

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2025 Том 68 № 3
Vol. 68 No. 3



ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2025 Том 68 № 3
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, академик РАЕН, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакции:

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.ест.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария
А. Б. Юрьев, д.т.н., профессор, 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, Academician of the Russian Academy of Natural Sciences, 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: ferrous@isis.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
Marcus Speidel, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland
Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Guoi Tang, 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.), Prof., 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

Юрьев А.Б., Темлянец М.В. Сибирскому государственному индустриальному университету 95! 202

Yur'ev A.B., Temlyantsev M.V. To the 95th Anniversary of SibSIU – the first university in Kuzbass! 202

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Турчанинов Е.Б., Беленецкий Е.А., Фат'янов С.С. Комплексная энерготермическая модель конвертерной плавки 209

Shakirov M.K., Protopopov E.V., Turchaninov E.B., Belenetskii E.A., Fat'yanov S.S. Complex energy-dynamic model of BOF melting 209

Байдин В.В., Уманский А.А. Моделирование и разработка технологических режимов производства мелющих шаров повышенной твердости и ударной стойкости 218

Baidin V.V., Umanskii A.A. Modeling and development of technological modes for production of grinding balls of increased hardness and impact resistance 218

Головизнин С.М., Брюханов И.Ю. Анализ энергозатрат многократного волочения стальной проволоки 228

Goloviznin S.M., Bryukhanov I.Yu. Energy consumption analysis of multistage steel wire drawing 228

Карфидов А.О., Чиченев Н.А., Васильев М.В., Чиченева О.Н. Изготовление дуговых листовых элементов методом ступенчатой гибки 233

Karfidov A.O., Chichenov N.A., Vasil'ev M.V., Chicheneva O.N. Production of arc sheet elements by stepped bending method 233

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES

Шляров В.В., Шлярова Ю.А., Башенко Л.П., Загulyaев Д.В. Уменьшение количества отходов и внедрение экологически безопасных и эффективных производственных процессов при использовании высококремнистых сплавов системы Al – Si 239

Shlyarov V.V., Shlyarova Yu.A., Bashchenko L.P., Zagulyaev D.V. Waste reduction and implementation of environmentally safe and efficient production processes using high-silicon alloys of the Al – Si system ... 239

Ибраев И.К., Ибраева О.Т. Экологические особенности окислительного рафинирования фосфористых чугунов в большегрузных конвертерах 248

Ibraev I.K., Ibraeva O.T. Environmental features of oxidative refining of phosphorous hot metal in heavy-duty converters 248

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

MATERIALS SCIENCE

Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Особенности изнашивания контактной поверхности стали при скольжении под низким контактным давлением 259

Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Features of steel contact surface wear in sliding under low contact pressure 259

Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Надежкин М.В. Особенности локализации деформации в аддитивном материале со структурно-фазовой неоднородностью ... 266

Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Nadezhkin M.V. Peculiarities of deformation localization in additive material with structural-phase heterogeneity 266

Гойхенберг Ю.Н., Кулаков Б.А., Полухин Д.С. Неметаллические включения в микропорах массивных стальных отливок 274

Goikhenberg Yu.N., Kulakov B.A., Polukhin D.S. Non-metallic inclusions in micropores of massive steel castings 274

Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Фесенюк М.В., Пигалева И.Н., Балашов В.М. Мартенситные превращения в метастабильной аустенитной стали с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой при кручении 280

Klevtsova N.A., Valiev R.Z., Klevtsov G.V., Fesenyuk M.V., Pigaleva I.N., Balashov V.M. Martensitic transformations in metastable austenitic steel with coarse-grained and ultrafine-grained structure during torsion 280

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ**

**PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES**

Вусихис А.С., Михеенков М.А., Леонтьев Л.И.,
Агафонов С.Н. Влияние добавок оксида бора
на вязкость и температуру плавления системы
 $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ 287

Vusikhis A.S., Mikheenkoy M.A., Leont'ev L.I., Aga-
fonov S.N. Effect of boron oxide additives on visco-
sity and melting point of the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$
system 287

**ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ
И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ,
ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ**

**INNOVATIONS
IN METALLURGICAL INDUSTRIAL
AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS**

Евстигнеев А.И., Чернышова Д.В., Одинокое В.И.,
Дмитриев Э.А., Евстигнеева А.А. Оптимиза-
ционное моделирование трещиностойкости кера-
мической оболочковой формы при охлаждении в
ней стальной отливки 297

Evstigneev A.I., Chernyshova D.V., Odinokov V.I.,
Dmitriev E.A., Evstigneeva A.A. Optimization
modeling of crack resistance of ceramic shell mold
during cooling of steel casting in it 297

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

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

Соколовская Э.А., Босов Е.В., Кудря А.В., Коди-
ров Д.Ф., Алексеев В.И. Оценка различий в ин-
формативности результатов приемо-сдаточных
испытаний металлопродукции при статистичес-
ком анализе больших массивов данных произ-
водственного контроля в металлургии 305

Sokolovskaya E.A., Bosov E.V., Kudrya A.V., Kodi-
rov D.F., Alekseev V.I. Possible consequences
caused by reducing the number of samples during
acceptance tests of a unit of metal products to assess
its quality 305

Дмитриев А.Н., Витькин Д.А., Золотых М.О., Вить-
кина Г.Ю. Математическая модель состояния
горна доменной печи на основе показаний термо-
пар, находящихся в поясах холодильников 316

Dmitriev A.N., Vit'kin D.A., Zolotikh M.O., Vit'ki-
na G.Yu. Mathematical model of blast furnace hearth
condition based on data from thermocouples in refri-
gerator belts 316

ПОЗДРАВЛЕНИЯ

ANNIVERSARIES

К 90-летию Николая Филипповича Якушевича 324

To the 90th Anniversary of Nikolai Filippovich Yaku-
shevich 324



СИБИРСКОМУ ГОСУДАРСТВЕННОМУ ИНДУСТРИАЛЬНОМУ УНИВЕРСИТЕТУ 95!

А. Б. Юрьев, М. В. Темлянец

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

Для цитирования: Юрьев А.Б., Темлянец М.В. Сибирскому государственному индустриальному университету 95! *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(3):202–208. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-202-208>



Ректор университета д.т.н.,
профессор А.Б. Юрьев

Rector of the University, Dr. Sci. (Eng.),
Professor A.B. Yur'yev

23 июня 2025 года Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ) отмечает 95 лет со дня основания. Российской и зарубежной научной общественности СибГИУ больше известен как Сибирский металлургический институт (СМИ). Именно в этом статусе с начала 30-х по 1994 г. (более 60 лет) просуществовал университет на заре своего становления и развития. Появление в далеком сибирском городе Кузнецк (впоследствии Сталинск, Новокузнецк) высшего учебного заведения стало возможным благодаря эпохе индустриализации, строительству Кузнецкого металлургического комбината (КМК). Кузнецкому металлургическому комбинату требовались инженерные кадры и по инициативе академика И.П. Бардина – главного инженера Кузнецкстроя, на базе специальности «Металлургия черных металлов» Томского технологического института создан Сибирский институт черных металлов (СИЧМ), переведенный осенью 1931 г. в г. Новокузнецк. Именно СИЧМ стал первым высшим техническим учебным заведением, созданным в Кузбассе [1; 2].

До 1938 г. институт оставался единственным в Сибири вузом, обеспечивающим высококвалифицированными кадрами металлургические предприятия Сибири, Дальнего Востока и Средней Азии. Научно-педагогический коллектив института работал в тесной интеграции с КМК, не только обеспечивая его инже-

нерными кадрами, но и решая актуальные научно-практические задачи.

Серьезной «проверкой на прочность» ученых СМИ стала Великая Отечественная война. В ее начале из Москвы в Сталинск был эвакуирован Московский институт стали (МИСиС). Перед учеными металлургами и металловедами СМИ были поставлены задачи стратегического значения. В период военных действий стране нужна была броневая сталь. Ведущие специалисты МИСиС и СМИ – сталеплавышники, прокатчики, термисты, теплотехники, литейщики незамедлительно приступили к их решению. Выплавка, разливка, прокатка и термообработка броневой стали, резка толстых слябов танковой брони, разработка технологий отливки 76-мм снарядов, изготовления 82-мм мин – вот некоторые «революционные» для того времени технологии, которые удалось успешно освоить на КМК. Большой вклад в осуществление этих разработок внесли профессоры и доценты Ю.В. Грдина, И.С. Назаров, Е.Я. Зарвин, Э.Х. Шамовский, Н.И. Куницын, А.А. Говоров и многие другие. В годы Великой Отечественной войны СМИ подготовил для промышленности 205 инженеров, а из стали КМК было произведено 50 тыс. из 108 тыс. по СССР танков, 45 тыс. из 95 тыс. самолетов, 100 млн из 220 млн снарядов [1 – 4].

В послевоенные годы научно-педагогический коллектив института занимался подготовкой инженерных кадров для восстановления народного хозяйства страны. В СМИ открыты направления подготовки в области горного дела, строительства, машиностроения.

В 90-е годы СМИ дважды сменил свой статус: в 1994 г. став Сибирской государственной горно-металлургической академией (СибГГМА), а через 4 года, в 1998 г., – вторым в истории отечественной высшей школы получил статус индустриального университета и был переименован в Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ) [4 – 7].

За время своего существования вуз подготовил почти 95 000 специалистов, в том числе почти 30 000 выпускников металлургических и 12 000 горных специальностей и направлений подготовки. Многие из них составляют основу инженерного и руководящего корпуса предприятий горно-металлургического комплекса Новокузнецка и Кузбасса. Мы гордимся нашими выпускниками, которые в разные годы становились крупными государственными и политическими деятелями, руководителями отраслевых министерств, успешными бизнесменами и предпринимателями, директорами комбинатов, заводов, научных учреждений, учеными, имеющими мировую известность [8; 9].

В настоящее время СибГИУ реализует программы среднего профессионального, высшего и дополнительного образования, осуществляет подготовку спе-

циалистов, бакалавров, магистров, аспирантов, докторантов. Общая численность обучающихся составляет почти 10 000 чел.

За последние 3 года университет активно проводил лицензирование в соответствии с современными трендами производства, реального сектора экономики и получил право на осуществление образовательной деятельности по 14 новым программам СПО, 2 новым программам бакалавриата, 1 программе магистратуры и 2 научным специальностям аспирантуры.

В 2025 г. в соответствии с лицензией университет может реализовывать подготовку по 24 укрупненным группам специальностей и направлений подготовки (01.00.00 Математика и механика, 05.00.00 Науки о земле, 07.00.00 Архитектура, 08.00.00 Техника и технологии строительства, 09.00.00 Информатика и вычислительная техника, 11.00.00 Электроника, радиотехника и системы связи, 12.00.00 Фотоника, приборостроение, оптические и биотехнические системы и технологии, 13.00.00 Электро- и теплоэнергетика, 15.00.00 Машиностроение, 18.00.00 Химические технологии, 20.00.00 Техносферная безопасность и природообустройство, 21.00.00 Прикладная геология, горное дело, нефтегазовое дело и геодезия, 22.00.00 Технологии материалов, 23.00.00 Техника и технологии наземного транспорта, 27.00.00 Управление в технических системах, 37.00.00 Психологические науки, 38.00.00 Экономика и управление, 39.00.00 Социология и социальная работа, 40.00.00 Юриспруденция, 42.00.00 Средства массовой информации и информационно-библиотечное дело, 43.00.00 Сервис и туризм, 44.00.00 Образование и педагогические науки, 45.00.00 Языкознание и литературоведение, 46.00.00 История и археология), в том числе: бакалавриат – 45 направлений подготовки; специалитет – 5 специальностей; магистратура – 32 направления подготовки; аспирантура – 24 и докторантура – 5 научных специальностей. Кроме того, университет имеет право осуществлять образовательную деятельность по 32 образовательным программам среднего профессионального образования (СПО) – программам подготовки квалифицированных рабочих, служащих; программам подготовки специалистов среднего звена, а также по образовательным программам среднего общего образования, основным программам профессионального обучения, дополнительным образовательным программам.

В структуре университета 10 институтов и университетский колледж:

1) Институт металлургии и материаловедения (образован в 2010 г. путем объединения трех факультетов: металлургического (фактически являющегося прародителем и ровесником СибГИУ), технологического (впоследствии факультета материаловедения и обработки металлов давлением, созданного в 1939 г.), электрометаллургического, созданного в 1972 г. (впо-

следствии факультета электротермических технологий));

2) Институт передовых инженерных технологий (создан на базе образованного в 1960 г. механического факультета (впоследствии транспортно-механического факультета));

3) Институт горного дела и геосистем (создан на базе образованного в 1948 г. горного факультета);

4) Архитектурно-строительный институт (создан на базе образованного в 1960 г. строительного факультета);

5) Институт информационных технологий и автоматизированных систем (создан в 2011 г. на базе открытого в 1995 г. факультета автоматики, информатики и электромеханики и образованного в 2006 г. факультета информационных технологий);

6) Институт технологий устойчивого развития (создан в 2024 г., является правопреемником экономического факультета СибГИУ, образованного в 1995 г. (впоследствии института экономики и менеджмента));

7) Институт педагогического образования (создан в 2020 г.);

8) Институт дополнительного образования (создан в 2018 г.);

9) Институт открытого образования (создан в 2014 г.);

10) Институт физической культуры, здоровья и спорта (создан в 2014 г.);

11) Университетский колледж (создан в 2017 г.).

В сфере образовательной деятельности за последние пять лет в СибГИУ:

– разработан и реализуется во взаимодействии с индустриальным партнером АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» проект «Инженерный бакалавриат»;

– реализовано сетевое взаимодействие в партнерстве с Уральским федеральным университетом, Новосибирским государственным университетом с охватом 7 основных образовательных программ;

– реализованы профорientационные проекты: «Предуниверсариум», «Инженерные классы», «Ресурсные центры».

В области программ дополнительного образования СибГИУ являлся активным участником национального проекта «Демография». В 2024 г. в рамках этого проекта в СибГИУ прошло обучение 934 чел. соответствующих категорий граждан РФ, что на 39,4 % больше, чем в 2023 г.

В области научных достижений, трансфера новых технологий и коммерциализации разработок реализована серия проектов, направленных на развитие СибГИУ как центра сетевой структуры комплексной



Пленарное заседание конференции

Plenary session of the Conference



На конференции в СибГИУ (слева направо):
член-корреспондент РАН, д.т.н., профессор **Заякин Олег Вадимович**;
академик РАН, д.т.н., профессор **Протопопов Евгений Валентинович**;
академик РАН, д.т.н., профессор **Григорович Константин Всеволодович**;
академик РАН, д.т.н., профессор **Смирнов Леонид Андреевич**;
д.т.н., профессор **Коновалов Сергей Валерьевич**;
д.т.н., доцент **Уманский Александр Александрович**

At the SibGIU Conference (from left to right):
Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Eng.), Professor **Oleg Vadimovich Zayakin**;
Academician, Adviser of the RAS, Dr. Sci. (Eng.), Professor **Evgenii Valentinovich Protopopov**;
Academician of the RAS, Dr. Sci. (Eng.), Professor **Konstantin Vsevolodovich Grigorovich**;
Academician of the RAS, Dr. Sci. (Eng.), Professor **Leonid Andreevich Smirnov**;
Dr. Sci. (Eng.), Professor **Kononov Sergei Valeri'evich**;
Dr. Sci. (Eng.), Associate Professor **Umanski Alexander Alexandrovich**

интеграции наукоемких и межотраслевых инноваций. Объем научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ в расчете на одного научно-педагогического работника в 2024 г. составил 420,3 тыс. руб. Результаты научно-исследовательских работ внедрены и используются на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ООО «Гурьевск-Сталь», ОК «РУСАЛ», АО «Сибирская горно-металлургическая компания» и других предприятиях России.

Реализацию фундаментальных и прикладных исследований осуществляет 15 научных школ:

- «Закономерности формирования месторождений осадочного комплекса полезных ископаемых»;
- «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий»;
- «Создание интенсивных нетрадиционных информационно-материальных технологий добычи и переработки минерального сырья»;
- «Математическое моделирование, создание прикладных инструментальных систем и новых технологических процессов на принципах самоорганизации»;
- «Теория и практика систем автоматизации управления на базе натурно-модельного подхода»;

- «Теория структуры механических систем и практика ее использования при синтезе сложных машин, включая горные и металлургические»;
- «Экономика, организация производства, планирование и управление на предприятиях»;
- «Разработка и создание инновационных угольных технологий»;
- «Теория и практика получения высококачественного литья черных и цветных металлов»;
- «Современные технологии упрочнения сталей и сплавов»;
- «Энерго- и ресурсосберегающие технологии нагрева и обработки давлением металлов и сплавов»;
- «Ресурсосберегающие технологии строительных материалов и конструкций на основе техногенного и природного сырья»;
- «Теория и практика систем с многовариантной структурой управления организационными и технологическими объектами»;
- «Информационно-материальные технологии в электромеханических системах горно-металлургического комплекса»;
- «Развитие теории и разработка ресурсо- и энергосберегающих технологий производства черных металлов с использованием техногенных отходов».

В университете функционирует 2 диссертационных совета по 5 научным специальностям: 1.2.2 – Математическое моделирование, численные методы и комплексы программ; 2.3.4 – Управление в организационных системах; 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 2.6.2 – Металлургия черных, цветных и редких металлов; 2.6.4 – Обработка металлов давлением.

СибГИУ является соучредителем журналов «Известия высших учебных заведений. Черная метал-

лургия» (включен в международную реферативную базу данных Scopus) и «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» (входит в перечень ВАК), издает журнал «Вестник Сибирского государственного индустриального университета», который с 2023 г. включен в перечень ВАК по основным для университета научным направлениям и специальностям.

Кампус СибГИУ расположен в центре г. Новокузнецк, его площадь составляет более 25 га. Площадь зданий и помещений университета, в которых осуществляется учебный процесс, достигает 75 тыс. м².

С 2023 г. в университете реализуется стратегический проект «Технологии устойчивого развития». Цель этого проекта – обеспечить полноценное участие СибГИУ в формировании «новых» знаний по технологиям устойчивого развития, в системе разделения труда (СРТ), генерации и распространения знаний в этой перспективной области (см. рис.).

Данный проект направлен на достижение регионального лидерства в области устойчивого развития и решение следующих задач:

1) Смещение фокуса разработок внутри университета из фундаментального в продуктовый результат. Переориентация научно-исследовательской деятельности университета на передовой технологический уклад, направление на разработку и внедрение продуктов и технологий (предполагающих использование техногенных материалов, мало- и безотходные технологии, технологии замкнутого цикла, природоподобные технологии, сокращение или полную ликвидацию выбросов вредных веществ, рекультивацию и ремедиацию нарушенных территорий, сокращение карбонового следа и получение карбоновых единиц) в производственный сектор.



Технология устойчивого развития как инженерная задача

Sustainable development technology as an engineering challenge



В лаборатории университета

In the University laboratory

2) Подготовка инженерных кадров, обладающих развитыми навыками экологического мышления, способных работать с передовыми технологиями, использовать и совершенствовать их на предприятиях-партнерах университета, готовыми встраиваться в перспективную систему разделения труда (СРТ), обеспечивая опережающий технологический рост компаний реального сектора.

3) Трансформация деятельности университетского кампуса на принципах и стандартах «Зеленого офиса», здоровьесберегающих технологий и энергосбережения, обеспечивающая повышение комфортности пребывания работников и обучающихся в университете. Проект предполагает внедрение на территории университета лучших практик энергосбережения и «зеленых» корпоративных принципов, разработку собственных инноваций в области «зеленых» кампусных решений для тиражирования в различных организациях региона.

4) Проведение внешней социально-направленной деятельности, обеспечивающей формирование у молодежи и населения различных возрастов экологической культуры и мировоззрения, трансляцию новых эколого-климатических тенденций и лучших практик экологизации в разных отраслях экономики,

общественной жизни, политике и культуре.

Сибирский государственный индустриальный университет является стратегическим партнером Кузбасского технопарка, входит в состав Научно-образовательного центра (НОЦ) мирового уровня Кузбасс-Донбасс, является участником комплексной научно-технической программы полного инновационного цикла (КНТП) «Разработка и внедрение комплекса технологий в области разведки и добычи твердых полезных ископаемых, обеспечения промышленной безопасности, биоремедиации, создания новых продуктов глубокой переработки из угольного сырья при последовательном снижении экологической нагрузки на окружающую среду и рисков для жизни населения» («Чистый уголь – Зеленый Кузбасс»).

В настоящее время СибГИУ является одним из исполнителей Стратегии социально-экономического развития Кемеровской области-Кузбасса и Стратегии социально-экономического развития Новокузнецкого городского округа до 2035 г. Университет является научно-образовательным центром Южно-Кузбасской агломерации, реализует подготовку высококвалифицированных кадров и проводит научные исследования в областях металлургии, горного дела, архитектуры и строительства, тепло- и электроэнергетики, машино-

строения и транспорта, химических технологий, информационных технологий, экономики и менеджмента, педагогики, обеспечивая тем самым ускорение экономического роста, научно-технологического и инновационного развития Кузбасса.

Научно-педагогический коллектив СибГИУ встречает 95-летний юбилей университета в условиях новых задач и вызовов времени, полный планов, новых идей и перспектив дальнейшего развития.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Берлин А.Б. Сибирский металлургический институт. Дела и люди. Новокузнецк: изд. СМИ; 1992:224.
2. Сибирский государственный индустриальный университет: Страницы истории. Кемерово: Кузбассвуиздат; 2002:160.
3. СМИ – СибГИУ. 75 лет. Хроника. Люди. События: очерки истории СибГИУ / Н.М. Кулагин, С.М. Кулаков, В.А. Воскресенский и др. Кемерово: Кузбасс; 2005:304.
4. Протопопов Е.В. Сибирский государственный индустриальный университет: 90 лет в образовании и науке. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2020;(2):95.
Protopopov E.V. Siberian State Industrial University: 90 years in education and science. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*. 2020;(2):95. (In Russ.).
5. Протопопов Е.В. Гордимся прошлым, развиваемся в настоящем, создаем будущее! *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(5):291–297.
Protopopov E.V. We are proud of the past, developing in the present, creating the future! *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2020;63(5):291–297. (In Russ.).
6. Институт металлургии и материаловедения СибГИУ. Дела. События. Люди / Протопопов Е.В., Темлянец М.В., Галевский Г.В., Козырев Н.А., Фастыковский А.Р., Коротков С.Г., Калиногорский А.Н. Новокузнецк; СибГИУ; 2020:127.
7. Протопопов Е.В., Галевский Г.В., Темлянец М.В. Институт металлургии и материаловедения СибГИУ: история, научно-образовательная деятельность, достижения. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2020;(2(32)):4–9.
Protopopov E.V., Galevsky G.V., Temlyantsev M.V. Institute of Metallurgy and Materials Science of SibGIU: History, scientific and educational activities, achievements. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2020;(2(32)):4–9. (In Russ.).
8. Протопопов Е.В. Сибирскому государственному индустриальному университету 85 лет. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;58(5):293–298.
Protopopov E.V. Siberian State Industrial University is 85 years old. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2015;58(5):293–298. (In Russ.).
9. Протопопов Е.В. К 85-летию Сибирского государственного индустриального университета. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2015;(1(11)):3–4.
Protopopov E.V. On the 85th anniversary of the Siberian State Industrial University. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2015;(1(11)):3–4. (In Russ.).



