей, 70 авторских свидетельств и патентов. В рамках программы «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» подготовил к изданию две фундаментальные монографии под научной редакцией проф. Ю.С. Карабасова – «Сталь на рубеже столетий» (2000 г.) и «Новые материалы» (2002 г.). К 75-летию МИСиС при его непосредственном руководстве было подготовлено юбилейное издание «Годы, события, люди» (2005 г.). Под руководством В.А. Григоряна защищено более 70 кандидатских и докторских диссертаций. Многие из его воспитанников стали в свою очередь известными педагогами и учеными, руководителями предприятий и организаторами производств в России и за рубежом и считают за честь называться его учениками.

Более 25 лет Григорян был председателем докторского диссертационного совета и членом экспертного совета ВАК. Он предъявлял высокие требования к качеству защищаемых на совете диссертационных работ, лично знакомился с ними и, имея многолетний опыт работы в этой сфере, мог рекомендовать доработать или не допустить к защите работы, не соответствующие необходимым требованиям. Многие из тех, кто прошел школу Григоряна, с благодарностью вспоминают его доброжелательные советы и справедливые замечания.

Журнал «Известия вузов. Черная металлургия», главным редактором которого в течение многих лет был Вули Аршакович, пользовался огромным научным авторитетом в стране и за рубежом. По индексу цитируемости он входил в число лучших среди металлургических журналов, издаваемых у нас в стране. Отличительной особенностью журнала был высокий уровень теоретической проработки публикуемых материалов. Особые требования предъявлялись к методике экспериментов, достоверности представленных результатов и их новизне. Считалось хорошим тоном широкая проработка темы и ссылка на предшественников. Научная эрудиция Григоряна позволяла ему вникать в суть различных по тематике статей и при необходимости обсуждать с автором возникшие вопросы. Он активно сотрудничал с такими журналами, как «Сталь», «Черные металлы», стоял у истоков создания журнала «Электromеталлургия».

Особо хочется подчеркнуть удивительные человеческие качества Вули Аршаковича – врожденная мудрость, заразительный оптимизм, жизнелюбие, доброжелательность, личная порядочность, уважение к коллегам, независимо от их общественного положения, и к студентам, высокая требовательность к себе, готовность помочь в житейских ситуациях, неконфликтность (даже в конфликтных ситуациях ему, как правило, удавалось найти решение, удовлетворяющее все стороны), незлопамятность (когда возникали острые ситуации, несогласие или непонимание, он считал это рабочими моментами, требующими дальнейшего обсуждения). Кто бы с ним не сталкивался по работе или по жизни, отмечали его подкупающее обаяние и эрудицию.

Память о Вули Аршаковиче, замечательном ученом, прекрасном преподавателе, отзывчивом и светлом человеке навсегда останется в сердцах тех, кто его знал, работал с ним и учился у него.

*Ученики, коллеги, друзья.
Март 2024 г.*

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, главный редактор

Е.В. Протопопов, заместитель главного редактора

Е.А. Ивани, заместитель главного редактора

Л.П. Бащенко, заместитель ответственного секретаря

Е.Ю. Потапова, заместитель главного редактора по развитию

О.А. Долицкая, научный редактор

Е.М. Запольская, ведущий редактор

А.О. Гашникова, ведущий редактор

В.В. Расенец, верстка, иллюстрации

Г.Ю. Острогорская, менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.02.2024. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,5. Заказ 19252. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



Features of iron foundry production in Belarus and its prospects

Possibilities of heat-power spraying of wet charge during formation of structural properties of agglomerated iron ore materials

Joint processing of perovskite and ilmenite concentrates. Part 1. Chemical-mineralogical (material) characteristics of perovskite and ilmenite concentrates

Mechanical properties and microstructure of Al-Mg (5052) alloy processed by equal-channel angular pressing (ECAP) with variation of ECAP routes and heat treatment

Effect of hydrogen on steels in hydrogen sulfide-containing and other environments at gas facilities

Improvement of the Cantor alloy's mechanical properties by alloying with niobium and zirconium

Structure and its defects in additive manufacturing of stainless steels by laser melting and electric arc surfacing

Influence of copper and silicon on phase transformations in the iron – carbon system

Experience in implementing machine learning to calculate the quality and production of agglomerate

Effect of yttrium additions on microstructure and corrosion resistance of Incoloy 825 alloy

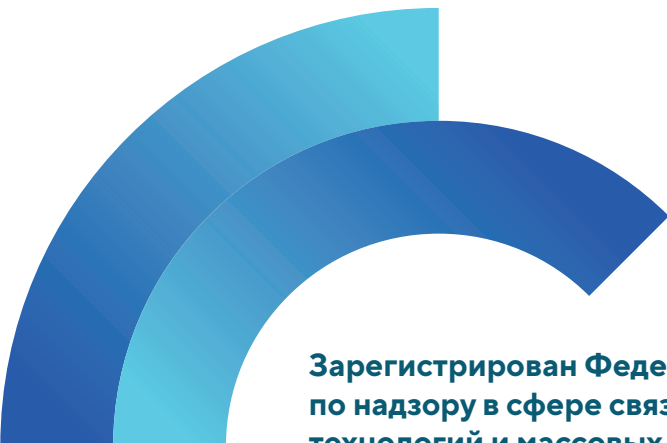
Investigation of performance limitations in continuous hot-dip galvanizing units associated with product defects

Investigating the effectiveness of changing calibration of input cone of rolls and lines of a piercing mill with tapered rolls using computer modeling

Mathematical modeling of gas dynamics and off-gas post-combustion above the melt in a melter-gasifier furnace

Shewhart control charts – A simple but not easy tool for data analysis

To the 100th Anniversary of Vuli Arshakovich Grogoryan



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