УДК 669.1:001.89

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-209-217



Оригинальная статья

Original article

КОМПЛЕКСНАЯ ЭНЕРГОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ

М. К. Шакиров, Е. В. Протопопов[✉], Е. Б. Турчанинов,
Е. А. Беленецкий, С. С. Фатьянов

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

✉ protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. На практике для описания кислородно-конвертерного процесса широко используются так называемые статические модели, описывающие изменения выходных параметров на основе информации о входных параметрах для каждого отдельного цикла производства (плавки). Дополнительно используемые модели заключительного периода позволяют обеспечить более точное попадание в заданные пределы по температуре и содержанию углерода в металле. При этом в качестве исходной используется информация о результатах промежуточного замера параметров металла фурмой-зондом, который проводится в период расхода 80 – 95 % общего кислорода на плавку. Для описания поведения объекта по ходу процесса от начала и до конца производственного цикла необходимо построение модели, основанной на закономерностях взаимодействия фаз в открытой системе (кислородном конвертере). В настоящей работе предпринята попытка построения такой модели с использованием концепции стационарного неравновесного состояния и результатов физического и математического моделирования системы при изменении величины площади контакта двух несмешивающихся жидкостей при воздействии на них струи газа. При формировании модели исходили из наличия в расплаве двух основных реакционных зон окисления компонентов, которые в соответствии с современными представлениями определяют механизм процессов и гидродинамику расплава при продувке конвертерной ванны. Для каждой выделенной зоны в значительной степени характеристики массопереноса в различные периоды операции в зависимости от текущих параметров взаимодействующих фаз определяют скорости химических реакций. Результаты проверки адекватности модели с использованием практических данных позволяют заключить, что модель может быть использована для исследования процесса продувки в кислородном конвертере.

Ключевые слова: кислородный конвертер, взаимодействие фаз, скорость реакции, поверхность раздела, математическое моделирование, физическое моделирование, химический состав, температура

Для цитирования: Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Турчанинов Е.Б., Беленецкий Е.А., Фатьянов С.С. Комплексная энергодинамическая модель конвертерной плавки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):209–217.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-209-217>

COMPLEX ENERGY-DYNAMIC MODEL OF BOF MELTING

M. K. Shakirov, E. V. Protopopov[✉], E. B. Turchaninov,
E. A. Belenetskii, S. S. Fat'yanov

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

✉ protopopov@sibsiu.ru

Abstract. In practice, so-called static models are widely used to show the oxygen converter process, describing changes in output parameters based on information about input parameters for each individual production cycle (heat). Additionally, the models used in the final period make it possible to ensure a more accurate hit within the specified limits in terms of temperature and carbon content in the metal. In this case, information on the results of intermediate measurement of metal parameters by a probe tuyere, which is carried out during the consumption of 80 – 95 % of the total oxygen consumption for heat, is used as the initial information. To describe the behavior of an object during the process from the beginning to the end of the production cycle, it is necessary to build a model based on the patterns of phase interaction in an open system (oxygen converter – BOF). In this paper, an attempt is made to construct such a model using the concept of a stationary nonequilibrium state and the results of physical and mathematical modeling of the system when the contact area of two non-miscible liquids changes when exposed to a gas jet. When forming the model, we proceeded from the presence in the melt of two main reaction zones of oxidation of components, which, according to modern concepts, determine the mechanism of processes and hydrodynamics of the melt during blowing of the converter bath. For each selected zone, to a large extent, the characteristics of mass transfer during different periods of the operation, depending on the current

parameters of the interacting phases, determine the rates of chemical reactions. The results of checking the adequacy of the model using practical data allow us to conclude that the model can be used to study the blowing process in a BOF.

Keywords: BOF, phase interaction, reaction rate, interface, mathematical modeling, physical modeling, chemical composition, temperature

For citation: Shakirov M.K., Protopopov E.V., Turchaninov E.B., Belenetskii E.A., Faty'anol S.S. Complex energy-dynamic model of BOF melting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):209–217. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-209-217>

ВВЕДЕНИЕ

Комплексное описание процессов, протекающих в кислородном конвертере, является сложной многофакторной задачей. На практике для управления конвертерной плавкой с целью достижения заданных значений параметров полупродукта широкое распространение получили так называемые статические модели и модели заключительного периода. Статические модели [1–3] основываются на информации о свойствах используемых материалов и требуемых значениях показателей полупродукта по окончании операции продувки и предназначены, в основном, для предварительного определения расходов компонентов металлозавалки (металлического лома, жидкого чугуна), добавочных материалов (извести, охладителей магнезиальных флюсов и т. д.) и кислорода на плавку. Для такого описания циклического процесса выплавки стали, как правило, используются модели теоретические [4–6] и статистические [7–9]. Модели заключительного периода используют результаты промежуточного замера параметров хода операции фурмой-зондом и служат для корректировки предварительно фиксированных количеств материалов и кислорода с целью определения момента окончания продувки [10–12]. Однако такие модели не позволяют получать информацию о параметрах процесса по ходу продувки, что может вносить определенные сложности при использовании новых материалов и элементов технологии, а также для совершенствования режимов ведения плавки и показателей процесса.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И ФОРМИРОВАНИЕ ОБЩЕННОЙ МОДЕЛИ

С целью описания процессов, происходящих в конвертере, в том числе влияния различных параметров на ход и показатели окончания операции, была сформулирована задача: разработать обобщенную модель, базирующуюся на физико-химических представлениях о закономерностях взаимодействия фаз в конвертерном агрегате. В основу легли концепция стационарного неравновесного состояния (СНС) [13] и предложенный в работе [14] подход, связанный с термином «энергодинамика». В развитии известных работ [13–15] для оценки величины поверхности контакта взаимодействующих фаз и показателей скорости протекания гетерогенных реакций предполагалось использование информации, накопленной при выполнении физического и математического моделирования [16–19].

Для описания процесса на первом этапе выделили элементы системы или взаимодействующие фазы, характеризующиеся собственными физико-химическими свойствами, при этом между фазами происходит активное взаимодействие. Именно поэтому для описания процесса необходима оценка связанных между собой показателей, описывающих состояние и взаимодействие фаз по ходу операции.

Выплавка полупродукта в конвертере характеризуется непрерывным изменением условий протекания химических реакций:

- изменение количеств взаимодействующих фаз:
 - жидкие металлическая (рафинируемый металл) и оксидная (шлак);
 - твердые металлическая (лом) и оксидная (флюсы, охладители, неметаллическая составляющая твердой металлозавалки);
 - газообразная, содержащаяся в шлакометаллической эмульсии в виде пузырей СО и всплывающих макрообъемов отходящих газов;
- изменение химического состава взаимодействующих фаз:
 - жидкая металлическая ванна (рафинируемый металл);
 - жидкая оксидная фаза (шлак);
 - газообразная (всплывающие пузыри газа);
- изменение температуры взаимодействующих фаз;
- изменение параметров продувки: скорости подачи кислорода и положения фурмы относительно уровня металлической ванны в соответствии с используемыми режимами продувки;
- изменение геометрических параметров рабочего пространства вследствие износа огнеупорной футеровки по ходу кампании конвертера.

Количество взаимодействующих фаз

Изменение количеств фаз, взаимодействующих в конвертере, происходит вследствие протекания следующих процессов:

- шихтовки плавки: завалки лома и заливки чугуна, включая возможное наличие металла и шлака предыдущей плавки (в том числе шлака, нанесенного на футеровку агрегата в виде гарнисажа различными способами); присадки добавочных материалов (флюсы, охладители, твердое и газообразное топливо) до начала и по ходу продувки;
- фазовых переходов: расплавления и растворения твердых компонентов металлозавалки, флюсов и охла-

дителей в жидких металлической и оксидной фазах, а также обратных процессов; износа рабочего слоя огнеупорной футеровки;

– протекания реакций окисления железа и примесей металлической ванны при взаимодействии с кислородными струями;

– протекания окислительно-восстановительных реакций и реакций диссоциации на поверхности раздела фаз.

В общем виде изменение количества f -й фазы в течение любого периода продувки можно описать следующим выражением:

$$w_f^t = w_f^{t-1} + \sum_{g=1}^G \Delta w_{gf} + \sum_{h=1}^H \Delta w_{hf} + \sum_{i=1}^I \Delta w_{if} + \sum_{j=1}^J \Delta w_{jf}, \quad (1)$$

где w_f^t и w_f^{t-1} – количество f -ой фазы по окончании текущего периода и по окончании предшествующего периода продувки; Δw_{gf} – изменение количества f -ой фазы в результате загрузки/присадки в конвертер g -го материала, не образующего отдельную фазу; Δw_{hf} – изменение количества f -ой фазы в результате фазового перехода фазы h в фазу f либо обратного процесса; Δw_{if} – изменение количества f -ой фазы за счет изменения количеств реагентов, а также продуктов в результате протекания i -ой реакции окисления газообразным кислородом; Δw_{jf} – изменение количества f -ой фазы за счет изменения количеств реагентов, а также продуктов в результате протекания j -ой окислительно-восстановительной реакции на поверхности раздела шлак – металл.

Твердая металлическая фаза представляет собой смесь компонентов металлозавалки с возможным образованием на начальных этапах операции конгломератов и «намораживанием» на поверхности фрагментов твердой металлозавалки. Твердая оксидная фаза представляет собой смесь различных добавочных материалов, не перешедших на текущий момент в жидкую или газообразную фазы (флюсы, охладители, неметаллическая часть твердой металлозавалки, шлак предыдущей плавки).

Таким образом, отдельные составляющие металлической и оксидной фаз характеризуются собственным химическим составом и физическими свойствами, определяющими особенности взаимодействия и скорость перехода в жидкую фазу.

Химический состав взаимодействующих фаз

Изменение химического состава взаимодействующих фаз происходит в результате протекания тех же процессов, которые обуславливают изменение количеств взаимодействующих фаз.

В общем виде изменение содержания элемента (оксида) X в фазе f в течение любого периода продувки можно описать следующим выражением:

$$[X]_f^t = \frac{[X]_f^{t-1} w_f^{t-1} + \sum_{p=1}^P \Delta w_{xp}}{w_f^t}, \quad (2)$$

где $[X]_f^t$ и $[X]_f^{t-1}$ – содержание элемента (оксида) X фазы f по окончании текущего периода и по окончании предшествующего периода продувки; p – номер стадии процесса (присадка материала, фазовый переход, окисление в первичной зоне, окисление/восстановление на поверхности раздела шлак – металл); Δw_{xp} – изменение количества элемента (оксида) X в составе фазы f в результате протекания процесса p в текущий период продувки.

Температура взаимодействующих фаз

Изменение температуры взаимодействующих фаз происходит в результате протекания следующих процессов:

– теплообмен между фазами, состояние которых характеризуется текущими значениями их теплофизических свойств (температура, теплоемкость, количество);

– протекание реакций окисления (железа и примесей), восстановления (оксидов железа, марганца и фосфора), диссоциации (гидроксидов, карбонатов) с выделением или поглощением тепла;

– фазовые переходы (характеризуются энтальпией фазового перехода);

– обмен энергией с окружающей средой (потери тепла через футеровку, излучением и с отходящими газами).

Для определения изменения температуры взаимодействующих фаз в течение любого периода продувки использовали следующее выражение:

$$T^t = T^{t-1} + \frac{\sum_{a=1}^A H_a w_a^t - \sum_{i=1}^I \Delta H_i \Delta w_{ir}^t - \sum_{h=1}^H \Delta H_h \Delta w_h^t - \sum_{l=1}^L H_l w_l^t}{\sum_{f=1}^F C_{pf}^t w_f^t}, \quad (3)$$

где H_a и w_a^t – удельная энтальпия и количество материала a , присаженного в конвертер в текущий период t продувки; ΔH_i и Δw_{ir}^t – энтальпия i -ой реакции, приведенная к единице количества реагента r , и изменение количества реагента r в текущий период t ; ΔH_h и Δw_h^t – энтальпия фазового перехода, приведенная к единице количества фазы, претерпевающей фазовый переход h , и количество фазы, претерпевающей фазовый переход в текущий период t ; H_l и w_l^t – удельная энтальпия и количество газа l , покидающего конвертер в составе отходящих газов в текущий период t ; C_{pf}^t и w_f^t – удельная теплоемкость при постоянном давлении и количество конденсированной фазы f на момент окончания текущего периода t .

Удельные энтальпии веществ и энтальпии реакций определяются с использованием стандартных величин и температурных зависимостей удельной теплоемкости индивидуальных веществ.

Параметры дутьевого режима

Изменения параметров продувки кислородом обусловлены задачами, решаемыми на различных этапах:

- интенсивное шлакообразование на начальных стадиях продувки;
- поддержание динамического равновесия процесса окисления железа (примесей) и процесса окисления углерода в период интенсивного обезуглероживания;
- обеспечение получения химического состава металла в заданных пределах в заключительный период продувки.

Условия взаимодействия фаз изменяются в зависимости от параметров продувки (интенсивность, положение фурмы над уровнем ванны), а также температуры, количеств металла, шлака и геометрических характеристик рабочего пространства.

Скорость протекания химических реакций и площадь контакта взаимодействующих фаз

Скорость протекания химических реакций определяется текущими параметрами:

- фазовым составом системы;
- температурой;
- текущим содержанием исходных компонентов и продуктов реакций во взаимодействующих фазах;
- содержанием исходных компонентов и продуктов реакций во взаимодействующих фазах в стационарном неравновесном состоянии.

Концентрации компонентов шлака и металла определяли как их содержание, соответственно, в жидкой оксидной и жидкой металлической фазах. Полагали, что протекание химических реакций возможно с участием только жидких и газообразных фаз. При этом количества и концентрации компонентов жидких фаз в каждом периоде расчета могут изменяться, в том числе за счет фазовых переходов.

Общее количество шлака определялось как сумма количеств твердой и жидкой оксидных фаз, металла – как сумма количеств твердой и жидкой металлических фаз.

Известно, что кинетическое уравнение химической реакции в общем виде может быть представлено как

$$V_0 = k_v A^m B^n, \quad (4)$$

где k_v – константа скорости реакции, является функцией температуры и не зависит от концентраций реагирующих веществ; A , B – концентрации реагентов; m и n – порядок реакции по реагентам A и B соответственно.

Кинетическое уравнение гетерогенной реакции описывает скорость, соответствующую количеству элементарных актов взаимодействия, происходящих в единицу времени на единице поверхности раздела фаз.

В соответствии с изложенным, для расчета значений Δw_{if} , Δw_{ff} из зависимости (1) и Δw_{xp} из зависимости (2) необходимо оценить площадь контакта взаимодействующих фаз.

Известно [3; 14], что реакции окисления протекают на поверхности контакта взаимодействующих фаз в реакционных зонах расплава при продувке:

- первичная зона – зона контакта кислородных струй с жидкой металлической ванной;
- вторичная зона – в общем виде зона контакта газовой и жидких металлической и оксидной фаз.

Скорость окисления примесного элемента определяли как сумму скоростей соответствующих реакций в первичной и вторичной зонах.

Первичная реакционная зона. Это зона непосредственного усвоения кислорода дутья. Для первичной зоны полагали протекающими в кинетическом режиме реакции окисления кремния, марганца и фосфора, а также углерода при его концентрациях выше переходной и критической. Приняли первый порядок реакций окисления, содержание кислорода в газовой фазе при контакте с жидким металлом постоянным и равным единице. При этих условиях скорость окисления примеси X можно определять в соответствии со следующим выражением:

$$V_{1X} = k_v S_1 [X], \quad (5)$$

где k_v – константа скорости реакции; S_1 – текущая величина площади контакта кислородных струй с жидким металлом; $[X]$ – текущее содержание окисляемого элемента в жидком металле.

Скорость окисления углерода в области низких (ниже критической) концентраций, когда процесс лимитируется массопереносом углерода к месту протекания реакции (диффузионный режим), можно определять как

$$V_{1C} = k_m S_1 ([C] - [C]^*), \quad (6)$$

где k_m – коэффициент массопереноса углерода в жидком металле; $[C]$ – текущая концентрация углерода в расплаве; $[C]^*$ – предельно достижимое содержание углерода, являющееся функцией характеристик продувочных устройств и геометрических параметров рабочего пространства конвертера.

Вторичная реакционная зона. Для реакций окисления кремния, марганца, фосфора и углерода в области более низких концентраций основным является диффузионный режим протекания, а для описания скорости соответствующих процессов с учетом величины площади контакта взаимодействующих фаз можно использовать кинетические уравнения типа [20]:

$$V_{2X} = k_m S_2 ([X] - [X]^*), \quad (7)$$

где k_m – коэффициент массопереноса; S_2 – текущая величина площади контакта взаимодействующих конденсированных фаз; $[X]$ и $[X]^*$ – текущее и равновесное содержания элемента в жидком металле (для углерода – предельно достижимое содержание).

Величину равновесного содержания элемента в жидком металле можно определить в соответствии с известной температурной зависимостью константы равновесия соответствующей реакции:

$$\ln K = \frac{a}{T} + b, \quad (8)$$

где K – константа равновесия химической реакции; T – текущая температура; a, b – константы.

Поскольку константа равновесия химической реакции определяется отношением произведения концентраций продуктов реакции к произведению концентраций реагентов для состояния равновесия, увеличение в шлаке содержания продуктов окисления приводит при прочих равных к увеличению значения $[X]^*$ и изменению скорости реакции в сторону отрицательных значений, то есть преимущественному развитию обратной реакции в соответствии с зависимостью (7). Увеличение содержания реагентов есть увеличение текущего значения $[X]$, при этом будет происходить увеличение скорости протекания реакции в прямом направлении.

Для описания скорости реакции окисления углерода во вторичной зоне в области так называемых переходных концентраций использовали кинетическое уравнение типа [21; 22]:

$$V_{2C} = k_v S_2 [C]^m (\text{FeO})^n, \quad (9)$$

где (FeO) – содержание оксидов железа в шлаке.

Величины k_v и k_m констант скорости и коэффициентов массопереноса в уравнениях (5) – (7), (9) можно аппроксимировать линейными температурными зависимостями.

Определение площади контакта взаимодействующих фаз

Площадь контакта кислородных струй с жидким металлом по ходу продувки аппроксимировали величиной, прямо пропорциональной динамическому напору струи кислорода на срезе сопла и обратно пропорциональной квадрату высоты фурмы над уровнем металла, аналогично полученным ранее данным для оценки заглубления струй газа в жидкую ванну [14].

Методами физического и математического моделирования получена информация [16 – 18] о влиянии различных параметров на величину площади контакта металлической и шлаковой фаз.

В качестве характерного примера (рис. 1 и 2) [18] представлены результаты низкотемпературного моделирования взаимодействия металлической и шлаковой фаз при продувке газовыми струями. По результатам моделирования, например, выявлено влияние на площадь контакта S фаз таких параметров, как высота фурмы (h_ϕ), скорость подачи газа (q) и количество шлака (h_2).

При построении математического описания, очевидно, необходимо учитывать особенности влияния относительного количества шлака в конвертерной ванне по ходу продувки, такой параметр может быть учтен как

$$H_2 = \frac{h_2}{d_p}, \quad (10)$$

где d_p – диаметр модели.

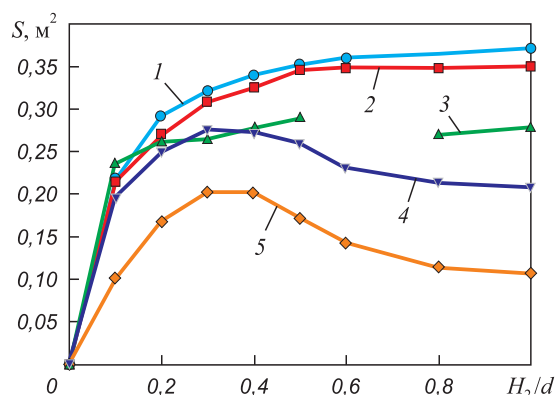


Рис. 1. Влияние высоты слоя шлака H_2 , отнесенной к диаметру реактора d , на величину S при $q = 1,13 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$ и значениях H_ϕ (калибры) 0; 4,5; 9; 15; 24 (1 – 5)

Fig. 1. Effect of slag layer height H_2 , related to the reactor diameter d , on the value of S at $q = 1.13 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$ and various H_ϕ values (calibers) 0, 4.5, 9, 15, 24 (1 – 5)

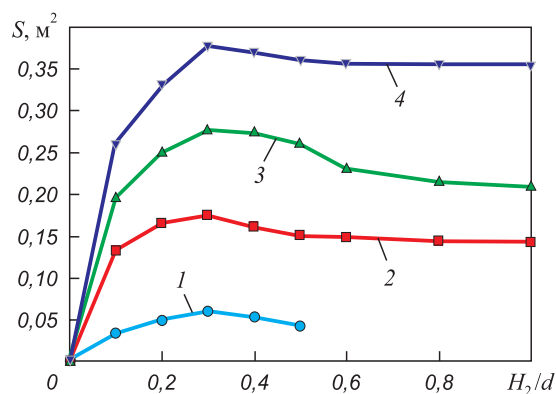


Рис. 2. Влияние высоты слоя шлака H_2 , отнесенной к диаметру реактора d , на величину S при $H_\phi = 15$ калибров и значениях q 0,5; 0,75; 1,13; 1,50 (1 – 4)

Fig. 2. Effect of slag layer height H_2 , related to the reactor diameter d , on the value of S at $H_\phi = 15$ calibers and various q values 0.5, 0.75, 1.13, 1.50 (1 – 4)

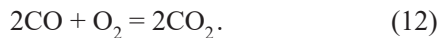
Неоднозначный характер зависимости величины межфазной поверхности S от общего количества шлака может быть объяснен различным влиянием параметра H_2/d на скорость (v_s) образования капель металла (корольков в шлаке – элементов дополнительной межфазной поверхности) и продолжительность их существования по ходу плавки (τ_s):

$$S = v_s \tau_s, \quad (11)$$

При этом время существования капель и корольков металла в шлаке будет определяться свойствами жидкости, параметрами струи газа, размерами основного циркуляционного контура движения расплава и капель (корольков) в шлаке, скоростью образования дополнительной поверхности – параметрами продувки и высотой слоя менее плотного вспененного шлака [18].

Дожигание отходящих газов

Количество углерода, окисляющегося до CO и CO_2 , целесообразно определять в соответствии с уравнением температурной константы равновесия реакции окисления оксида углерода CO газообразным кислородом



В данном случае принимается, что скорость реакции в газовой фазе высока и равновесие достигается в текущем периоде продувки при любой выбранной для расчета его продолжительности.

Окисление железа

В соответствии со стехиометрическими отношениями для каждой реакции окисления, протекающей в текущий период расчета в первичной и вторичной реакционных зонах, а также с учетом протекания реакции дожигания оксида углерода CO определяли требуемое количество кислорода.

Для определения расчетного количества кислорода на окисление железа в текущем периоде из общего количества кислорода, поступающего в ванну в соответствии с параметрами дутьевого режима, вычитали количество кислорода для окисления примесных элементов расплава и для дожигания оксида углерода CO :

$$q_{\text{O}_2}^{\text{Fe}} = q_{\text{O}_2} - \sum_{i=1}^N q_{\text{O}_2}^{X_i}, \quad (13)$$

где q_{O_2} – количество кислорода, поступающее в ванну с дутьем в течение текущего периода; $q_{\text{O}_2}^{X_i}$ – количество кислорода, израсходованного на окисление i -го элемента или оксида углерода CO .

Далее рассчитывали количество окислившегося за соответствующий период железа и образующегося оксида железа по стехиометрическим соотношениям.

Для каждой протекающей реакции (помимо количества прореагировавших компонентов и образовавшихся продуктов) определяли соответствующий этим количествам тепловой эффект. Энтальпию отходящих газов для расчета потерь тепла (3) рассчитывали как функцию теплоемкости и температуры газа, принятой равной текущей температуре конденсированных фаз.

Скорость протекания реакций, определенную с учетом площади поверхности контакта взаимодействующих фаз, использовали для расчетов в соответствии с выражениями (1) – (3).

Скорость плавления/растворения материалов в расплаве

Массовую скорость растворения/плавления каждого добавочного материала и металлического лома по ходу продувки возможно определять по эмпирическим выражениям как линейную функцию его текущего количества в твердом состоянии и средней температуры конденсированных фаз на момент начала текущего периода. Например, для легковесного металлического лома коэффициенты уравнения скорости плавления настраивались таким образом, чтобы по результатам расчета плавки их переход в жидкую фазу завершался уже к 20 – 30 %, а для тяжеловесного лома к 50 – 80 % продолжительности продувки.

Таким образом, функционирование модели подразумевает определение текущих значений количества, химического состава и температуры взаимодействующих фаз на момент окончания каждого условного периода продувки. В дальнейшем полученные значения используются в качестве исходных для расчета последующего периода. Например, для практического применения при реализации расчета выбирается продолжительность условного периода, соответствующая 200 м³ израсходованного кислорода. Укрупненный алгоритм функционирования модели представлен на рис. 3.

Таким образом, минимальный объем исходных данных для расчетов должен включать в себя следующую информацию:

- химический состав и количества шихтовых материалов (жидкого чугуна, характеристики металлозавалки), а также добавочных материалов (флюсов, охладителей);
- температуру жидкого чугуна;
- предварительно заданные или фактические параметры дутьевого режима (положение фурмы, расход кислорода и т. д.) и шлакового режима (режима присадок материалов по ходу продувки);
- целевые или фактические показатели окончания продувки: температуру металла, содержания углерода, марганца, серы и фосфора в металле по окончании продувки.

Таблица 1. Параметры окончания продувки

Table 1. Parameters of the end of blowing

$T, ^\circ\text{C}$	$\text{O}_2, \text{нм}^3$	$[\text{C}], \%$	$[\text{Mn}], \%$	$[\text{P}], \%$	$(\text{FeO}), \%$	B
1568 – 1709	17 235 – 21 314	0,027 – 0,098	0,059 – 0,237	0,0048 – 0,0268	14,9 – 33,2	3,10 – 5,05
1647	19 346	0,046	0,136	0,0130	23,15	3,87

Таблица 2. Ошибки прогноза параметров

Table 2. Parameter prediction errors

$\Delta T, ^\circ\text{C}$	$\Delta \text{O}_2, \text{нм}^3$	$\Delta [\text{Mn}], \%$	$\Delta [\text{P}], \%$	$\Delta (\text{FeO}), \%$	ΔB
0,1	–43	0,005	0,0006	1,8	0,28
16,1	354	0,027	0,0027	3,3	0,35

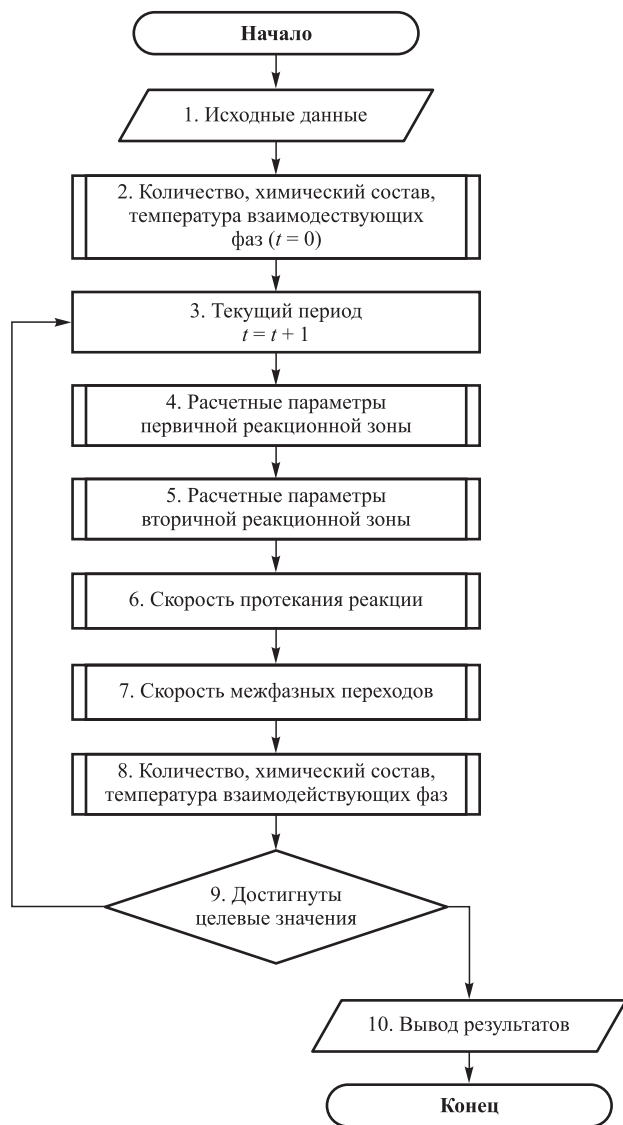


Рис. 3. Укрупненный алгоритм функционирования модели

Fig. 3. Enlarged algorithm of the model functioning

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как результат реализации такого алгоритма решения комплексной задачи получены расчетные значения температуры, химического состава металла по окончании продувки, расхода кислорода на плавку, а также траектории изменения значений этих параметров и параметров шлаковой фазы по ходу операции.

Проверку адекватности модели осуществляли по данным 200 плавков текущего производства, проведен-

ных в 350-т конвертере при использовании дополнительного контроля показателей процесса фурмой-зондом. Использовали фактическую информацию: количество, режимы присадок материалов, режимы продувки, количество израсходованного кислорода, химический состав металла по окончании продувки. Остановку расчетов модели проводили по достижении содержания углерода в металле, равного фактически полученному на моделируемой плавке. Настройка коэффициентов модели позволила получить следующие результаты: диапазоны изменения (числитель) и средние значения (знаменатель) параметров окончания продувки (табл. 1).

Ошибки Δ расчета показателей окончания продувки определяли как разность фактических и расчетных значений. В табл. 2 приведены значения средних (числитель) и средних по модулю (знаменатель) значений ошибок расчета.

Выводы

Достигнутые значения ошибок расчета показателей окончания продувки конвертерной ванны позволяют говорить об адекватности модели, разработанной в соответствии с описанным подходом. В свою очередь это позволяет сделать заключение о возможности использования модели для оценки влияния изменений состава, количества, свойств используемых материалов, технологических режимов и параметров рабочего пространства агрегата на динамику изменения параметров взаимодействующих фаз и показатели окончания продувки в кислородном конвертере, что поможет снизить количество корректирующих операций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Туркенич Д.И. Управление плавкой стали в конвертере. Москва: Металлургия; 1971:360.
2. Бойченко Б.М., Низяев К.Г., Стоянов А.Н., Молчанов Л.С., Синегин Е.В. Параметризация процесса выплавки стали в кислородном конвертере. Системные технологии. 2017;(3(110)):10–15.

- Boichenko B.M., Nizyaev K.G., Stoyanov A.N., Molchanov L.S., Sinegin E.V. Parametrization of steel production in an oxygen converter. *Sistemnye tekhnologii*. 2017;(3(110)):10–15. (In Russ.).
3. Бигеев А.М. Математическое описание и расчеты сталеплавления процессов. Москва: Металлургия; 1982:160.
4. Мочалов С.П., Айзатулов Р.С., Шакиров К.М. Прогнозирующая динамическая модель конвертерного процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1979;22(4):128–131. Mochalov S.P., Aizatulov R.S., Shakirov K.M. Predicting dynamic model of converter process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979;22(4):128–131. (In Russ.).
5. Chen J.D., Zhang C.J., Feng J.H. Static mechanics model in loading converter and energy saving. *Journal of Hebei Institute of Technology*. 2007;29(1):32–35.
6. Рожков И.М., Травин О.В., Туркенич Д.И. Математические модели конверторного процесса. Москва: Металлургия; 1978:184.
7. Pal J., Singh S., Ghose A.K., Mohan S. A mathematical model for end point control of basic oxygen steelmaking furnace. *Journal of Metallurgy and Materials Science*. 2002;44(1):39–49.
8. Cunha A.P., Pacianotto T.A., Frottini Fileti A.M. Steel-making process: Neural models improve end-point predictions. *Computer Aided Chemical Engineering*. 2004;18(4): 631–636. [https://doi.org/10.1016/S1570-7946\(04\)80171-8](https://doi.org/10.1016/S1570-7946(04)80171-8)
9. Apeldoorn G.J., Gootjes P. Sublances for BOF steelmaking. In: *Millennium Steel*. 2006:97–101.
10. Бигеев А.М., Байтман В.В. Адаптация математической модели окончания продувки конвертерной плавки к условиям кислородно-конвертерного цеха Магнитогорского металлургического комбината. *Металлург*. 2006;(9):47–49. Bigeev A.M., Baitman V.V. Adaptation of mathematical model of BOF blowing end to conditions of BOF shop of Magnitogorsky Iron and Steel Works. *Metallurg*. 2006;(9):47–49. (In Russ.).
11. Vortrefflich W., Vries J. Maximizing BOF production capacity and producing cost efficient by using sublance based process control. *Iron & Steel Review*. 2010;10:94–100.
12. Кошелев А.Е., Воронин Н.И., Петрунин М.В., Киселева Т.В., Турчанинов Е.Б. О косвенном контроле содержания углерода в конвертерной ванне. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1981;24(12):105–110. Koshelev A.E., Voronin N.I., Petrunin M.V., Kiseleva T.V., Turchaninov E.B. On indirect control of carbon content in converter bath. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1981;24(12):105–110. (In Russ.).
13. Хаазе Р. Термодинамика необратимых процессов. Москва: Мир; 1967:543.
14. Окорочков Б.Н. Линейная энергодинамика открытых систем сталеплавления процессов. Москва: Металлургиздат; 2021:520.
15. Dering D., Swartz C., Dogan N. Dynamic modeling and simulation of basic oxygen furnace (BOF) operation. *Processes*. 2020;8(4):483. <https://doi.org/10.3390/pr8040483>
16. Шулина Ж.М., Попель С.И., Шакиров К.М. Изменение межфазной поверхности жидкость-жидкость струей газа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1981;24(4):15–18. Shulina Zh.M., Popel' S.I., Shakirov K.M. Changing the liquid-liquid interface by a gas jet. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1981;24(4):15–18. (In Russ.).
17. Шакиров К.М., Толкунова И.Н., Рыбалкин Е.М., Шакиров М.К. Взаимодействие вертикальной струи газа со свободной поверхностью жидкости. В кн.: *Тезисы докладов IV Всесоюзного семинара по газовым струям, 25 – 27 сентября 1990 г.* Ленинград: ЛМИ; 1990:113.
18. Шакиров М.К. Совершенствование технологии внепечного рафинирования конвертерной стали на основе исследования и моделирования технологических стадий обработки. Автореф. дис. канд. техн. наук. Новокузнецк; 1998:23.
19. Протопопов Е.В., Уманский А.А., Морозов И.С., Шакиров М.К. Математическая модель режимов взаимодействия кислородных струй с расплавом при верхней продувке конвертерной ванны. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(3(45)):87–93. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-87-93](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-87-93) Protopopov E.V., Umanskii A.A., Morozov I.S., Shakirov M.K. Mathematical model of modes of interaction of oxygen jets with melt during upper purging of a converter bath. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(3(45)):87–93. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3\(45\)-87-93](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3(45)-87-93)
20. Шакиров К.М. Кинетика гетерогенных процессов. Развернутое кинетическое уравнение быстрых гетерогенных реакций в потоке. Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ; 2012:76.
21. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. II. Взаимодействие жидкостей с газами и твердыми фазами. Москва: Металлургия; 1966:706.
22. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов. Москва: Металлургия; 1986:463.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Максим Кимович Шакиров, к.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0009-0007-4938-5975
E-mail: shakirov.maxim@mail.ru

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Maksim K. Shakirov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University
ORCID: 0009-0007-4938-5975
E-mail: shakirov.maxim@mail.ru

Evgeniy V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Евгений Борисович Турчанинов, к.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: evgen52.turchaninov@gmail.com

Евгений Анатольевич Беленецкий, магистрант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: info@vpk-oil.ru

Сергей Сергеевич Фатьянов, магистрант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: pimm@sibsiu.ru

Evgenii B. Turchaninov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University
E-mail: evgen52.turchaninov@gmail.com

Evgenii A. Belenetskii, MA Student of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: info@vpk-oil.ru

Sergei S. Fat'yanov, MA Student of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: pimm@sibsiu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. К. Шакиров – постановка задач исследования, разработка и реализация алгоритма, анализ полученных результатов.

Е. В. Протопопов – постановка цели и задач исследования, технологическое описание поставленной задачи, обоснование направления исследований, разработка алгоритма, анализ полученных результатов.

Е. Б. Турчанинов – постановка задач исследования, анализ полученных результатов.

Е. А. Беленецкий – разработка алгоритма, анализ полученных результатов.

С. С. Фатьянов – разработка алгоритма, анализ полученных результатов.

M. K. Shakirov – formulation of research objectives, development and implementation of the algorithm, analysis of results.

E. V. Protopopov – formulation of research goals and objectives, technological description of the task, justification of the research direction, development of the algorithm, analysis of results.

E. B. Turchaninov – formulation of research objectives, analysis of results.

E. A. Belenetskii – development of the algorithm, analysis of results.

S. S. Fat'yanov – development of the algorithm, analysis of results.

Поступила в редакцию 08.02.2025

После доработки 25.03.2025

Принята к публикации 02.04.2025

Received 08.02.2025

Revised 25.03.2025

Accepted 02.04.2025



УДК 621.771.65

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-218-227



Оригинальная статья

Original article

МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРОИЗВОДСТВА МЕЛЮЩИХ ШАРОВ ПОВЫШЕННОЙ ТВЕРДОСТИ И УДАРНОЙ СТОЙКОСТИ

В. В. Байдин, А. А. Уманский

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

umanskii@bk.ru

Аннотация. С целью обоснования возможности производства мелющих шаров 5-ой группы твердости и стабилизации производства шаров 4-ой группы твердости в условиях действующего шаропрокатного стана проведена серия теоретических и экспериментальных исследований. На основании результатов компьютерного моделирования процесса производства мелющих шаров диаметром 60 мм определены закономерности формирования напряженного состояния металла в процессе поперечно-винтовой прокатки шаров из стандартной стали Ш2.3 и экспериментальной экономнолегированной стали Ш76ХФ. Снижение температуры выдачи заготовок из нагревательной печи в рамках допустимого интервала ее изменения согласно действующей технологии (880 – 1000 °С) приводит к значительному увеличению интенсивности напряжений по всей поверхности шаров при их прокатке, что повышает нагрузки на оборудование прокатной клетки и увеличивает износ калибров валков. Дополнительно проведенное моделирование показывает, что после окончания прокатки имеет место значительная (до 80 °С) неравномерность температур по поверхности шаров, которая, однако, практически полностью устраняется после подстуживания шаров на конвейере перед закалкой. В случае прокатки шаров из заготовок с температурой их выдачи из нагревательной печи менее 980 °С температура поверхности шаров перед закалкой является пониженной относительно рекомендуемого интервала, обеспечивающего получение продукции с заданными свойствами, что подтверждено металлографическими и дюрOMETрическими исследованиями. На основании результатов проведенных исследований разработан новый режим производства мелющих шаров с повышенной до 980 – 1030 °С температурой выдачи заготовок из нагревательной печи. Опытнo-промышленное опробование нового режима прокатки показало, что его применение гарантированно обеспечивает получение мелющих шаров 4-ой группы твердости по ГОСТ 7524 – 2015 при их производстве из стандартной стали Ш2.3 и получение шаров 5-ой группы твердости при использовании разработанной экономнолегированной стали марки Ш76ХФ. При этом шары из стали обеих рассматриваемых марок обладают повышенной ударной стойкостью.

Ключевые слова: мелющие шары, поперечно-винтовая прокатка, математическое моделирование, микроструктура, твердость, ударная стойкость, химический состав стали

Для цитирования: Байдин В.В., Уманский А.А. Моделирование и разработка технологических режимов производства мелющих шаров повышенной твердости и ударной стойкости. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(3):218–227.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-218-227>

MODELING AND DEVELOPMENT OF TECHNOLOGICAL MODES FOR PRODUCTION OF GRINDING BALLS OF INCREASED HARDNESS AND IMPACT RESISTANCE

V. V. Baidin, A. A. Umanskii

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

umanskii@bk.ru

Abstract. In order to substantiate the possibility of producing grinding balls of the 5th hardness group and to stabilize the production of balls of the 4th hardness group in an operating ball rolling mill, a series of theoretical and experimental studies were conducted. Based on the results of computer modeling of the production process of grinding balls with a diameter of 60 mm, the authors determined the patterns of formation of the metal stress state during cross-screw rolling of balls made of standard steel Sh2.3 and experimental economically alloyed steel Sh76KhF. A decrease in the temperature of billet discharge from the heating furnace within the permissible range of its change according to current technology (880 – 1000 °C) leads to a significant increase in stress intensity over the entire surface of the balls during rolling, which increases the load

on the equipment of the rolling stand and wear of the roller calibers. Additionally, the simulation shows that after the end of rolling, there is a significant (up to 80 °C) temperature unevenness on the balls surface, which, however, is almost completely eliminated after the balls are cooled on the conveyor before quenching. In the case of rolling balls from the billets with a discharge temperature from a heating furnace of less than 980 °C, the balls surface temperature before quenching is lower relative to the recommended range, ensuring the production of products with specified properties, which is confirmed by metallographic and durometric studies. Based on the results of the conducted research, a new mode of grinding balls production was developed with the temperature of billet discharge from the heating furnace increased to 980 – 1030 °C. Pilot testing of the new rolling mode showed that its use guarantees producing grinding balls of the 4th hardness group according to GOST 7524 – 2015 in their production from standard steel Sh2.3 and producing balls of the 5th hardness group using the developed economically alloyed steel grade Sh76KhF. At the same time, balls made of both steel grades under consideration have increased impact resistance.

Keywords: grinding balls, cross-screw rolling, mathematical modeling, microstructure, hardness, impact resistance, chemical composition of steel

For citation: Baidin V.V., Umanskii A.A. Modeling and development of technological modes for production of grinding balls of increased hardness and impact resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):218–227. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-218-227>

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы в отечественном шаропрокатном производстве наблюдается переход от изготовления мелющих шаров из отбраковки заготовок сталей различного назначения к применению специализированных шаровых сталей. Это обусловлено значительным повышением требований потребителей к параметрам качества мелющих шаров, а именно, к твердости, износо- и ударостойкости. Указанные изменения требований нашли отражение в основном нормативном документе на производство данного вида продукции. В ГОСТ 7524 – 2015 по сравнению с предыдущей его редакцией (ГОСТ 7524 – 89) предусмотрено производство шаров высокой поверхностной твердости с нормированной объемной твердостью (5-ая группа твердости), а также расширен сортамент шаров, производимых по 4-ой группе твердости (шары с высокой твердостью поверхности и нормированной твердостью на глубине 0,5 радиуса шара) (табл. 1).

Кроме того, в редакции ГОСТ 7524–2015 впервые зафиксирована возможность поставки мелющих шаров 4 и 5-ой групп твердости с контролем их ударной стойкости.

Анализ литературных данных показывает наличие значительного количества исследований, направленных на совершенствование химического состава мелющих шаров с целью повышения их эксплуатационных характеристик. При этом рекомендации, касающиеся как перечня и концентрации легирующих элементов, так и содержания углерода в стали, значительно разнятся. Так, авторами исследования [1] разработана хромомолибденовая сталь условной марки ШХМ с содержанием углерода на уровне 0,69 %, хрома и молибдена – на уровне 0,56 и 0,26 % соответственно. В работе [2] обоснована целесообразность производства мелющих шаров 5-ой группы твердости из экспериментальной среднеуглеродистой стали, легированной марганцем (0,90 – 1,01 %) и хромом (до содержания 0,34 – 0,41 %). Исследователями [3] предложены два варианта заэвтектоидных сложнолегированных сталей для производства шаров. Такие стали имеют содержание углерода на уровне 0,9 – 1,2 % и одновременно легированы марганцем (0,8 – 1,5 %), хромом (1,0 – 1,7 %), ванадием (0,15 – 0,25 %) и молибденом (0,2 – 0,4 %) или никелем (0,4 – 0,6 %).

Необходимо отметить, что обеспечение повышенных требований к качеству мелющих шаров помимо

Таблица 1. Анализ изменения требований к твердости мелющих шаров

Table 1. Analysis of changes in hardness requirements for grinding balls

Диаметр шара, мм	Минимальная твердость по группам, HRC						
	1	2	3	4		5	
	поверхность			на глубине 0,5 радиуса		поверхность	объемная
Требования гост 7524 – 2015							
15 – 45	45	49	55	55	45	61	57
50 – 70	43	48	53	53	43	60	53
80 – 100	39	42	52	52	40	58	48
110 – 120	35	38	50	50	35	56	43
Требования ГОСТ 7524 – 89							
15 – 70	43	49	55	55	45	–	–
80 – 100	40	42	52	–	–	–	–
110 – 120	35	38	50	–	–	–	–

применения оптимального химического состава сталей закономерно требует также совершенствования режимов прокатки и термической обработки шаров.

При определении оптимальных температурных режимов прокатки мелющих шаров необходимо учитывать, что, с одной стороны, избыточное повышение температуры прокатки может отрицательно сказываться на качестве структуры шаров – приводить к формированию рыхлости и внутренних полостей в осевой зоне шаров [4], а с другой стороны, снижение температуры прокатки неизбежно приводит к увеличению нагрузки на оборудование прокатной клетки вследствие роста сопротивления стали пластической деформации сталей широкого номенклатурного ряда: нержавеющей [5; 6], высокоуглеродистых [7; 8], для автомобиле- и судостроения [9; 10], сверхвысокопрочных [11]. Также необходимо учитывать влияние изменения температурного режима прокатки шаров на их последующую закалку, которая на подавляющем большинстве современных шаропрокатных станов осуществляется с прокатного нагрева.

Режимы термической обработки мелющих шаров, применяемые в условиях современных шаропрокатных комплексов, существенно разнятся по организации и по конкретным температурно-временным параметрам основных стадий процесса. Например, на шаропрокатном стане АО «ЕВРАЗ Нижне-Тагильский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ НТМК), запущенном в эксплуатацию в 2017 г., для производства шаров 5-й группы твердости успешно применяется одностадийная закалка [12], а на новых шаропрокатных станах ПАО «Северсталь», введенных в эксплуатацию в 2014 и 2017 гг. – более сложная технология прерванной закалки [13]. Находят применение как самоотпуск шаров в специальных контейнерах (бункерах), так и низкий отпуск путем нагрева и выдержки при заданной температуре в специализированных печах. При этом рекомендуемая температура самоотпуска по данным различных исследователей [14 – 16] изменяется от 60 до 210 °С, а длительность процесса – от 12 до 24 ч. Также значительные колебания рекомендуемых параметров термообработки имеют место и применительно к низкому отпуску в отдельных печах. Диапазон оптимальной температуры отпуска находится в пределах от 160 до 300 °С, а длительность выдержки – от 2 до 10 ч [17 – 19]. Рядом авторов применительно к производству мелющих шаров доказывается целесообразность использования такого нестандартного процесса, как *Quenching and Partitioning* (Q&P) [20], ранее разработанного [21] и обоснованного к применению зарубежными исследователями для термообработки сталей широкого номенклатурного ряда [22 – 24]. Другими зарубежными авторами [25; 26] представлены рекомендации по совершенствованию термической обработки мелющих шаров в рамках стандартных технологических

решений. Также в ряде работ утверждается о потенциальной эффективности применения технологии термоциклирования при производстве мелющих шаров [3; 27], заключающейся в повторении циклов закалки и отпуска.

В целом можно констатировать существенные различия в подходах к оптимизации химического состава, режимов прокатки и термообработки мелющих шаров. Это не позволяет использовать рекомендации отдельных авторов для совершенствования режимов производства мелющих шаров в условиях конкретного стана без соответствующей адаптации, которая, в свою очередь, предопределяет необходимость проведения дополнительных исследований.

Целью работы является обоснование оптимальных режимов производства мелющих шаров 5-ой группы твердости по ГОСТ 7524 – 2015 из экономнолегированной стали в условиях действующего шаропрокатного производства. В настоящее время на указанном предприятии производят шары только 2, 3 и 4 групп твердости.

МЕТОДИКА И ИСХОДНЫЕ УСЛОВИЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводили применительно к условиям шаропрокатного стана 40-100 в два этапа. На первом этапе провели математическое моделирование процесса прокатки и охлаждения мелющих шаров перед их закалкой в программном комплексе DEFORM. Необходимо отметить, что в последние годы моделирование процессов производства мелющих шаров с использованием стандартных прикладных программных комплексов (в том числе DEFORM) широко используется исследователями как эффективный инструмент для оптимизации технологии прокатки и термообработки шаров. В частности, отечественными [28; 29] и зарубежными [30 – 32] исследователями проведено моделирование напряженного и деформированного состояния металла при прокатке шаров по различным калибровкам, а также моделирование распределения температурных полей в процессе термомеханической обработки шаров [13; 33].

В рамках второго этапа проведены металлографические и дюрOMETрические исследования полнопрофильных образцов шаров (разрезанные на две равные части мелющие шары) после закалки. Для металлографических исследований использовали оптический микроскоп OLYMPUS GX-71, а для дюрOMETрических исследований – твердомер ТК-2М.

Сортамент рассматриваемого стана включает мелющие шары диаметром от 40 до 100 мм, производимые из стандартных марок стали в зависимости от группы твердости и диаметра (табл. 2).

Технология производства мелющих шаров включает в себя нагрев заготовок, прокатку, подстуживание

Таблица 2. Химический состав стандартных сталей для производства мелющих шаров диаметром 60 мм

Table 2. Chemical composition of standard steels for production of grinding balls with a diameter of 60 mm

Марка стали	Группа твердости	Диаметр шара, мм	Содержание химических элементов, мас. %							
			C	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	S	P
							не более			
Ш2.1	2, 3	40 – 60	0,60 – 0,69	0,60 – 0,70	0,20 – 0,30	–	–	–	0,025	0,03
Ш2.2	2, 3	70 – 100	0,70 – 0,80	0,60 – 0,70	0,20 – 0,30	–	–	–	0,015	0,02
Ш2.3	4	40 – 60	0,65 – 0,75	0,70 – 0,80	0,20 – 0,35	0,30 – 0,40	0,3	0,3	0,020	0,03
Ш2.4	4	70	0,65 – 0,75	0,70 – 0,80	0,20 – 0,35	0,35 – 0,45	0,3	0,3	0,020	0,03
Ш2Л	4	80 – 100	0,65 – 0,75	0,70 – 0,80	0,20 – 0,35	0,50 – 0,60	0,3	0,3	0,015	0,02

шаров на конвейере с последующей их закалкой в шнековом барабане и самоотпуском в бункерах. Регламентированы и фактически контролируются в потоке производства следующие основные параметры технологии: температура в нагревательной печи и продолжительность нагрева заготовок, температура заготовок на выдаче из печи, длительность охлаждения прокатанных шаров на конвейере перед закалкой, температура шаров перед закалкой, длительность охлаждения шаров в закалочном устройстве, температура и длительность самоотпуска шаров.

В рамках настоящего исследования рассматривали производство мелющих шаров диаметром 60 мм, допустимые диапазоны изменения технологических параметров для которых не зависят от марки стали. Основные технологические параметры производства мелющих шаров диаметром 60 мм следующие:

Параметр	Значение
Температура заготовок на выдаче из печи . . .	880 – 1000 °C
Длительность подстуживания шаров на конвейере	95 – 100 с
Температура шаров перед закалкой	830 ± 30 °C
Длительность нахождения шаров в закалочном барабане	45 – 55 с
Температура самоотпуска шаров, не менее . . .	180°C
Длительность самоотпуска шаров, не менее . .	12 ч

Выбор объекта исследований обусловлен наибольшей отсортировкой шаров данного профилирующего

и группы твердости при значительной доле производства таких шаров в общем сорimente.

Дополнительно проводили моделирование производства мелющих шаров диаметром 60 мм из стали условной марки Ш76ХФ (сталь 76ХФ по ГОСТ Р 51685 – 2013 с зауженным допустимым интервалом изменения химических элементов) (табл. 3). Выбор данной марки стали обоснован результатами ранее проведенных исследований [34], показавших возможность производства мелющих шаров высокой твердости и потенциально высокой ударной стойкости при ее использовании.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты моделирования производства мелющих шаров из стали Ш2.3, представленные в виде распределения интенсивности напряжений по укрупненным зонам поверхности шаров, свидетельствуют о формировании значительной неравномерности напряжений (рис. 1).

Наибольшая интенсивность напряжений закономерно наблюдается в зонах врезки реборды в исходную заготовку, достигая в этих зонах значительных величин. Несмотря на наличие схожих схем напряженного состояния поверхности мелющих шаров при их прокатке по различным температурным режимам, необходимо отметить, что снижение температуры выдачи заготовок из нагревательной печи до нижней границы допустимого предела (880 °C) приводит к значительному повышению напряжений по сравнению с прокаткой при температуре, соответствующей верхнему допустимому пределу

Таблица 3. Химический состав экспериментальной экономнолегированной стали

Table 3. Chemical composition of experimental economically alloyed steel

Марка стали	Содержание химических элементов, мас. %						
	C	Mn	Si	Cr	V	S	P
						не более	
Ш76ХФ	0,74 – 0,76	0,80 – 0,90	0,35 – 0,45	0,40 – 0,50	0,03 – 0,05	0,015	0,015
76ХФ по ГОСТ Р 51685 – 2013	0,71 – 0,82	0,75 – 1,25	0,25 – 0,60	0,20 – 0,80	0,03 – 0,15	0,020	0,020

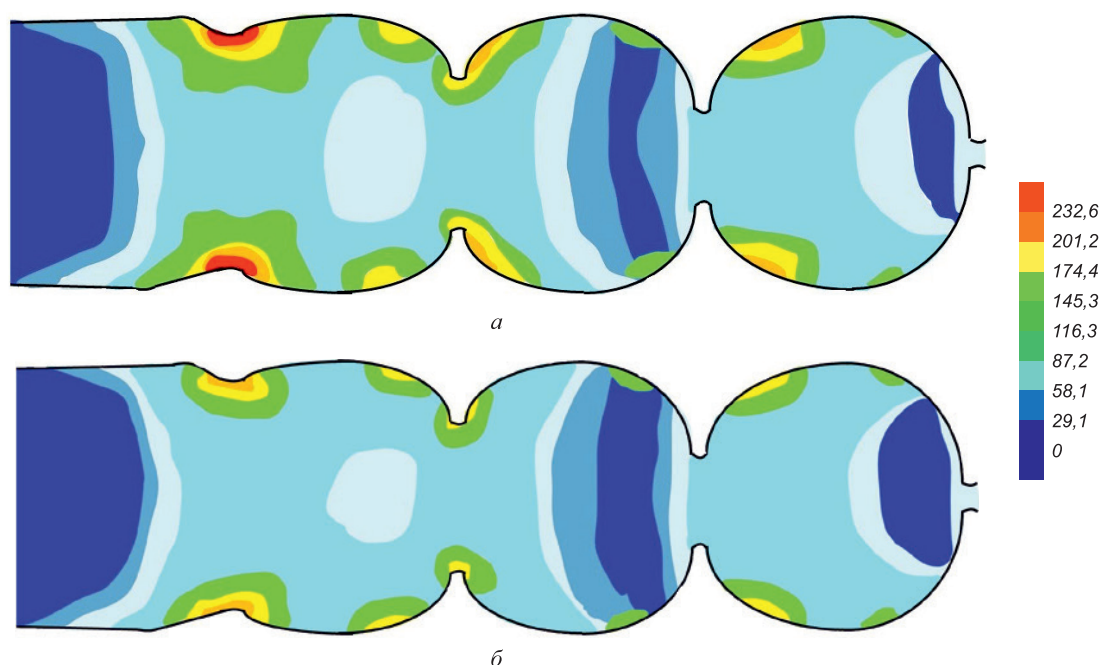


Рис. 1. Распределение интенсивности напряжений по поверхности мелющих шаров при температуре их прокатки 880 (а) и 1000 °С (б)

Fig. 1. Stress intensity distribution over the surface of grinding balls at their rolling temperatures of 880 (a) and 1000 °C (b)

(1000 °C). Так, максимальные напряжения в отдельных точках контакта металла с валками достигают 400 МПа при температуре деформации 880 °C, в то же время при температуре прокатки 1000 °C такие точечные напряжения не превышают 325 МПа.

Аналогичная картина наблюдается и применительно к точечным напряжениям в других зонах поверхности шаров, а также применительно к средним значениям напряжений по укрупненным областям поверхности прокатываемых шаров. Это, в свою очередь, обуславливает существенное повышение усилия прокатки (рис. 2), приводит к повышенному износу прокатных

валков, и, кроме того, значительно увеличивает риск формирования дефектов шаров.

При прокатке мелющих шаров из стали Ш76ХФ имеют место закономерности напряженного состояния их поверхности, аналогичные вышеприведенным для стали Ш2.3 (рис. 1). При этом интенсивности напряжений, особенно в локальных зонах внедрения реборды в заготовку, незначительно превышают напряжения, формирующиеся в этих же зонах при прокатке шаров из стали Ш2.3, что обуславливает соответствующую разницу в усилиях прокатки при производстве шаров из указанных сталей (рис. 3).

В целом вышеприведенные данные свидетельствуют, что существующий температурный режим прокатки

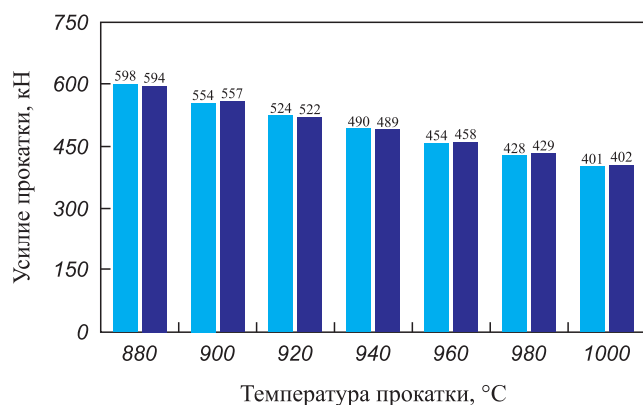


Рис. 2. Влияние температуры прокатки мелющих шаров из стали Ш2.3 на усилия прокатки:
■ и ■ – факт и расчет

Fig. 2. Influence of the rolling temperature of grinding balls made of Sh2.3 steel on rolling force:
■ and ■ – fact and calculation

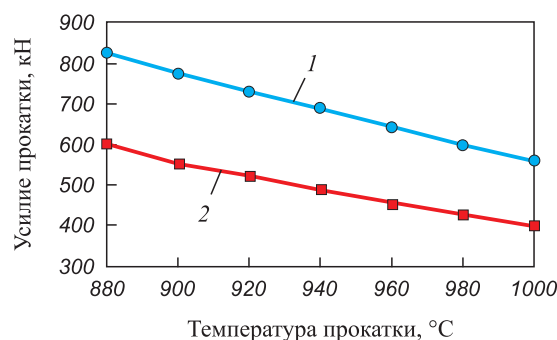


Рис. 3. Расчетные значения усилия прокатки мелющих шаров из различных сталей в зависимости от температуры прокатки:
1 – Ш76ХФ; 2 – Ш2.3

Fig. 3. Calculated values of rolling force of grinding balls made of various steels depending on rolling temperature:
1 – Sh76KhF; 2 – Sh2.3

мелющих шаров является неоптимальным как применительно к производству шаров 4-ой группы твердости из стандартной стали, так и для производства шаров 5-ой группы твердости из стали Ш76ХФ. Целесообразным является проработка направления по повышению температуры прокатки мелющих шаров.

Как указано выше, технологическая схема производства мелющих шаров на рассматриваемом прокатном стане включает закалку шаров с прокатного нагрева после соответствующего охлаждения на движущемся конвейере. Поэтому к вопросу изменения температурного режима прокатки шаров необходимо подходить комплексно с учетом влияния указанного изменения на последующую термическую обработку и производительность прокатного стана как единой технологической системы.

С целью обоснования изменения температуры прокатки мелющих шаров проведено моделирование температурного состояния их поверхности после прокатки и перед закалкой с учетом допустимых интервалов температуры прокатки и длительности охлаждения шаров перед закалкой.

По полученным данным (табл. 4), после прокатки происходит снижение температуры поверхности шаров в среднем на 70 °С; при этом вне зависимости от температуры нагрева заготовок имеет место значительная

(до 50 °С) неравномерность распределения температуры по поверхности шаров. В наибольшей степени это обусловлено наличием локальных зон повышенной температуры в местах наиболее интенсивной деформации (в местах внедрения реборды в заготовку при прокатке).

Полученные результаты свидетельствуют, что после охлаждения шаров на конвейере температура их поверхности практически выравнивается вне зависимости от температуры прокатки и длительности подстуживания (табл. 4). При этом необходимо обратить внимание, что при минимально допустимой температуре прокатки заготовок температура поверхности шаров перед закалкой близка к температуре A_{C3} для стали Ш2.3. На практике такая температура закалки не позволяет получить однородную мартенситную структуру, высокие твердость и ударную стойкость шаров. Данный факт подтвержден металлографическими исследованиями мелющих шаров из стали Ш2.3 текущего производства, при прокатке которых температура находилась на нижнем допустимом пределе. В микроструктуре таких шаров после закалки в дополнение к мартенситу выявлен феррит (рис. 4), поверхностная твердость шаров и твердость на глубине 1/2 радиуса ниже требований к шарам 4-ой группы и фактически соответствуют только 2-ой группе твердости по ГОСТ 7524 – 2015 (табл. 5).

Таблица 4. Результаты моделирования динамики изменения температуры мелющих шаров диаметром 60 мм при их прокатке и охлаждении

Table 4. Results of modeling the dynamics of temperature changes of grinding balls with a diameter of 60 mm during their rolling and cooling

Температура выдачи заготовок из печи, °С	Температура поверхности шаров после прокатки, °С		Время подстуживания, с	Температура поверхности шаров перед закалкой, °С		Необходимая температура шаров перед закалкой / температура A_{C3} , °С
	min	max		min	max	
880	792	833	95	758	774	800 – 860 / 760
1000	898	951	100	853	862	

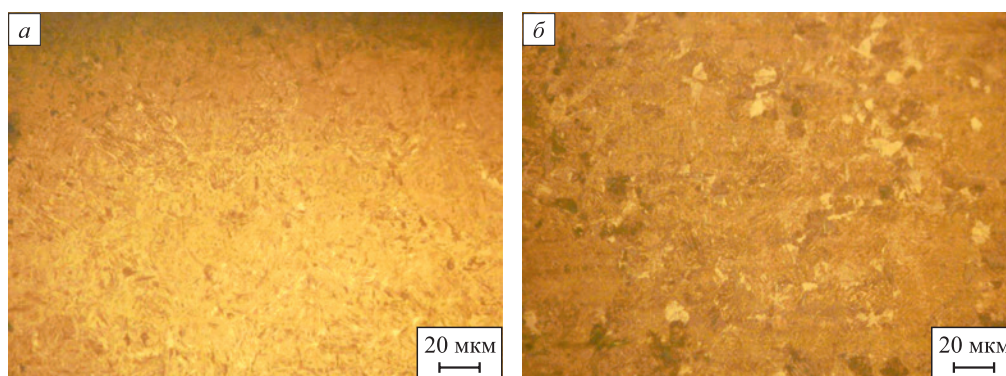


Рис. 4. Характерная микроструктура мелющих шаров из стали Ш2.3 на поверхности (а) и на глубине 1/2 радиуса шара при температуре прокатки 880 °С (б)

Fig. 4. Characteristic microstructure of grinding balls made of Sh2.3 steel on the surface (a) and at a depth of 1/2 of the ball radius at rolling temperature of 880 °С (b)

Таблица 5. Показатели качества мелющих шаров диаметром 60 мм из стали Ш2.3 при варьировании температуры их прокатки

Table 5. Quality indicators of grinding balls with a diameter of 60 mm made of Sh2.3 steel with varying rolling temperatures

Температура выдачи заготовок из печи, °С	Характерная микроструктура шаров		Твердость шаров, HRC	
	поверхность	на глубине 1/2 радиуса	поверхность	на глубине 1/2 радиуса
880	мартенсит	мартенсит + троостит + феррит	48 – 50	35 – 42
1000	мартенсит	мартенсит	54 – 56	47 – 49
2-ая группа твердости по ГОСТ 7524 – 2015, не менее			48	–
3-ая группа твердости по ГОСТ 7524 – 2015, не менее			53	–
4-ая группа твердости по ГОСТ 7524 – 2015, не менее			53	43

Гарантированное соответствие температуры шаров перед закалкой оптимальному интервалу согласно результатам моделирования имеет место при температуре начала прокатки 980 – 1000 °С. Металлографические исследования мелющих шаров аналогичного химического состава, но прокатанных с указанной температурой, показали, что их микроструктура после закалки представляет собой мелкоигольчатый мартенсит (рис. 5). Показатели твердости таких шаров позволяют отнести их к 4-ой группе твердости (табл. 5). На основании вышеприведенных исследований применительно к мелющим шарам диаметром 60 мм установлен оптимальный температурный интервал выдачи заготовок под прокатку 980 – 1030 °С.

Прокатка заготовок 20 плавок указанной стали с использованием измененного температурного режима подтвердила соответствие таких шаров 4-ой группе твердости при одновременном повышении ударной стойкости. На всем объеме прокатанных шаров не выявлены дефекты макроструктуры в виде рыхлости и внутренних полостей. Это подтверждает результаты исследований, ранее проведенных в условиях Гурьевского металлургического завода, об

отсутствии отрицательного влияния повышения температуры прокатки шаров на качество их макроструктуры [35; 36].

Ударная стойкость мелющих шаров приведена ниже.

Сталь (температура нагрева заготовок)	Доля шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость, %
Сталь Ш2.3 (880 – 1000 °С)	4,6
Сталь Ш2.3 (980 – 1030 °С)	2,7
Сталь Ш76ХФ (980 – 1030 °С)	1,9

Далее провели моделирование изменения температуры шаров из стали Ш76ХФ в процессе их прокатки и охлаждения перед закалкой, которое позволило выявить закономерности, аналогичные определенным применительно к стали Ш2.3.

Проведенными экспериментальными исследованиями производства мелющих шаров из стали Ш76ХФ с повышенной температурой их прокатки определено, что полученные шары соответствуют 5-ой группе твер-

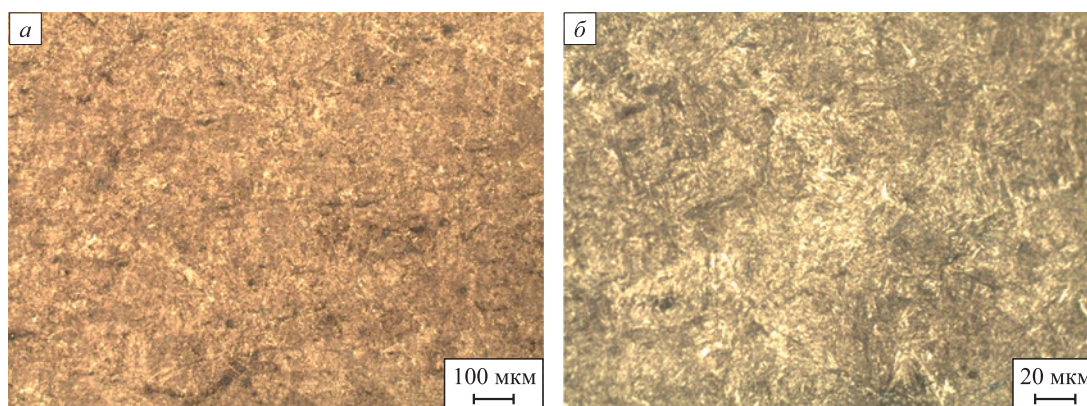


Рис. 5. Характерная микроструктура мелющих шаров из стали Ш2.3 на поверхности (а) и на глубине 1/2 радиуса шара при температуре прокатки 1000 °С (б)

Fig. 5. Characteristic microstructure of grinding balls made of Sh2.3 steel on the surface (a) and at a depth of 1/2 of the ball radius at a rolling temperature of 1000 °С (b)

дости и при этом обладают повышенной ударной стойкостью по отношению к шарам из стали Ш2.3.

Таким образом, применение нового температурного режима прокатки позволяет гарантированно получать мелющие шары диаметром 60 мм 4-ой группы твердости по ГОСТ 7524 – 2015 при их производстве из стандартной марки стали Ш2.3 и шары 5-ой группы твердости – при использовании экономнолегированной стали Ш76ХФ. При этом производимые шары как 4-ой, так и 5-ой групп твердости обладают повышенной ударной стойкостью.

Выводы

На основании комплекса теоретических и экспериментальных исследований разработан новый температурный режим прокатки мелющих шаров повышенных твердости и ударной стойкости. Опытнотехнологическое опробование разработанного температурного режима прокатки в условиях действующего шаропрокатного стана подтвердило соответствие получаемых шаров 4-ой и 5-ой группам твердости по ГОСТ 7524 – 2015 при их производстве из стандартной стали Ш2.3 и экспериментальной стали Ш76ХФ соответственно. Также подтверждено значимое повышение ударной стойкости таких шаров по сравнению с шарами из стали Ш2.3, произведенными с применением стандартного режима прокатки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Соленьи В.К. Освоение производства и оценка эффективности использования высококачественных мелющих шаров Сообщение 1. Освоение производства шаров из хромомолибденовой стали. *Сталь*. 2021;(11):36–39.
Stalinskii D.V., Rudyuk A.S., Solenyi V.K. Development of production and estimation of the efficiency of using high-quality grinding balls. Report 1. Mastering the production of balls from chromium–molybdenum steel. *Steel in Translation*. 2021;51(11):822–826.
<https://doi.org/10.3103/S0967091221110127>
2. Быков П.О., Касимгазин А.Д. Исследование и апробация технологии получения катаных помольных шаров 5 группы твердости в условиях ПФ ТОО «Кастинг». *Наука и техника Казахстана*. 2018;(1):31–40.
Bykov P.O., Kasimgazinov A.D. Research and approbation of production technology for rolled grinding balls 5-th group of hardness in the PB LLP “Casting”. *Science and Technology of Kazakhstan*. 2018;(1):31–40. (In Russ.).
3. Сычков А.Б., Стеблов А.Б., Березов С.Н. О выборе материала и режимов термической обработки стальных мелющих шаров, отвечающих требованиям современного мирового рынка. *Литье и металлургия*. 2013;(3(71)):30–32.
Sychkov A.B., Steblov A.B., Berezov S.N. The choice of material and heat treatment regimes of steel grinding balls, meeting the requirements of the modern global market. *Lit'e i metallurgiya*. 2013;(3(71)):30–32. (In Russ.).
4. Шор Э.Р. Новые процессы прокатки. Москва: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии; 1960:386.
5. Lin G., Zhang Z.-X., Song H.-W., Tong J., Zhou C.-D. Investigation of the hot plasticity of duplex stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2008;15(6):83–86.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60272-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60272-1)
6. Cui G.-Z., Di H.-S., Liu X.-H., Wang G.-D. Hot plasticity of 304HC stainless steel and the establishment of the model of resistance to deformation. *Dongbei Daxue Xuebao/Journal of Northeastern University*. 2001;22(6):656–659.
7. Knapinski M., Kwapisz M., Kawalek A. Analysis of the plasticity of high-carbon alloy steel in the conditions of hot plastic working. *Solid State Phenomena*. 2010;165:85–90.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.165.85>
8. Laber K., Dyja H., Kawalek A., Sawicki S. Determination of characteristics of plasticity of selected medium and high carbon steel grades in hot torsion test. *Metallurgija*. 2016;55(4):635–638.
9. Fan Y., Wang M.-L., Zhang H., Tao H.-b., Zhao P., Li S.-q. Hot plasticity and fracture mechanism of the third generation of automobile steel. *Chinese Journal of Engineering*. 2013;35(5):607–612.
<https://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2013.05.008>
10. Zhou Y., Yan L., Li S., Zhou C. Hot plasticity of 690 MPa grade steel for marine engineering. *Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals*. 2016;41(8):14–17.
<https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2016.08.004>
11. Wang F., Zhang Y.-J., Yang Z.-Y., Gao Q. Hot plasticity and processing maps of new secondary-hardening ultra-high strength steel. *Suxing Gongcheng Xuebao/Journal of Plasticity Engineering*. 2016;23(6):137–142.
12. Рубцов В.Ю., Шевченко О.И. Освоение производства мелющих шаров пятой группы твердости в условиях АО «ЕВРАЗ-НТМК». *Калибровочное бюро*. 2018;(13):20–22.
Rubtsov V.Yu., Shevchenko O.I. Grinding steel balls 5 group production in the conditions of JSC “EVRAZ-NTMK”. *Roll Pass Design Bureau*. 2018;(13):20–22. (In Russ.).
13. Адигамов Р.Р., Никишин И.А., Жителев П.С., Андреев А.Р., Карлина А.И. Опыт освоения производства стальных мелющих шаров в ПАО “Северсталь”. *Сталь*. 2022;(3):13–18.
Adigamov R.R., Nikishin I.A., Zhiteliev P.S., Andreev A.R., Karlina A.I. The experience of mastering the production of steel grinding balls at PJSC Severstal. *Stal'*. 2022;(3):13–18. (In Russ.).
14. Лам М.М., Серов А.И., Смирнов Е.Н., Тернавский А.А., Базарова Г.С. Промышленные испытания мелющих шаров IV группы твердости производства ПАО «Донецкий металлопрокатный завод». *Металлург*. 2016;(9):68–72.
Lam M.M., Serov A.I., Smirnov E.N., Ternavskii A.A., Bazarova G.S. Industrial tests of grinding balls of the IV hardness group produced by PJSC “Donetsk metal rolling plant”. *Metallurg*. 2016;(9):68–72. (In Russ.).
15. Кузнецов И.С., Юрьев А.Б., Фастыковский А.Р. Технологические резервы эффективности металлургического производства мелющих шаров. *Сталь*. 2021;(7):23–25.
Kuznetsov I.S., Yuryev A.B., Fastyskovskii A.R. Process efficiency reserves of the metallurgical production of milling balls. *Steel in Translation*. 2021;51(7):480–483.
<https://doi.org/10.3103/S0967091221070044>

16. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Солёный В.К. Выбор материала и технологии термической обработки мелющих шаров, работающих преимущественно в условиях абразивного износа. *Сталь*. 2017;(6):64–69.
Stalinskii D.V., Rudyuk A.S., Solenyi V.K. Production of grinding balls resistant to abrasive wear. *Steel in Translation*. 2017;47(6):421–427.
<https://doi.org/10.3103/S0967091217060122>
17. Лам М.М., Серов А.И., Смирнов Е.Н., Тернавский А.Н., Михеев В.В. Освоение производства мелющих шаров группы твердости V в ПАО «Донецкий металлопрокатный завод». *Сталь*. 2017;(5):29–33.
Lam M.M., Serov A.I., Smirnov Y.N., Ternavskii A.N., Mikheiev V.V. Production of hard (class V) grinding balls at PJSC “DMPZ”. *Steel in Translation*. 2017;47(5):325–329.
<https://doi.org/10.3103/S0967091217050072>
18. Филиппова М.В., Климов А.В., Перетятко В.Н. Качество мелющих шаров. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2015;(12):30–35.
Filippova M.V., Klimov A.V., Peretyat'ko V.N. Quality of grinding balls. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2015;(12):30–35. (In Russ.).
19. Ефременко В.Г., Ганошенко И.В., Ткаченко Ф.К., Дегтярев С.И., Труфанова О.И., Луценко Т.Н. Опыт освоения металлургическим комбинатом “Азовсталь” технологии производства катаных мелющих шаров диаметром 120 мм с твердостью по 3-й группе ДСТУ 3499. *Металлургические процессы и оборудование*. 2006;(3(5)):25–28.
Efremenko V.G., Ganoshenko I.V., Tkachenko F.K., Degtyarev S.I., Trufanova O.I., Lutsenko T.N. Experience of development by the Azovstal metallurgical plant of the technology for production of rolled grinding balls with a diameter of 120 mm and hardness of the 3rd group of DSTU 3499. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*. 2006;(3(5)):25–28. (In Russ.).
20. Zurnadzy V., Efremenko V.G., Wu K.M., Lekatou A., Shimizu K., Chabak Y.G., Zotov D.S., Dunayev E.V. Quenching and partitioning–based heat treatment for rolled grinding steel balls. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020;51:3042–3053.
<https://doi.org/10.1007/s11661-020-05737-w>
21. Zhang J., Ding H., Misra R.D.K., Wang C. Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q-P microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;611:252–256.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.074>
22. Hsu T.Y., Jin X.J., Rong Y.H. Strengthening and toughening mechanisms of quenching-partitioning-tempering steels. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013;577(S1):S568–S571.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.016>
23. Knijf D.De, Petrov R., Föjer C., Kestens L.A.I. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;615:107–115.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.054>
24. Jirková H., Mašek B., Wagner M.F.-X., Langmajerová D., Kučerová L., Tremel R., Kiener D. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;615(S1):S163–S168.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.028>
25. Khedidja B., Mounira B., Amel G., Hichem M., Mohamed C., Salim B. Effect of heat treatment on tribological behavior of forged steel balls. *AIP Conference Proceedings*. 2019;2123(1):030004. <https://doi.org/10.1063/1.5117035>
26. Bai X., Jin Y. Heat treatment of wear resistant steel ball for large ball mill. *Jinshu Rechuli / Heat Treatment of Metals*. 2017;42(5):193–196.
<https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2017.05.040>
27. Самойлович Ю.А. Возможности повышения эксплуатационного ресурса крупных мелющих шаров из высокохромистой стали при использовании термоциклической обработки. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2017;(6(1410)):73–80.
Samoilovich Yu.A. Possibilities of increasing the operational life of large grinding balls made of high-chromium steel using thermocyclic treatment. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2017;(6(1410)):73–80. (In Russ.).
28. Шварц Д.Л., Семенов А.А., Галимьянов И.К. Компьютерное моделирование двухзаходной прокатки при производстве мелющих шаров диаметром 100 мм из легированных сталей. *Металлургия*. 2022;(1):79–84.
https://doi.org/10.52351/00260827_2022_01_79
Shvarts D.L., Semenov A.A., Galim'yanov I.K. Computer simulation of two-pass rolling in production of grinding balls with diameter of 100 mm from alloyed steels. *Metallurg*. 2022;(1):79–84.
https://doi.org/10.52351/00260827_2022_01_79
29. Уманский А.А., Юрьев А.Б., Симачев А.С., Думова Л.В. Исследование влияния параметров деформации на качество сортовых заготовок и мелющих шаров при их производстве из отбраковки рельсовых сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(8):596–603.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-8-596-603>
Umanskii A.A., Yur'ev A.B., Simachev A.S., Dumova L.V. Influence of deformation parameters on quality of billets and grinding balls in their production from rejects of rail steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(8):596–603. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-8-596-603>
30. Shi X., Wang B. Numerical simulation of Al ball forming process in skew rolling. *Materials Science Forum*. 2012;704-705:151–154.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.704-705.151>
31. Chyla P., Pater Z., Tomczak J. Numerical analysis of a rolling process for producing steel balls using helical rolls. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016;61(2):485–492.
<https://doi.org/10.1515/amm-2016-0085>
32. Pater Z. A thermomechanical analysis of the multi-wedge helical rolling (MWHR) process for producing balls. *Metallurgija*. 2016;55(2):233–236.
33. Pater Z., Tomczak J., Bartnicki J., Bulzak T. Thermomechanical analysis of a helical-wedge rolling process for producing balls. *Metals*. 2018;8(11):862.
<https://doi.org/10.3390/met8110862>
34. Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В. Особенности формирования микроструктуры мелющих тел, произведенных из рельсовых сталей различного химического состава. В сб.: *Металлургия: техноло-*

гии, инновации, качество. Труды XXIII Международной научно-практической конференции. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; 2022:21–28.

35. Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В. Разработка технологии производства мелющих тел с повышенными эксплуатационными свойствами из отбраковки рельсовых сталей. *Черные металлы*. 2021;(5):57–62.
<https://doi.org/10.17580/chm.2021.05.10>

Umanskiy A.A., Simachev A.S., Dumova L.V. Development of technology for production of grinding bodies with improved performance properties from the rail steels rejection. *Chernye metally*. 2021;(5):57–62.

(In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2021.05.10>

36. Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О. Исследования влияния технологических параметров производства мелющих шаров из отбраковки рельсовой стали на их ударную стойкость. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2022(4(42)):54–60.

[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-4\(42\)-54-60](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-4(42)-54-60)

Umanskii A.A., Simachev A.S., Dumova L.V., Safonov S.O. Studies of the influence of technological parameters of the production of grinding balls from the rejection of rail steel on their impact resistance. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022(4(42)):54–60. (In Russ.).

[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-4\(42\)-54-60](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2022-4(42)-54-60)

Сведения об авторах

Information about the Authors

Вадим Викторович Байдин, соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: 5745426@gmail.com

Александр Александрович Уманский, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Vadim V. Baidin, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

E-mail: 5745426@gmail.com

Aleksandr A. Umanskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. В. Байдин – математическое моделирование напряженного состояния металлов и динамики температуры поверхности шаров в процессе их производства, проведение экспериментальных исследований в условиях действующего шаропрокатного стана.

А. А. Уманский – разработка плана исследований, обобщение и интерпретация результатов, редактирование статьи.

V. V. Baidin – mathematical modeling of the stress state of metals and dynamics of the balls surface temperature during their production, conducting experimental studies in an operating ball rolling mill.

A. A. Umanskii – development of research plan, generalization and interpretation of results, editing the article.

Поступила в редакцию 14.03.2025

После доработки 04.04.2025

Принята к публикации 14.04.2025

Received 14.03.2025

Revised 04.04.2025

Accepted 14.04.2025



УДК 621.778.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-228-232



Оригинальная статья
Original article

АНАЛИЗ ЭНЕРГОЗАТРАТ МНОГОКРАТНОГО ВОЛОЧЕНИЯ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

С. М. Головизнин[✉], И. Ю. Брюханов

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

✉ smgoloviznin@magtu.ru

Аннотация. В статье анализируется потребление энергии при волочении стальной проволоки для маршрутов с различной кратностью. Авторы сравнивают маршруты волочения проволоки различной кратности с одинаковым суммарным обжатием. В работе рассчитаны зависимости параметров процесса волочения от кратности маршрута и представлены методики расчета работы однородной и неоднородной деформации, работы сил трения при волочении проволоки в монолитных волоках. Получены зависимости однородной, неоднородной работы деформации, а также работы сил трения и полной работы от кратности маршрута волочения. Значительная доля затрат энергии при волочении проволоки приходится на совершение неоднородной деформации. Работа неоднородной деформации – это часть работы деформации, которая вызвана изменением направления течения металла на входе и выходе из волоки. Такие показатели деформации при волочении проволоки, как обжатие и вытяжка, неоднородную деформацию не учитывают. Работа неоднородной деформации зависит от формы очага деформации. Форма очага деформации характеризуется Δ -фактором, который равен отношению средней высоты к средней длине очага деформации. В работе установлено, что расчеты без учета неоднородной деформации приводят к заниженной оценке энергозатрат на волочение проволоки. В статье приведены критерии выбора кратности маршрута волочения с учетом затрат энергии на процесс деформации проволоки при волочении. Было определено, что увеличение числа проходов многократного волочения при неизменных начальном и конечном диаметрах проволоки приводит к росту затрат энергии на деформацию проволоки и трение на контактной поверхности проволока – волока. Доля неоднородной деформации в увеличении энергозатрат на волочение проволоки составила 68 %, доля сил трения – 32 %. На основе полученных результатов авторы дают рекомендации по выбору оптимального маршрута волочения.

Ключевые слова: волока, волочение проволоки, энергозатраты, стальная проволока, деформация, однородная работа, неоднородная работа, маршрут волочения, кратность волочения, многократное волочение

Для цитирования: Головизнин С.М., Брюханов И.Ю. Анализ энергозатрат многократного волочения стальной проволоки. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(3):228–232. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-228-232>

ENERGY CONSUMPTION ANALYSIS OF MULTISTAGE STEEL WIRE DRAWING

S. M. Goloviznin[✉], I. Yu. Bryukhanov

✉ Nosov Magnitogorsk State Technical University (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

✉ smgoloviznin@magtu.ru

Abstract. The paper analyzes energy consumption during steel wire drawing for pass schedules with different number of passes. The authors compare wire drawing pass schedules that have different number of passes and the same total reduction. Dependences of the wire drawing process parameters on the number of passes were calculated. The methods for calculating the uniform and redundant deformation work, the friction forces work during wire drawing in monolithic dies are presented. The authors obtained the dependences of uniform and redundant deformation work, as well as the friction forces work and total work on the passes number of the pass schedule. A significant proportion of energy consumption is due to redundant work. Such wire drawing deformation measures as reduction and elongation do not consider redundant deformation. The redundant deformation work depends on the shape of the deformation zone characterized by the Δ -factor, which is equal to the ratio of the average height to the average length of the deformation zone. It was established that energy consumption calculations for wire drawing without taking into account redundant deformation lead to energy consumption underestimation. The paper provides criteria for selecting the number of passes, taking into account the energy consumption for wire deformation during wire drawing. It was determined that an increase in multistage wire drawing number of passes with the initial and final wire diameters equal leads to an increase in energy consumption for wire deformation and friction on the wire-die contact surface. The redundant deformation share in the increase in energy consumption for wire drawing was 68 %, the friction forces share was 32 %. The authors provide recommendations for choosing the optimal pass schedule based on the results obtained.

Keywords: drawing die, wire drawing, energy consumption, steel wire, deformation, uniform work, redundant work, pass schedule, number of passes, multistage drawing

For citation: Goloviznin S.M., Bryukhanov I.Yu. Energy consumption analysis of multistage steel wire drawing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):228–232. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-228-232>

ВВЕДЕНИЕ

Одним из ключевых факторов, влияющих на качество готовой продукции и условия волочения, является выбор маршрута волочения, т. е. выбор количества проходов и единичных обжатий волок. Маршрут волочения должен обеспечивать отсутствие обрывов проволоки и гарантировать требуемое качество готовой продукции при максимальной производительности [1 – 5].

При проектировании режимов многократного волочения проволоки необходимо учитывать такие факторы, как условия смазки, нагрев проволоки, механические свойства проволоки, потребление энергии, количество проходов, величины суммарных и единичных обжатий [2; 3; 6; 7]. Кратность волочения существенно влияет на устойчивость процесса волочения и качество готовой проволоки, поэтому возникает необходимость анализа маршрутов с различной кратностью и ее влияния на технологические параметры процесса волочения стальной проволоки [8 – 10].

Производительность волочильных станов во многом определяется затратами энергии на деформацию проволоки [11; 12]. Энергозатраты на волочение проволоки складываются из затрат на трение между проволокой и волокой и затрат на деформацию проволоки в волоке [13 – 15]. Работа деформации складывается из однородной работы, связанной с изменением диаметра проволоки, и неоднородной или избыточной работы, вызванной изменением направления течения металла на входе и выходе из волоки [16]. Степень деформации при волочении оценивают, как правило, с помощью таких величин, как обжатие и вытяжка, которые не учитывают наличие неоднородной деформации, т. е. деформации, не связанной с изменением диаметра проволоки. Неоднородную деформацию можно оценить с помощью фактора неоднородности Φ , который равен отношению доли неоднородной деформации к полной деформации [1]. Наличие дополнительной неоднородной деформации часто не учитывают при разработке маршрутов волочения проволоки, что приводит к заниженной оценке для работы деформации при многократном волочении проволоки [17 – 21].

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ

В работе были изучены следующие маршруты волочения стальной проволоки:

– пятикратный маршрут 9,00 – 7,79 – 6,85 – 6,10 – 5,50 – 5,03 мм;

– шестикратный маршрут 9,00 – 7,95 – 7,00 – 6,80 – 6,10 – 5,50 – 5,03 мм;

– семикратный маршрут 9,00 – 8,19 – 7,48 – 6,85 – 6,31 – 5,83 – 5,40 – 5,03 мм;

– восьмикратный маршрут 9,00 – 8,30 – 7,70 – 7,10 – 6,60 – 6,10 – 5,65 – 5,30 – 5,03 мм.

Во всех исследованных маршрутах начальный и конечный диаметры проволоки и, следовательно, суммарное обжатие, одинаковы.

Неоднородную (дополнительную) работу учитывали с помощью фактора неоднородной деформации

$$\Phi = \frac{w_u + w_r}{w_u},$$

где w_u – работа однородной деформации; w_r – работа неоднородной деформации.

Работа однородной деформации

$$w_u = \sigma_a \ln \left(\frac{1}{1-r} \right), \quad (1)$$

где σ_a – среднее сопротивление деформации при волочении проволоки; r – обжатие.

Работа неоднородной деформации

$$w_r = (\Phi - 1)w_u = (\Phi - 1)\sigma_a \ln \left(\frac{1}{1-r} \right). \quad (2)$$

Полная работа деформации

$$w = \Phi \sigma_a \ln \left(\frac{1}{1-r} \right). \quad (3)$$

Фактор неоднородной деформации

$$\Phi = 0,8 + \frac{\Delta}{4,4}, \quad (4)$$

где Δ – Δ -фактор очага деформации при волочении проволоки, равный отношению средней высоты к средней длине очага деформации.

Среднее численное значение для Δ [1; 16]

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} \left[1 + (1-r)^{1/2} \right]^2 \approx \frac{4 \tan \alpha}{\ln \left(\frac{1}{1-r} \right)}, \quad (5)$$

где α – полуугол волоки.

Общее выражение для работы сил трения на единицу объема

$$w_f = \mu \operatorname{ctg} \alpha \Phi \sigma_a \ln \left(\frac{1}{1-r} \right), \quad (6)$$

где μ – коэффициент трения.

Работа сил трения в калибрующем пояске обычно в практических расчетах не учитывается.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На основе проведенных расчетов были получены зависимости работы трения, работы однородной и неоднородной деформации от кратности волочения стальной проволоки для приведенных выше маршрутов. При этом полагали, что начальный и конечный диаметры проволоки, коэффициент трения и значение сопротивления деформации для всех исследованных маршрутов остаются неизменными. На рис. 1 представлена зависимость суммарной работы однородной деформации от кратности волочения проволоки.

В данном случае суммарная работа деформации – это сумма работ деформации по всем проходам многократного волочения проволоки. Согласно полученным данным, суммарная работа однородной деформации не зависит от числа проходов маршрута волочения при одинаковом сумарном обжатии проволоки, так как работа однородной деформации определяется обжатием и прочностью проволоки [1].

Согласно зависимости, показанной на рис. 2, с увеличением кратности волочения при неизменных начальном и конечном диаметрах проволоки работа сил трения растет. Это можно объяснить тем, что при увеличении кратности волочения уменьшается средняя величина обжатия, увеличиваются Δ -фактор и фактор неоднородности,

а также число проходов. Прирост мощности деформации при повышении проходов с пяти до восьми за счет работы сил трения составил 2,4 кВт.

На рис. 3 представлена зависимость суммарной работы неоднородной деформации, т. е. суммы работ неоднородной деформации для всех проходов маршрута волочения, от кратности маршрута волочения.

Согласно приведенной на рис. 3 зависимости, при увеличении кратности волочения суммарная работа неоднородной деформации растет. При увеличении кратности уменьшается среднее обжатие, растет Δ -фактор и, согласно выражению (4), растет фактор неоднородности Φ , что приводит к увеличению работы неоднородной деформации. Кроме того, дополнительный вклад в рост работы неоднородной деформации вносит увеличение числа проходов. Прирост мощности деформации при увеличении числа проходов с пяти до восьми за счет работы неоднородной деформации составил 4,98 кВт.

На рис. 4 представлена зависимость полной работы, т. е. суммы работы однородной, неоднородной деформации и работы сил трения по всем проходам от кратности маршрута волочения проволоки.

Согласно приведенной на рис. 4 зависимости, с увеличением кратности волочения растут затраты энергии на волочение проволоки. Прирост полной мощности при увеличении числа проходов с пяти до восьми составил 7,37 кВт. Основной вклад в рост энергозатрат вносит работа неоднородной деформации и работа сил трения. Работа однородной деформации определяется суммарной деформацией, т. е. начальным и конечным диаметрами проволоки. Работа сил трения при умень-

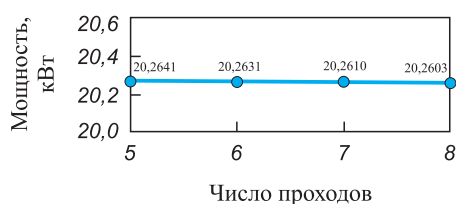


Рис. 1. Суммарная однородная работа в зависимости от кратности маршрута волочения

Fig. 1. Total uniform work depending on the number of passes

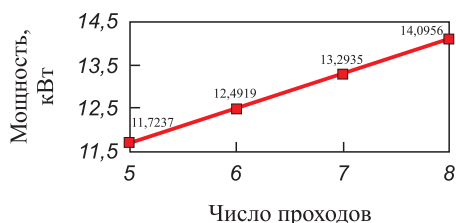


Рис. 2. Суммарная работа сил трения в зависимости от кратности маршрута волочения

Fig. 2. Total friction forces work depending on the number of passes

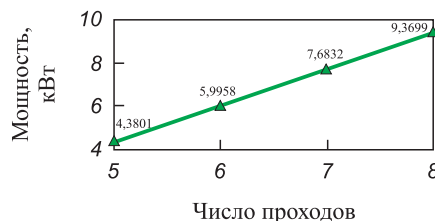


Рис. 3. Работа неоднородной деформации в зависимости от кратности маршрута волочения

Fig. 3. Redundant deformation work depending on the number of passes

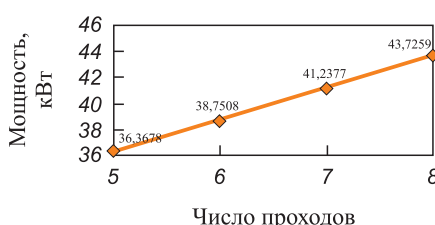


Рис. 4. Полная работа в зависимости от кратности маршрута волочения

Fig. 4. Total work depending on the number of passes

шении обжатия и неизменном коэффициенте трения также уменьшается. Для рассматриваемых маршрутов волочения проволоки снижение работы сил трения на отдельных проходах компенсируется повышением числа проходов при увеличении кратности волочения, поэтому с ростом кратности суммарная работа сил трения также растет. Работа неоднородной деформации определяется формой очага деформации, т. е. величиной Δ -фактора. При повышении кратности волочения Δ -фактор увеличивается, что приводит к росту работы неоднородной деформации.

В работе [9] были произведены расчеты и разработаны рекомендации по выбору кратности маршрута волочения проволоки марки 70 с учетом различных факторов. Выводы работы [9] соответствуют полученным выше выводам. В работе показано, что уменьшение кратности волочения с 10 до 9 проходов повышает степень однородности деформации по сечению проволоки при снижении энергозатрат на волочение.

Выводы

Увеличение кратности волочения при неизменных начальном и конечном диаметрах проволоки приводит к росту энергозатрат на волочение. Вклад в рост энергозатрат вносят работа сил трения и работа неоднородной деформации. Для исследуемых маршрутов волочения проволоки доля прироста мощности, затрачиваемой на трение, составила 32 %, а доля прироста мощности, затрачиваемой на совершение неоднородной деформации – 68 %. Увеличение работы сил трения вызвано повышением значения фактора формы очага деформации (Δ -фактора) при уменьшении среднего обжатия и ростом числа проходов. Работа неоднородной деформации вносит значительный вклад в рост затрат при повышении кратности маршрута волочения. Расчеты без учета неоднородной деформации приводят к заниженной оценке энергозатрат на волочение проволоки. Работа неоднородной деформации определяется значением Δ -фактора очага деформации и должна учитываться при проектировании маршрутов волочения стальной проволоки. Однородная работа определяется начальным и конечным диаметрами проволоки и не вносит вклад в увеличение затрат на волочение проволоки с ростом кратности волочения. При проектировании маршрута волочения стальной проволоки с целью уменьшения затрат энергии на волочение можно рекомендовать увеличение числа проходов и единичных обжатий с учетом других технологических параметров волочения проволоки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Wright R.N. Wire Technology: Process Engineering and Metallurgy. Butterworth-Heinemann; 2016:340.
- Enghag P. Steel Wire Technology. 2nd ed. Örebro: Applied materials technology. Materialteknik HB; 2002:311.
- Dieter G.E., Kuhn H.A., Semiatin S.L. Handbook of Workability and Process Design. Materials Park, Ohio: ASM International; 2003:409.
- Белалов Х.Н., Клековкин А.А., Клековкина Н.А., Гун Г.С., Корчунов А.Г., Полякова М.А. Стальная проволока: Монография. Магнитогорск: Издательство Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова; 2011:395.
- Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. Москва: Металлургия; 1971:448.
- Lee S.-K., Lee S.-B., Kim B.-M. Process design of multistage wet wire drawing for improving the drawing speed for 0.72wt% C steel wire. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010;210(5):776–783.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.007>
- Головизнин С.М., Маминов Г.И., Терских Д.С., Головизнин Д.С. Влияние кратности маршрута и скорости волочения на распределение микротвердости по сечению стальной проволоки. *Металлург*. 2020;(2):56–61.
Goloviznin S.M., Maminov G.I., Terskikh D.S., Goloviznin D.S. Influence of route multiplicity and drawing rate on microhardness distribution over steel wire cross section. *Metallurgist*. 2020;64(1-2):145–152.
<https://doi.org/10.1007/s11015-020-00976-z>
- Харитонов В.А., Галлямов Д.Э. Производство пружинной проволоки. Магнитогорск: Издательство Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова; 2013:153.
- Маминов Г.И., Головизнин С.М., Терских Д.С. Разработка рекомендаций по выбору кратности маршрута волочения стальной проволоки. *Моделирование и развитие процессов ОМД*. 2018;(26):39–44.
Maminov G.I., Goloviznin S.M., Terskikh D.S. Recommendations development for steel wire drawing number of passes. *Modelirovanie i razvitie protsessov OMD*. 2018;(26):39–44. (In Russ.).
- Маминов Г.И., Головизнин С.М. Влияние кратности маршрута на условия волочения стальной проволоки. *Моделирование и развитие процессов ОМД*. 2018;(24):53–60.
Maminov G.I., Goloviznin S.M. The influence of pass schedule on the steel wire drawing conditions. *Modelirovanie i razvitie protsessov OMD*. 2018;(24):53–60. (In Russ.).
- Зюзин В.И., Клековкина Н.А., Харитонов В.А. и др. Ресурсосбережение в метизном производстве: Теория и практика работы Белорецкого металлургического комбината. Коллективная монография. Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова; 2001:163.
- Radionova L.V., Lisovsky R.A., Lezin V.D. Theory of Energy Conservation as the Basis for the Design of Wire Drawing. In: *Proceedings of the 6th Int. Conf. on Industrial Engineering (ICIE 2020)*. ICIE 2021. Radionov A.A., Gasiyarov V.R. eds. Springer, Cham; 2021:1150–1163.
https://doi.org/10.1007/978-3-030-54817-9_134
- Харитонов В.А., Головизнин С.М. Проектирование режимов высокоскоростного волочения проволоки на основе моделирования: Монография. Магнитогорск:

- Издательство Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова; 2011:117.
14. Sas-Boca I.M., Tintelecan M., Pop M., Iluțiu-Varvara D.-A., Miha A.M. The wire drawing process simulation and the optimization of geometry dies. *Procedia Engineering*. 2017;181: 187–192. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.368>
 15. Suliga M., Wartacz R., Kostrzewa J., Hawryluk M. Assessment of the possibility of reducing energy consumption and environmental pollution in the steel wire manufacturing process. *Materials*. 2023;16(5):1940. <https://doi.org/10.3390/ma16051940>
 16. Backofen W.A. Deformation Processing. Reading – Mass: Addison-Wesley; 1972:326.
 17. Caddell R.M., Atkins A.G. The influence of redundant work when drawing rods through conical dies. *Journal of Engineering for Industry*. 1968;90(2):411–416. <https://doi.org/10.1115/1.3604653>
 18. Hwang J.-K. Impact of die radius in a streamlined die during wire drawing. *Applied Sciences*. 2021;11(9):3922. <https://doi.org/10.3390/app11093922>
 19. Kajino S., Tanai Y., Shioda M., Hasegawa Y., Kubota K. Improving accuracy of aluminum alloy wire drawing force prediction by examining friction and redundant work. *Journal of Manufacturing Processes*. 2024;124:1449–1458. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.06.061>
 20. Majzooobi G.H., Saniee F.F., Aghili A. An investigation into the effect of redundant shear deformation in bar drawing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008; 201(1-3):133–137. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.127>
 21. Park S.-C., Lee K.-H. Prediction method for shape drawing force considering redundant deformation. *Journal of Advanced Marine Engineering and Technology*. 2023;47(6):336–342. <https://doi.org/10.5916/jamet.2023.47.6.336>

Сведения об авторах

Сергей Михайлович Головизнин, к.т.н., доцент кафедры металлургии и стандартизации, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
ORCID: 0000-0002-4751-9198
E-mail: smgoloviznin@magtu.ru

Илья Юрьевич Брюханов, лаборант кафедры металлургии и стандартизации, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
ORCID: 0009-0005-9731-2127
E-mail: bryuhanov_ilya@mail.ru

Information about the Authors

Sergei M. Goloviznin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallurgy and Standardization”, Nosov Magnitogorsk State Technical University
ORCID: 0000-0002-4751-9198
E-mail: smgoloviznin@magtu.ru

Ilya Yu. Bryukhanov, Laboratory Assistant of the Chair “Metallurgy and Standardization”, Nosov Magnitogorsk State Technical University
ORCID: 0009-0005-9731-2127
E-mail: bryuhanov_ilya@mail.ru

Вклад авторов

С. М. Головизнин – научное руководство, формирование основной концепции.
И. Ю. Брюханов – обзор литературы, анализ полученных данных, общая редакция работы.

Contribution of the Authors

S. M. Goloviznin – scientific guidance, conceptualization.
I. Yu. Bryukhanov – literary review, data analysis, general editing.

Поступила в редакцию 23.12.2024
 После доработки 04.02.2025
 Принята к публикации 23.04.2025

Received 23.12.2024
 Revised 04.02.2025
 Accepted 23.04.2025



УДК 621.01

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-233-238



Оригинальная статья

Original article

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ДУГОВЫХ ЛИСТОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДОМ СТУПЕНЧАТОЙ ГИБКИ

А. О. Карфидов, Н. А. Чиченев, М. В. Васильев, О. Н. Чиченева

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

chich38@mail.ru

Аннотация. Рассмотрены вопросы получения тонкостенных деталей с дугообразными элементами для небольших аппаратов и приборов в условиях мелкосерийного или единичного производства с использованием принципов прототипирования, которое в последнее время широко используется для тестирования и оценки идей на самой ранней стадии разработки, а в некоторых случаях и для проверки функционирования прототипа устройства. С учетом требований, предъявляемых к качеству деталей, выбрана технология ступенчатой (пошаговой) гибки, в которой используется множество последовательных *V*-образных изгибов для получения заданной кривизны заготовки. Основной принцип многоступенчатого процесса формовки заключается в замене дуги изгиба многоугольником, каждая сторона которого представляет собой прямолинейный участок листового материала заданной длины, при этом гибка листового металла осуществляется с помощью пуансона малого радиуса. Точность формирования дугового сегмента с помощью полилиний зависит от их количества – чем больше число ступеней изгиба, тем более плавным получается формируемый профиль, но при этом процесс гибки становится более трудоемким и технически сложным. Поэтому от правильного выбора количества ступеней зависят технико-экономические показатели процесса. При таком способе гибки трудно избежать призматической структуры на поверхности заготовки, при этом следы от ступенчатых изгибов будут более заметны на внутренней стороне изгибаемого листового материала по сравнению с внешней стороной. С применением технологии ступенчатой гибки изготовлены различные металлические детали прототипа универсального плазменного низкотемпературного стерилизатора серии Пластер Мед ТеКо, который позволяет быстро, безопасно и эффективно стерилизовать широкий спектр медицинского оборудования. В качестве примера рассмотрено использование технологии ступенчатой гибки листовой заготовки из нержавеющей стали для изготовления тонкостенного бампера двери стерилизатора.

Ключевые слова: тонкостенные детали, дугообразные элементы, прототипирование, ступенчатая гибка, стерилизатор, нержавеющая сталь

Для цитирования: Карфидов А.О., Чиченев Н.А., Васильев М.В., Чиченева О.Н. Изготовление дуговых листовых элементов методом ступенчатой гибки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):233–238. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-233-238>

PRODUCTION OF ARC SHEET ELEMENTS BY STEPPED BENDING METHOD

A. O. Karfidov, N. A. Chichenev, M. V. Vasil'ev, O. N. Chicheneva

Нational University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

chich38@mail.ru

Abstract. The article considers the issues of obtaining thin-walled parts with arc-shaped elements for small devices and units in small-scale or single production using the principles of prototyping, which has recently been widely used to test and evaluate ideas at the earliest stage of development, and in some cases, to verify the functioning of a prototype device. Taking into account the requirements for the parts quality, the technology of stepped bending is chosen, which uses a set of consecutive *V*-shaped bends to obtain a given curvature of the billet. The basic principle of the multi-stage forming process is to replace the bending arc with a polygon, each side of which is a rectilinear section of sheet material of a given length, while bending the sheet metal using a small-radius punch. The accuracy of forming an arc segment using polylines depends on their number. The greater the number of bending steps, the smoother the profile is formed, but the bending process becomes more laborious and technically complex. Therefore, the technical and economic indicators of the process depend on correct choice of the number of steps. With this bending method, it is difficult to avoid a prismatic structure on the billet surface; in this case, the traces of step bends will be more noticeable on the inside of the bent sheet material compared to the outside. Using stepped bending technology, various metal parts of the prototype of the universal plasma low-temperature sterilizer of Plaster Med TeCo series were manufactured, which allows fast, safe and effective sterilization of a wide range of medical equipment. As an example, the use of stepped bending technology of a stainless steel sheet billet for the production of a thin-walled bumper for a sterilizer door is considered.

Keywords: thin-walled parts, arc-shaped elements, prototyping, stepped bending, sterilizer, stainless steel

For citation: Karfidov A.O., Chichenev N.A., Vasil'ev M.V., Chicheneva O.N. Production of arc sheet elements by stepped bending method. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):233–238. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-233-238>

ВВЕДЕНИЕ

Дуговые заготовки являются распространенным типом изделий из листового металла для изготовления корпусов различных приборов и изделий [1–3]. Их структура вариативна, а сложность обработки иногда бывает больше, чем у обычных заготовок. На практике для производства заготовок с дугообразными элементами обычно используются два метода формовки [4–6].

- Одноступенчатая формовка с помощью матрицы и пуансона, профили которых соответствуют заданной конфигурации заготовки. Этот метод обычно используется для заготовок сложной формы и его преимуществами являются хорошая точность формовки, гладкая и ровная поверхности заготовки, отсутствие вмятин. Однако стоимость прессового инструмента достаточно высокая, а универсальность использования оставляет желать лучшего. Поэтому его применение эффективно для крупносерийного производства. Обычно данный метод используют в тех случаях, когда одноступенчатый процесс не может быть реализован или к качеству поверхности заготовки предъявляются высокие требования.
- Многошаговая формовка (ступенчатая гибка). Основной ее принцип заключается в преобразовании дуги в отрезок линии, который может быть сформирован с помощью существующего технологического инструмента и оборудования. Диапазон применения данного метода достаточно широк, так как не требуется изготовление матрицы и пуансона под конкретный заказ и поэтому стоимость изготовления заготовок низкая, а качество формовки хорошее.

В статье представлена технология получения радиуса изгиба деталей из листового металла и ее использование для конкретной изогнутой заготовки.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Основной принцип многоступенчатого процесса формовки заключается в замене дуги изгиба многоугольником, каждая сторона которого представляет собой прямолинейный участок листового материала заданной длины (рис. 1). При этом гибка листового металла осуществляется с помощью пуансона малого радиуса.

Очевидно, что точность формирования дугового сегмента с помощью полилиний зависит от их количества – чем больше число ступеней изгиба, тем более плавным получается формируемый профиль, но при этом процесс гибки становится более трудоемким и технически сложным. Поэтому от правильного выбора количества ступеней зависят технико-экономические показатели процесса. При таком способе гибки трудно избежать призматической структуры на поверх-

ности заготовки. Следует также отметить, что следы от ступенчатых изгибов будут более заметны на внутренней стороне изгибаемого листового материала по сравнению с внешней стороной.

ПРОВЕДЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе¹ рассмотрена процедура замены дуги окружности на сегменты полилиниями и угол изгиба сегментов на примере стальной детали, показанной на рис. 2, для которой внутренний радиус дуги $R = 350$ мм, угол изгиба $\alpha_{\text{изг}} = 120^\circ$, толщина пластины $s = 5$ мм. Поскольку условия использования заготовки удовлетворяют особенностям метода многогибковой

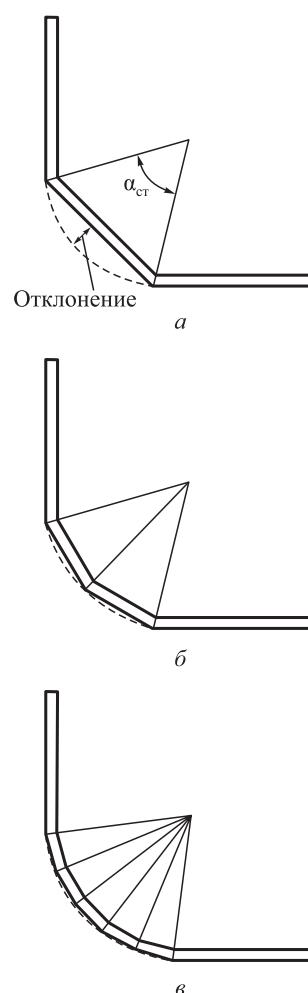


Рис. 1. Формирование радиуса изгиба листового материала методом ступенчатой гибки при числе ступеней $Z_{\text{ст}} = 2$ (а), $Z_{\text{ст}} = 3$ (б) и $Z_{\text{ст}} = 6$ (в); штриховой линией показан заданный круговой профиль изгиба

Fig. 1. Formation of bending radius of sheet material by stepped bending method with the number of steps $Z_{\text{st}} = 2$ (a), $Z_{\text{st}} = 3$ (b) and $Z_{\text{st}} = 6$ (v); dashed line shows the specified circular bending profile

¹ Shane W. Bump Bending for Large Bend Radius in Sheet Metal. URL: <https://www.machinemfg.com/bump-bending/> (дата обращения 21.05.2025).

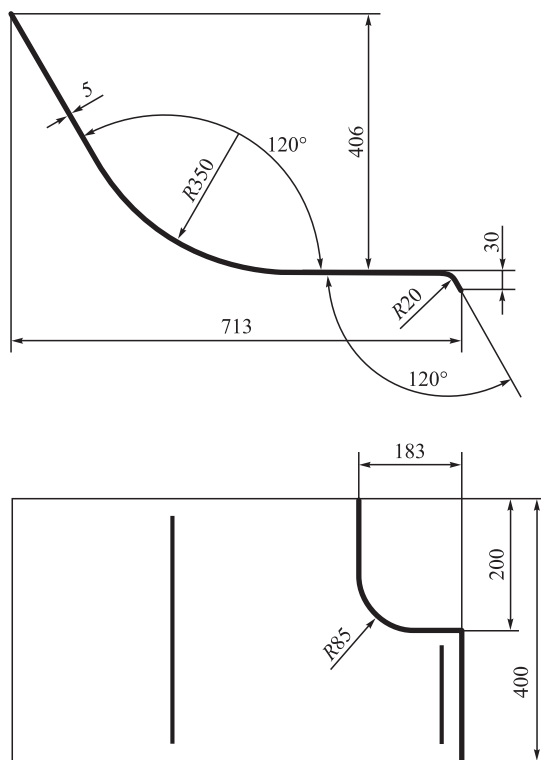


Рис. 2. Пример детали для сегментации дугового изгиба

Fig. 2. Example of a part for segmentation of arc-shaped bend

формовки, для ее обработки использован метод ступенчатой гибки. На основе прошлого опыта формовки и имеющегося в наличии технологического инструмента использован пуансон с радиусом наконечника $r = 120$ мм.

Для осуществления многогибковой формовки криволинейный сегмент (дуга радиусом $R = 350$ мм) разделен на шесть сегментов (ступеней) – полилиний. Опыт изготовления подобных деталей показал, что для обеспечения более плавного перехода дуги в прямоли-

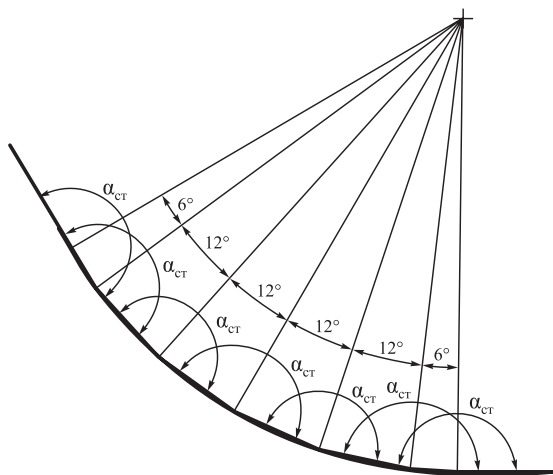


Рис. 3. Сегментация дугового изгиба полилиний (семь изгибов)

Fig. 3. Segmentation of arc-shape bend of polylines (7 bends)

нейный участок заготовки (т. е. на конечных участках криволинейного сегмента) угол ступени целесообразно принимать равным половине угла центральных сегментов. Из рис. 3 видно, что заготовка, показанная на рис. 2, формируется путем изгиба 7 раз, при этом концевые (первый и второй) углы изгиба, соответствующие одной ступени $\alpha_{ст}$, равны 6° , а остальные (центральные) углы равны 12° . Углы изгиба, соответствующие каждому сегменту (ступеней), равны $\alpha_{ст} \approx 170^\circ$.

Развернутый вид деформируемой заготовки с указанием линий изгиба приведен на рис. 4, а ее аксонометрическое изображение показано на рис. 5.

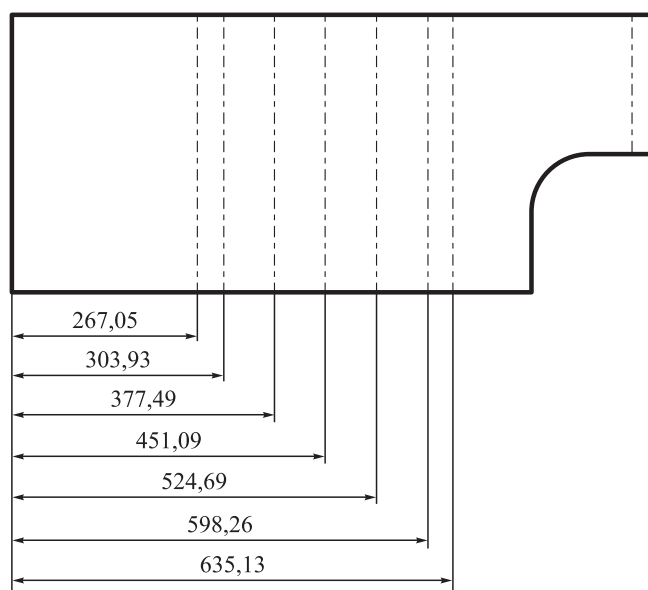


Рис. 4. Развернутый вид деформируемой заготовки с указанием линий изгиба

Fig. 4. Expanded view of the deformable billet with indication of bending lines

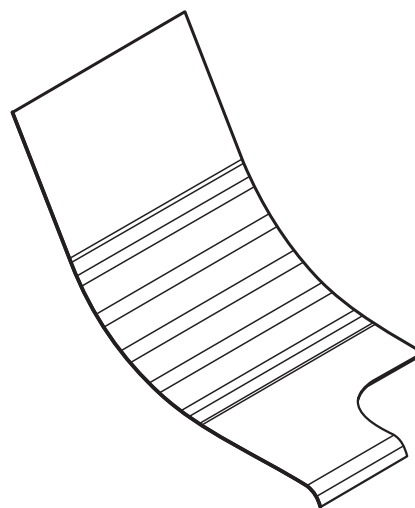


Рис. 5. Аксонометрическое изображение деформируемой заготовки

Fig. 5. Axonometric image of the deformable billet

В различных отраслях народного хозяйства (медицина, фармацевтика, ветеринария, косметология, пищевая промышленность и др.) для стерилизации изделий широко применяются плазменные технологии, которые отличаются универсальностью использования, что позволяет стерилизовать большое разнообразие изделий и материалов [7 – 9]. На практике наибольшее распространение получили стерилизаторы, в которых в качестве активного агента используется ионизированный газ, образующийся при низком давлении – низкотемпературная плазма. В качестве стерилизующего агента обычно применяют пероксид водорода, который подается в рабочую вакуумную камеру, где в результате воздействия на обрабатываемые изделия (материалы) происходит нарушение процессов жизнедеятельности микроорганизмов. Низкотемпературная плазма практически не оказывает влияния на конструкционные материалы, что обеспечивает возможность стерилизации изделий, выполненных из различных материалов (металл, пластик, текстиль и др.). Применение плазменных технологий особенно эффективно для обработки материалов, чувствительных к действию высокой температуры и влаги, а также инструментов и изделий со специальными покрытиями или красками [10 – 12].

С применением технологии ступенчатой гибки изготовлены различные тонкостенные детали прототипа универсального плазменного низкотемпературного стерилизатора серии Пластер Мед ТеКо². В качестве примера использования технологии ступенчатой гибки рассмотрим процесс получения дугообразного сегмента бампера двери стерилизатора, аксонометрическое изображение которого показано на рис. 6, а его продольный разрез на рис. 7. Окончательное качество заготовки при такой формовке зависит от количества

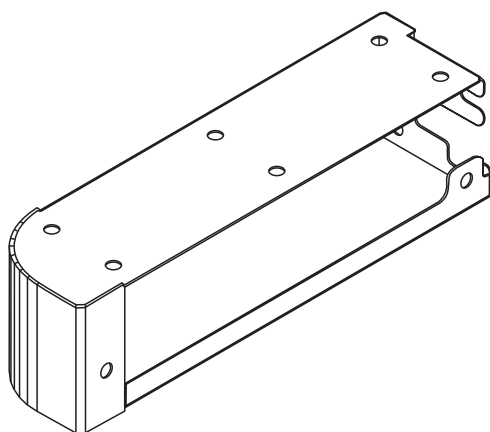


Рис. 6. Аксонометрическое изображение бампера двери стерилизатора

Fig. 6. Axonometric image of the sterilizer door bumper

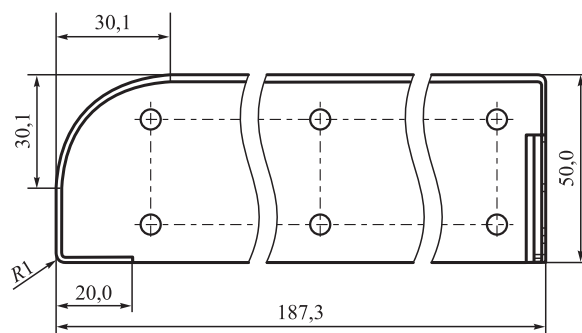


Рис. 7. Продольный разрез чертежа бампера двери стерилизатора, показанного на рис. 6

Fig. 7. Longitudinal section of the sterilizer door bumper drawing shown in Fig. 6

изгибов и шага между ними – чем их больше, тем более гладким будет поверхность изделия. С учетом гигиенических требований, предъявляемых к стерилизатору, в качестве материала заготовки бампера выбрана листовая нержавеющая сталь 12Х18Н10Т (ГОСТ 5949–75) толщиной 1 мм.

В работах [13 – 15] приведены выражения для углов изгиба каждой ступени и разница между полученным ступенчатым профилем в виде полилиний и заданного дугообразного профиля (окружности). С использованием безразмерных (относительных) параметров выведена формула для определения угла изгиба ступени в зависимости от перемещения пуансона, на основе которой сделаны предложения по выбору числа изгибов, необходимого для обеспечения технических требований к профилю данного изделия. Показано, что для деталей, наружные размеры которых должны быть выполнены по качеству $h12$ (ГОСТ 25346–2013), количество ступеней должно быть $Z_{ст} \geq 10$, по качеству $h14$ – $Z_{ст} \geq 6$.

В рассматриваемом случае с некоторым запасом принято $Z_{ст} = 10$, и поэтому угол гiba, соответствующий одной ступени, $\alpha_{ст} = 9^\circ$. При этом, как сказано выше, для обеспечения более плавного перехода дуги в прямолинейный участок заготовки (т. е. в начале и конце дугообразного сегмента) угол ступени целесообразно принимать равным половине угла центральных сегментов, т. е. на концевых участках $\alpha_{ст} = 4,5^\circ$. Развернутый вид деформируемой заготовки бампера двери с указанием линий изгиба показан на рис. 8.

Выводы

Рассмотрены вопросы изготовления тонкостенных деталей с дугообразными элементами аппаратов и приборов мелкосерийного или единичного производства с применением технологии ступенчатой (пошаговой) гибки, в которой используется множество последовательных V-образных изгибов для получения заданного радиуса заготовки. С применением этой технологии

² Низкотемпературный стерилизатор Пластер Прайм Мед ТеКо. URL: <https://medteco.ru/product/sterilizatsiya/plazmennye-sterilizatory/plaster-praym/> (дата обращения 21.05.2025).

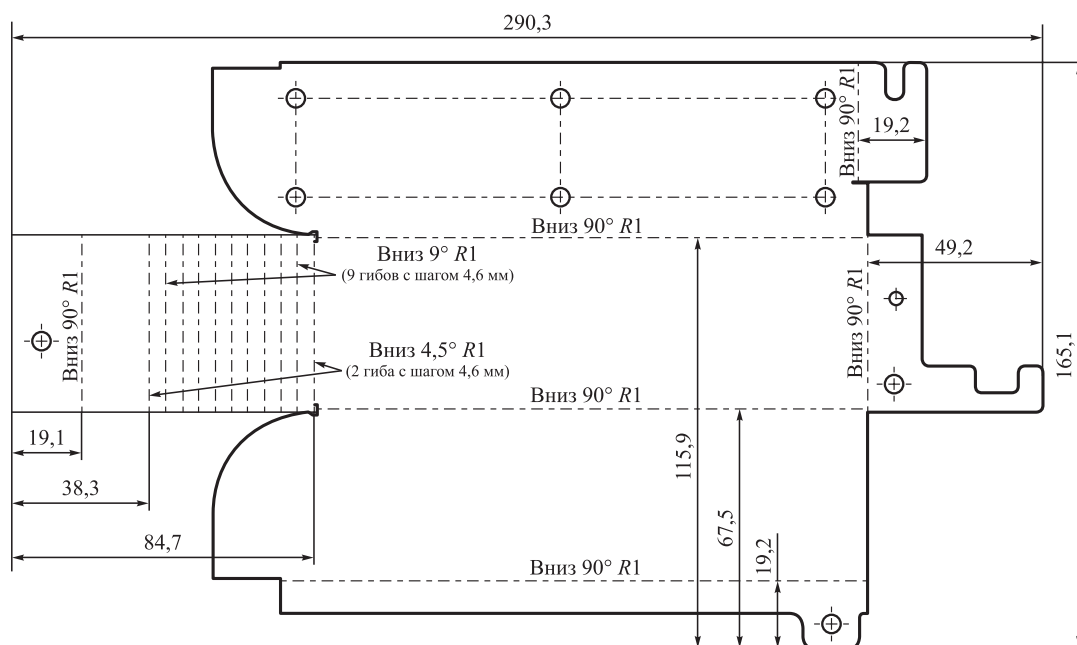


Рис. 8. Развернутый вид деформируемой заготовки бампера двери стерилизатора с указанием линий изгиба

Fig. 8. Expanded view of the deformable billet of the sterilizer door bumper with indication of bending lines

изготовлены различные тонкостенные детали прототипа универсального плазменного низкотемпературного стерилизатора серии Пластер Мед ТеКо. Практическое применение данной технологии рассмотрено на примере получения дугообразного сегмента бампера двери стерилизатора.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Каргин В.Р., Каргин Б.В. Теория обработки металлов давлением: Учебное пособие. Самара: Издательство Самарского университета; 2019:112.
2. Бурдуковский В.Г. Технология листовой штамповки: Учебное пособие. Екатеринбург: Издательство УрФУ; 2019:224.
3. Multiscale Modeling in Sheet Metal Forming. Banabic D. ed. Heidelberg: Springer; 2016:405.
4. Яковлев С.С. Ковка и штамповка. В 4-х томах. Том 4. Листовая штамповка. Москва: Машиностроение; 2010:732.
5. Константинов И.Л., Сидельников С.Б. Кузнечно-штамповочное производство: Учебник. Москва: ИНФРА-М; 2021:464.
6. Benson S. Bending Basics. Cincinnati: Fabricators & Manufacturers Association; 2017:581.
7. Салманов А.Г., Вернер О.М. Стерилизация изделий медицинского назначения. Харьков: ФОП Панов А.М.; 2015:412.
8. Card A.J., Ward J., Clarkson P.J. Successful risk assessment may not always lead to successful risk control: A systematic literature review of risk control after root cause analysis. *Journal of Healthcare Risk Management*. 2012;31(3):6–12. <https://doi.org/10.1002/jhrm.20090>
9. Johns S., Tang T., Saidy M. Patient safety in surgical residency: Root cause analysis and the surgical morbidity and mortality conference – case series from clinical practice. *The Permanente Journal*. 2012;16(1):67–69. <https://doi.org/10.7812/TPP/11-097>
10. Satahira K., Nakasone K. Sterilization effects of HO_2/O_2 -radicals produced by $\text{H}_2\text{O}-\text{O}_2$ plasma. *Journal of Photopolymer Science and Technology*. 2016;29(3):433–438. <https://doi.org/10.2494/photopolymer.29.433>
11. Usta E.O., Ayaz F. Gas plasma hydrogen peroxide (H_2O_2) sterilization. *3rd Advanced Engineering Days*. 2012;3:54–56.
12. Sarangapani C., Patange A., Bourke P., Keener K., Cullen P. Recent advances in the application of cold plasma technology in foods. *Annual Review of Food Science and Technology*. 2018;9:609–629. <https://doi.org/10.1146/annurev-food-030117-012517>
13. Васильев М.В., Карфидов А.О., Сви́нарев М.Д., Чиченев Н.А. Прототипирование технологии пошаговой гибки тонкостенных корпусов. *Сталь*. 2022;(7):27–29. Vasil'ev M.V., Karfidov A.O., Svinarev M.D., Chichenev N.A. Prototyping technology for step-by-step bending of thin-walled enclosures. *Stal'*. 2022;(7):27–29. (In Russ.).
14. Чиченев Н.А., Карфидов А.О., Васильев М.В., Чиченева О.Н. Определение параметров ступенчатой гибки тонколистового металла. *Черные металлы*. 2024;(1):17–20. Chichenev N.A., Karfidov A.O., Vasil'ev M.V., Chicheneva O.N. Determination of parameters for step-by-step bending of thin sheet metal. *Chernye metally*. 2024;(1):17–20. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2024.01.03>
15. Карфидов А.О., Чиченев Н.А., Васильев М.В., Чиченева О.Н. Прототипирование ступенчатой гибки листового металла для изготовления тонкостенных корпусов / *Современные технологии и реверс-инжиниринг: Сборник статей Всероссийской научно-практической конференции*. Севастополь: ФГАОУ ВО «СевГУ»; 2023:220–222.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алексей Олегович Карфидов, заведующий кафедрой инжиниринга технологического оборудования, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: a.korf@mail.ru

Николай Алексеевич Чиченев, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга технологического оборудования, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-9019-4675

E-mail: chich38@mail.ru

Михаил Владимирович Васильев, старший преподаватель кафедры инжиниринга технологического оборудования, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: mv@karfidovlab.com

Ольга Николаевна Чиченева, к.т.н., доцент, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: chich38@mail.ru

Aleksei O. Karfidov, Head of the Chair "Engineering of Technological Equipment", National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: a.korf@mail.ru

Nikolai A. Chichenev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Engineering of Technological Equipment", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-9019-4675

E-mail: chich38@mail.ru

Mikhail V. Vasil'ev, Senior Lecturer of the Chair "Engineering of Technological Equipment", National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: mv@karfidovlab.com

Ol'ga N. Chicheneva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: chich38@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. О. Карфидов – идея работы, техническое обоснование задач исследования, определение цели и задачи исследования.

Н. А. Чиченев – поиск и анализ публикаций, входящих в наукометрические базы, формирование концепции статьи, подготовка текста.

М. В. Васильев – анализ и обобщение полученных результатов.

О. Н. Чиченева – графическое оформление полученных результатов, окончательное редактирование текста.

A. O. Karfidov – formation of the article idea, technical justification of research objectives, setting goal and objective of research.

N. A. Chichenev – literary review, conceptualization, preparation of the text.

M. V. Vasil'ev – analysis and generalization of results.

O. N. Chicheneva – graphic design of results, final editing of the text.

Поступила в редакцию 27.12.2024

После доработки 22.01.2025

Принята к публикации 18.04.2025

Received 27.12.2024

Revised 22.01.2025

Accepted 18.04.2025



УДК 577.4:669.71

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-239-247

Обзорная статья
Review article

УМЕНЬШЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА ОТХОДОВ И ВНЕДРЕНИЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ БЕЗОПАСНЫХ И ЭФФЕКТИВНЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ВЫСОКОКРЕМНИСТЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Si

В. В. Шляров[✉], Ю. А. Шлярова, Л. П. Башченко, Д. В. Загуляев

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

✉ shlyarov_vv@sibsiu.ru

Аннотация. Современная металлургическая промышленность, особенно в области черной металлургии, сталкивается с важными задачами повышения энергоэффективности, сокращения объемов отходов и минимизации негативного воздействия на окружающую среду. Одним из перспективных направлений является применение высококремнистых силуминовых сплавов, которые благодаря своей высокой прочности, износостойкости и термической стабильности находят все более широкое применение, включая возможность их многократной переработки. В настоящей работе авторы анализируют состав и физико-механические свойства этих сплавов, их роль в технологических процессах, таких как плавка, литье, термическая и механическая обработки. Особенно актуальными для черной металлургии, где объемы отходов традиционно высоки, являются рассмотренные инновационные подходы, которые направлены на снижение энергоемкости производственных операций, минимизацию количества отходов и создание замкнутых циклов производства. Приведенные примеры демонстрируют возможности применения высококремнистых силуминов в производстве литейных форм, износостойких покрытий и конструкционных материалов для тяжелой промышленности. Особое внимание уделено технологиям переработки и утилизации отходов на металлургических предприятиях, что способствует снижению себестоимости продукции и повышению конкурентоспособности. Таким образом, применение высококремнистых силуминовых сплавов демонстрирует потенциал для формирования экологически безопасных, энергоэффективных и экономически устойчивых процессов в черной металлургии.

Ключевые слова: высококремнистые силуминовые сплавы, энергоэффективность, устойчивое развитие, минимизация отходов, замкнутый производственный цикл, переработка материалов, износостойкость, термическая обработка, снижение энергоемкости

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>. Авторы выражают благодарность профессору В.Е. Громову за обсуждение результатов.

Для цитирования: Шляров В.В., Шлярова Ю.А., Башченко Л.П., Загуляев Д.В. Уменьшение количества отходов и внедрение экологически безопасных и эффективных производственных процессов при использовании высококремнистых сплавов системы Al – Si. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):239–247. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-239-247>

WASTE REDUCTION AND IMPLEMENTATION OF ENVIRONMENTALLY SAFE AND EFFICIENT PRODUCTION PROCESSES USING HIGH-SILICON ALLOYS OF THE Al – Si SYSTEM

V. V. Shlyarov[✉], Yu. A. Shlyarova, L. P. Bashchenko, D. V. Zagulyaev

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

✉ shlyarov_vv@sibsiu.ru

Abstract. The modern metallurgical industry, especially in the field of ferrous metallurgy, faces significant challenges in improving energy efficiency, reducing waste volumes, and minimizing environmental impact. One of the promising directions is the use of high-silicon silumin alloys,

which, due to their high strength, wear resistance, and thermal stability, are finding increasingly broad applications, including their capability for multiple recycling. This paper analyzes the composition and physico-mechanical properties of these alloys and their role in technological processes of ferrous metallurgy, such as smelting, casting, heat treatment, and mechanical processing. Innovative approaches aimed at reducing the energy intensity of production operations, minimizing waste, and creating closed production cycles are examined, which is particularly relevant for ferrous metallurgy, where waste volumes are traditionally high. Examples of application of high-silicon silumins in the production of casting molds, wear-resistant coatings, and structural materials for heavy industries are provided. Special attention is given to recycling and waste utilization technologies at metallurgical enterprises, contributing to lower production costs and increased competitiveness. Thus, the use of high-silicon silumin alloys demonstrates potential for shaping environmentally friendly, energy-efficient, and economically sustainable processes in ferrous metallurgy.

Keywords: high-silicon silumin alloys, energy efficiency, sustainable development, waste minimization, closed production cycle, material recycling, wear resistance, heat treatment, reduction of energy intensity

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>. Authors express their gratitude to Professor V.E. Gromov for discussing the results.

For citation: Shlyarov V.V., Shlyarova Yu.A., Bashchenko L.P., Zagulyaev D.V. Waste reduction and implementation of environmentally safe and efficient production processes using high-silicon alloys of the Al – Si system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):239–247. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-239-247>

ВВЕДЕНИЕ

Современная металлургическая промышленность сталкивается с вызовами, связанными с необходимостью повышения энергоэффективности, сокращения количества отходов и уменьшения воздействия на окружающую среду. В этом контексте важное место занимают материалы, которые способны обеспечить значительные улучшения технологических процессов, а также способствовать формированию замкнутых производственных циклов. Одной из перспективных групп материалов являются высококремнистые силуминовые сплавы, которые отличаются не только высокой прочностью и износостойкостью, но и возможностью переработки, что соответствует принципам устойчивого развития [1].

Цель настоящей работы – изучить результаты современных исследований, касающихся применения высококремнистых силуминовых сплавов, их технологической интеграции в производственные процессы, а также влияния на экологическую безопасность на всех этапах производства.

ХАРАКТЕРИСТИКА ВЫСОКОКРЕМНИСТЫХ СИЛУМИНОВЫХ СПЛАВОВ

Состав и структура

В соответствии с диаграммой (рис. 1) в равновесии могут находиться эвтектические, доэвтектические и заэвтектические растворы. Все они отличаются разными режимами приготовления сплавов. Сплавы, содержащие более 13 % Si и состоящие из первичных кристаллов кремния, интерметаллидов и эвтектики, относятся к заэвтектическим [2]. Эти сплавы обычно имеют грубую игольчатую структуру, состоящую из эвтектики (α -Si) и первичных кристаллов кремния.

Кремний в таких сплавах действует как легирующий элемент, способствует формированию тонкодисперсной структуры и повышает твердость и износостойкость материала. Повышенное содержание кремния улучшает

термическую стабильность, что важно для процессов обработки и последующей эксплуатации изделий [3]. В ряде исследований отмечается, что оптимальное соотношение количеств кремния и других легирующих элементов (например, меди, магния) позволяет достичь баланс между механическими свойствами и обрабатываемостью материала [4].

Физико-механические свойства

Исследования показывают, что высококремнистые силумины обладают высокими прочностью, устойчивостью к коррозии и износостойкостью [5]. Улучшенная термическая стабильность позволяет компенсировать эффект термического старения и снижает вероятность образования трещин при динамических нагрузках [6]. Микроструктурный анализ этих сплавов выявляет наличие мелкодисперсных фаз, что делает их идеальными для применения в условиях высоких температур

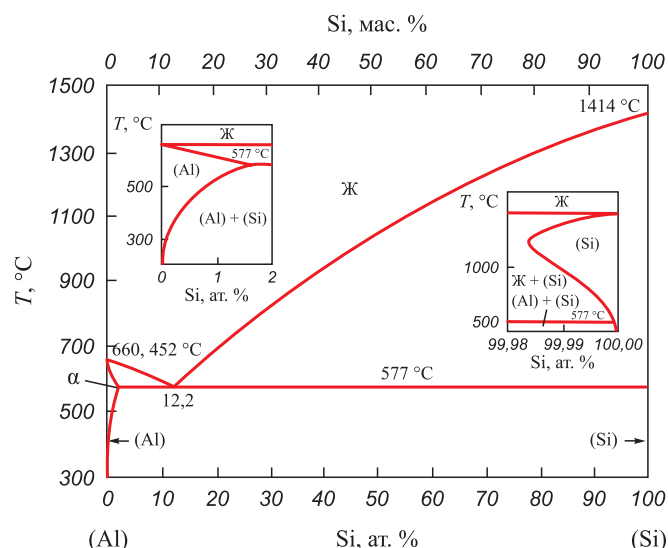


Рис. 1. Диаграмма состояния Al–Si [2]

Fig. 1. Al–Si state diagram [2]

и агрессивных сред [7]. Важно отметить, что результаты испытаний подтверждают возможность использования таких сплавов как в авиационной, так и в автомобильной промышленности, где требуются большие механические нагрузки при минимальном весе изделия [8; 9].

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ИНТЕГРАЦИИ

В ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ

Первоначальная подготовка металла

Первичным этапом интеграции высококремнистых силуминовых сплавов является подготовка сырья. Современные методы плавки с использованием индукционных печей и электропечей с контролируемой атмосферой способствуют получению сплавов с минимальным содержанием примесей и высокой однородностью [10]. Автоматизированные системы анализа химического состава расплавов позволяют добиться оптимизации технологического процесса и обеспечить соответствие требованиям к конечному продукту.

Технологии литья и формовки

Применение инновационных методов литья под давлением позволяет добиться высокой точности формовки изделий и минимизировать технологические потери. При разработке оптимальных режимов литья исследователи уделяют особое внимание контролю температуры расплава и скорости охлаждения [11]. Быстрое охлаждение обеспечивает формирование мелкодисперсной микроструктуры, что является залогом высоких механических характеристик силуминовых сплавов. Так, в работах [12; 13] показано, что применение импульсных технологий охлаждения позволяет снизить напряжения в материале, обеспечивая тем самым улучшение эксплуатационных свойств изделий.

Термическая обработка и деформация

После формовки изделий высококремнистые силуминовые сплавы подвергаются комплексной термической обработке, включающей отжиг, нормализацию и закалку в различных режимах. Целью этих процессов является достижение оптимального соотношения между прочностью и пластичностью материала [14]. В ряде исследований отмечается, что импульсная термическая обработка способствует улучшению однородности структуры, а также позволяет снизить энергоёмкость процессов, что актуально в контексте устойчивого развития [15].

Механическая обработка и контроль качества

Современные технологии механической обработки (включая прокатку, штамповку и фрезерование) интег-

рируются в общее производственное решение с целью получения изделий заданной геометрии и минимизации брака. Использование автоматизированных линий контроля качества, дополненных системами искусственного интеллекта, позволяет в режиме реального времени отслеживать параметры обработки и оперативно корректировать технологические режимы [16]. Это способствует не только повышению качества конечной продукции, но и снижению потерь материалов.

ЭКОЛОГИЧЕСКАЯ БЕЗОПАСНОСТЬ И ПРИНЦИПЫ

УСТОЙЧИВОГО РАЗВИТИЯ

Снижение энергоёмкости производства

Одним из ключевых аспектов разработки устойчивых производственных процессов является снижение энергоёмкости технологических операций. Исследования подтверждают, что использование высококремнистых сплавов Al–Si способствует снижению энергоёмкости технологических операций за счет их высокой термической стабильности и улучшенной обрабатываемости. В частности, при оптимизации параметров термической обработки таких сплавов наблюдается уменьшение времени обработки без ущерба для механических свойств. Например, в работе [17] отмечается, что, благодаря высокой скорости затвердевания и тонкой микроструктуре (рис. 2), время солидусной обработки можно сократить до 50 %, сохраняя при этом высокие показатели прочности: предел прочности при растяжении 330 МПа и предел текучести 300 МПа.

Дополнительно, в исследовании [18] показано, что оптимизация параметров процесса, таких как плот-

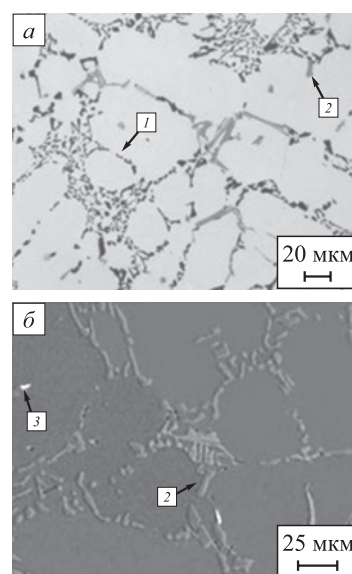


Рис. 2. Микроструктура сплава в готовом виде (SDAS = 25 мкм) (эвтектика Al–Si (1) и фаза Al–Si–Mg–Cu (2))

Fig. 2. Finished alloy microstructure (SDAS = 25 μm) (Al–Si (1) eutectic and Al–Si–Mg–Cu (2) phase)

ность энергии, приводит к получению более плотной и однородной микроструктуры сплава Al – 42 Si, что улучшает его механические свойства и снижает потребность в дополнительной обработке. За счет этого использование силуминовых сплавов способствует уменьшению выбросов парниковых газов и снижает общий экологический след производства.

Минимизация количества отходов

и организация замкнутого цикла производства

Согласно принципам устойчивого развития важным направлением является создание замкнутого производственного цикла, при котором отходы перерабатываются и вновь вводятся в технологический процесс. Высококремнистые силуминовые сплавы обладают возможностью вторичной переработки. В работах [19; 20] рассматриваются технологии переработки откалиброванных отходов без потери исходных качеств материала, что позволяет сократить общие объемы технологических отходов. Применение методов сверхчистой переработки и дезоксидирования отходов делает возможным организацию полностью замкнутого цикла производства, минимизируя воздействие на окружающую среду.

Экологичная эксплуатация и долговечность изделий

Долговечность и исключительная устойчивость к коррозионным повреждениям – ключевые преимущества высококремнистых силуминовых сплавов. В долгосрочной перспективе это означает, что изделия из таких материалов требуют меньшего количества ремонтов и замен, что, в свою очередь, снижает потребление сырья и затраты на техническое обслуживание. Эксплуатационные исследования [21; 22] подтверждают, что долговечность конструкций из данных сплавов значительно выше по сравнению с традиционными материалами, что способствует сохранению ресурсов и минимизации экологического воздействия.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ИННОВАЦИИ И ПРИМЕРЫ ПРАКТИЧЕСКОЙ РЕАЛИЗАЦИИ

Применение в автомобильной промышленности

Одним из секторов, где высококремнистые силуминовые сплавы находят широкое применение, является автомобильная промышленность. Легкость, высокие прочность и устойчивость к коррозии делают данные материалы привлекательными для создания элементов кузова, двигательных блоков и других конструктивных компонентов [23]. Исследования [24] демонстрируют, что снижение массы транспортного средства на 10 % может привести к уменьшению расхода топлива

на 6 – 8 %, что эквивалентно снижению выбросов CO₂ на 8 – 11 г/км.

Аэрокосмическая индустрия

Высококремнистые силуминовые сплавы действительно находят применение в аэрокосмической отрасли благодаря их высокой удельной прочности и низкой плотности, что способствует снижению массы конструкций без потери прочностных характеристик. Однако следует отметить, что их использование в основном ограничивается компонентами, не несущими значительных нагрузок, такими как электронные упаковочные материалы и аксессуары двигателей [25].

На рис. 3 показаны возможные варианты применения литых алюминиевых сплавов в аэрокосмической отрасли, например, для отливки двери переднего доступа методом литья по выплавляемым моделям, для прецизионного литья из алюминиевого сплава двери багажного отделения и направляющих створок, а также для высококачественного литья из алюминиевого сплава в салоне самолета. В частности, в аэрокосмической отрасли обычно используются литые алюминиевые сплавы с кремнием (Si), медью (Cu) и магнием (Mg).

Промышленное производство и утилизация отходов

Одной из новейших тенденций в современном металлургическом секторе является разработка комп-

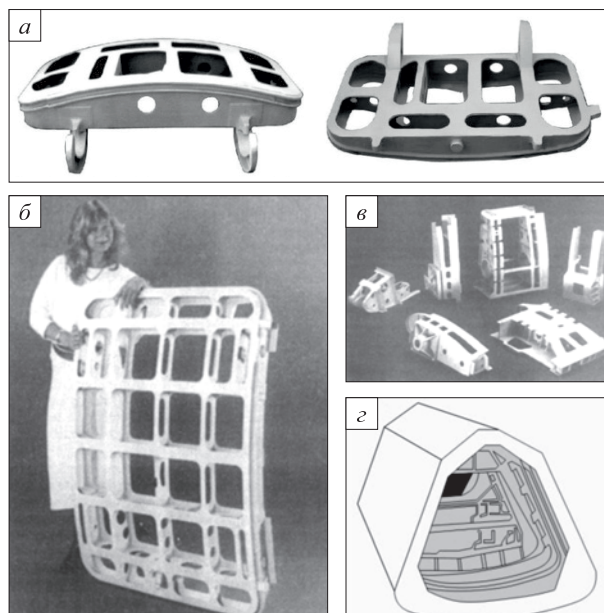


Рис. 3. Отливки для аэрокосмического применения: а – литье по технологии FAD для Boeing 737 [26]; б – в – точное литье направляющих дверей багажного отделения; г – литье салона

Fig. 3. Castings for aerospace applications: а – casting using FAD technology for Boeing 737 [26]; б – в – precise casting of luggage compartment door guides; г – interior casting

лексных систем переработки отходов. В работах [27; 28] приводятся примеры использования высококремнистых силуминовых сплавов, в которых откалиброванные производственные отходы подвергаются вторичной переработке с сохранением исходного состава и структуры. Такие системы позволяют не только экономически оправдать переработку, но и существенно снизить затраты на производство первичных материалов. В сочетании с инновационными технологиями контроля качества вторичная переработка становится неотъемлемым звеном устойчивого производственного цикла.

ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПРЕИМУЩЕСТВА ИНТЕГРАЦИИ СИЛУМИНОВЫХ СПЛАВОВ

Экономическая эффективность

Комплексное внедрение высококремнистых силуминовых сплавов в производственные процессы ведет к ряду экономических преимуществ. Сокращение энергоемкости технологических операций, снижение технологических потерь и возможность вторичной переработки отходов способствуют оптимизации производственных затрат [29]. Компании, реализующие подобные технологии, отмечают снижение себестоимости готовой продукции, что позволяет им быть конкурентоспособными на международном рынке. Кроме того, снижение затрат на техническое обслуживание и повышение долговечности изделий также оказывают положительное влияние на экономическую эффективность производства [30].

Экологическая безопасность

Устойчивое развитие невозможно без учета эколого-экономических факторов. Высококремнистые силуминовые сплавы, обладая рядом положительных характеристик, способствуют снижению негативного влияния производства на окружающую среду. Сокращение количества выбросов вредных веществ, минимизация образования технологических отходов, а также возможность их последующей переработки отвечают мировым тенденциям экологичной промышленности. В частности, исследования показывают, что переработка отходов кремния путем легирования алюминием позволяет эффективно использовать производственные остатки, снижая объемы отходов и уменьшая воздействие на окружающую среду. В работе, посвященной замкнутому циклу переработки композитных материалов, подробно описаны случаи успешной реализации таких технологий, что свидетельствует о высоком потенциале современных производств в области устойчивого развития. Авторы рассматривают твердотельный маршрут переработки, включающий дробление и спекание, который позво-

ляет сохранить свойства материала и снизить потребность в первичных ресурсах [31].

ПЕРСПЕКТИВЫ ДАЛЬНЕЙШИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Модификация состава и легирование

Дальнейшие исследования в области алюминиевых сплавов системы Al–Si с содержанием кремния более 15 % сосредоточены на поиске оптимальных легирующих добавок. Новые экспериментальные работы направлены на модификацию состава, позволяющую улучшить не только механические, но и экологические характеристики материала. В частности, добавление меди и магния в такие сплавы способствует образованию вторичных фаз, что повышает прочностные характеристики сплава. Однако следует отметить, что повышение содержания меди может негативно сказываться на экологических свойствах материала. Поэтому важно тщательно контролировать соотношение легирующих элементов для достижения оптимального баланса между механическими и экологическими характеристиками сплава [32].

Совершенствование технологических методов

Разработка и внедрение инновационных методов контроля микроструктурных изменений при термической и механической обработке высококремнистых силуминовых сплавов являются перспективными направлениями исследований. Использование цифровых технологий, моделирования физических процессов и искусственного интеллекта (ИИ) позволяет оптимизировать производственные параметры в режиме реального времени, повышая эффективность интеграции этих сплавов в производственные процессы.

Исследования показывают, что применение ИИ в разработке алюминиевых сплавов может значительно ускорить процесс создания новых материалов. При использовании ИИ можно предсказывать свойства потенциальных сплавов до их физического тестирования, что сокращает время разработки на 50 % и снижает затраты на 40 %¹.

Кроме того, ИИ используется для оптимизации параметров аддитивного производства алюминиевых сплавов. В систематическом обзоре рассмотрены приложения ИИ для контроля в реальном времени процессов лазерного аддитивного производства, что способствует повышению качества и эффективности производства [33].

Таким образом, интеграция цифровых технологий и ИИ в процессы обработки высококремнистых силу-

¹ ElkaMehr Research Center. AI-driven optimization in aluminum alloy development: A transformative approach to material innovation. 2023. URL: <https://elkamehr.com/en/ai-driven-optimization-in-aluminum-alloy-development/> (Дата обращения 25.04.2025).

миновых сплавов способствует улучшению контроля микроструктурных изменений и оптимизации производственных параметров, что повышает общую эффективность и качество продукции.

Экологическая оценка и стандартирование

Рассмотрим ключевые этапы производства алюминия с точки зрения выбросов в атмосферу: начиная с добычи бокситов и нефелинов, переработки сырья в глинозем, производства анодов и анодной массы, выпуска первичного алюминия, а также литейных процессов (рис. 4).

Добыча бокситов и нефелинов чаще всего осуществляется открытым способом, что приводит к значительным выбросам в атмосферу различных веществ, включая механическую пыль, оксид углерода (CO), сероводороды и оксид азота (NO). Эти загрязнители затем оседают на почву и попадают в водные ресурсы. Для внедрения новых технологий важно не только совершенствовать производственные процессы, но и разрабатывать нормативно-правовые акты, направленные на обеспечение экологической безопасности. Планируется проведение комплексных экологических оценок, целью которых является установление стандартов для переработки и утилизации отходов, а также разработка рекомендаций для предприятий по снижению углеродного следа [35]. Подобные исследования играют ключевую роль в формировании государственной политики в области экологии и устойчивого развития.

Интеграция высококремнистых силуминовых сплавов в производственные процессы является актуальным и перспективным направлением, позволяющим реализовать принципы устойчивого развития и экологической безопасности.

Применение данных материалов способствует оптимизации этапов производства – от первоначальной подготовки металла до утилизации и повторной переработки отходов – и открывает новые возможности для экономии ресурсов, снижения энергоёмкости и минимизации негативного воздействия на окружающую среду.

Современные исследования показывают, что высококремнистые силуминовые сплавы обладают уникальными физико-механическими свойствами, адаптированными для применения в различных отраслях промышленности, включая автомобильную, аэрокосмическую и другие высокотехнологичные секторы. Технологические усовершенствования в области плавления, литья, термической и механической обработок позволяют создать продукцию с высокой степенью однородности, минимальными технологическими потерями и высоким качеством [36]. Хорошо организованная система вторичной переработки позволяет выстраивать полностью замкнутые производственные циклы, что является важным шагом на пути к устойчивому развитию.

Преимущество использования высококремнистых силуминовых сплавов заключается не только в улучшении качества конечной продукции, но и в экономической эффективности производства. Сокращение затрат на энергию, снижение количества отходов и увеличение срока службы изделий – все это способствует повышению конкурентоспособности отечественной металлургии на мировом рынке [37]. Таким образом, внедрение инновационных технологий, основанных на использовании данных сплавов, становится залогом дальнейшего развития производства с минимальным воздействием на экологию.

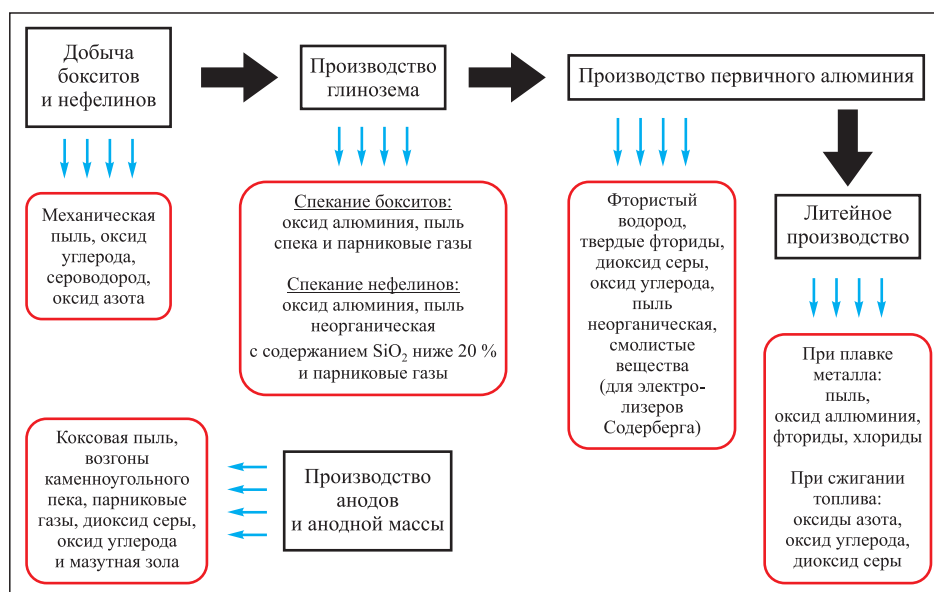


Рис. 4. Этапы производства алюминия и выбросы в атмосферу [34]

Fig. 4. Stages of aluminum production and emissions into the atmosphere [34]

Несмотря на уже достигнутые успехи, дальнейшие исследования остаются актуальными. Усиление научно-технического сотрудничества, развитие цифровых технологий в области контроля и моделирования процессов, а также совершенствование методов переработки отходов являются перспективными направлениями для будущих разработок [38]. Государственная поддержка и международное сотрудничество в этой области могут стать ключевыми факторами внедрения инноваций в производственные процессы, что приведет к снижению экологического следа металлургической отрасли и обеспечит устойчивое развитие экономики.

Выводы

Интеграция высококремнистых силуминовых сплавов представляет собой многообещающую перспективу для создания экологически безопасных и экономически эффективных производственных процессов. Применение данных технологий соответствует современным требованиям устойчивого развития и является важным вкладом в решение глобальных экологических проблем. Перспективы дальнейших исследований открывают возможности для расширения спектра применения высококремнистых силуминов, улучшения их свойств и оптимизации технологических процессов, что позволит создать современную, экологически чистую и энергоэффективную металлургическую индустрию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Волочко А.Т. Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития. *Литье и металлургия*. 2015;(4(81));38–45.
Volochko A.T. Modification of eutectic and primary silicon particles in silumins. Development prospects. *Lit'e i metallurgiya*. 2015;(4(81));38–45. (In Russ.).
2. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др.; под ред. А.П. Ласковнева. Минск: Белорусская наука; 2013:287.
3. Gusakova O.V., Shepelevich V.G. Microstructure and coefficient of friction of silumins obtained by rapid solidification. *Journal of Friction and Wear*. 2024;45(2):66–71.
<https://doi.org/10.3103/s1068366624700107>
4. Kaufman J.G. Properties of Aluminum Alloys: Tensile, Creep, and Fatigue Data at High and Low Temperatures. ASM International; 2008:305.
5. Al-Helal K., Stone I.C., Fan Z. Simultaneous primary Si refinement and eutectic modification in hypereutectic Al–Si alloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2012; 65(6):663–667.
<https://doi.org/10.1007/s12666-012-0171-4>
6. Huang F., Hua L., Qin X.P., Hu Z.L., Wang Z., Song Y.L., Liu Y.X. Microstructures and thermal stabilities of high silicon aluminum alloys prepared by spray deposition. *Applied Mechanics and Materials*. 2014;711:206–209.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.711.206>
7. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. Москва: МИСИС; 2005;376.
8. Farkoosh A.R., Grant Chen X., Pekguleryuz M. Dispersoid strengthening of a high temperature Al–Si–Cu–Mg alloy via Mo addition. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;620:181–189.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.10.004>
9. Кузнецов А.О., Шадаев Д.А., Конкевич В.Ю., Бочвар С.Г., Кунявская Т.М. Модифицирование силуминов – разные подходы для одной системы легирования. *Технология легких сплавов*. 2014;(4):75–81.
Kuznetsov A.O., Shadaev D.A., Konkevich V.Yu., Bocharov S.G., Kunyavskaya T.M. Modification of silumins: Different approaches for one alloying system. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2014;(4):75–81. (In Russ.).
10. Medved J., Kores S., Vončina M. Development of innovative Al–Si–Mn–Mg alloys with high mechanical properties. *The Minerals, Metals and Materials Series*. 2018;373–380.
https://doi.org/10.1007/978-3-319-72284-9_50
11. Campbell J. Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. Butterworth-Heinemann; 2011:1242.
12. Макаров Г.С. Особенности техники литья слитков алюминиевых сплавов в системы с тепловыми насадками. *Технология легких сплавов*. 2014;(2):65–77.
Makarov G.S. Features of aluminium alloy ingot casting technology with hot top systems. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2014;(2):65–77. (In Russ.).
13. Farokhpour M., Parast M.S.A., Azadi M. Evaluation of hardness and microstructural features in piston aluminum-silicon alloys after different ageing heat treatments. *Results in Materials*. 2022;(16):100323.
<https://doi.org/10.1016/j.rinma.2022.100323>
14. Jiang J., Yan J., Liu Y., Hu G., Wang Y., Ding C., Zou D. Investigation on heat treatment of large-sized and complex AlSi9Mg aluminum alloy components formed by squeeze casting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;924:166504.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166504>
15. Сапунов С.В. Материаловедение. Москва: Лань; 2015:208.
16. Li Y., Sun X., Hu X., Cheng Y., Xue F. Uncoupled ductile fracture initiation model for 5052 aluminum alloy with machine learning assisted identification of the material parameters. *Engineering Fracture Mechanics*. 2025;(320):111090.
<https://doi.org/10.1016/j.engfractmech.2025.111090>
17. Kasprzak W., Chen D.L., Thibodeau E. Heat treatment development for rapidly solidified heat resistant cast Al–Si alloy. In: *Proceedings of the 26th ASM Heat Treating Society Conf.* Ferguson B.L., Jones R., MacKenzie D.S., Weires D. eds. ASM International; 2011;205–211.
<https://doi.org/10.31399/asm.cp.ht2011p0205>
18. Cai X., Liu T., Yan X., Cheng Z., Pan L., Tian Z., Luo L., Su Y. Effect of process parameters on microstructures and properties of Al–42Si alloy fabricated by selective laser melting. *Heliyon*. 2022;8(6):e09680.
<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e09680>
19. Melwyn J.G., Chandragandhi B., Sathiyaseelan G., Srinath P. Aluminium scrap recycling in a production furnace: Minimizing dross formation for sustainable and efficient recovery. *Materials Today: Proceedings*. 2023.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.05.340>

20. Селянин И.Ф., Деев В.Б., Кухаренко А.В. Ресурсо- и экологосберегающие технологии производства вторичных алюминиевых сплавов. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2015;(2):20–25.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-2-20-25>
Selyanin I.F., Deev V.B., Kukharenko A.V. Resource-saving and environment-saving production technologies of secondary aluminum alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2015;56(3), 272–276.
<https://doi.org/10.3103/S1067821215030189>
21. Zhao Z.L., Yin S.Q., Liu Y.D., Zhang Z.Q., Ren R.F. Microstructures and corrosion resistance of as-cast aluminum-10 wt.% silicon and aluminum-20 wt.% silicon alloys. *Materials Science and Engineering Technology*. 2019;50(9): 1124–1130. <https://doi.org/10.1002/mawe.201800124>
22. Kaufman J.G. Corrosion of aluminum and aluminum alloys. *ASM Handbooks online*. 2019:96–129.
23. Alshmri F. Lightweight material: Aluminium high silicon alloys in the automotive industry. *Advanced Materials Research*. 2013;774-776:1271–1276.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.774-776.1271>
24. Czerwinski F. Current trends in automotive lightweighting strategies and materials. *Materials*. 2021;14(21):6631.
<https://doi.org/10.3390/ma14216631>
25. Li S.-S., Yue X., Li Q.-Y., Peng H.-L., Dong B.-X., Liu T.-S., Yang H.-Y., Fan J., Shu S.-L., Qiu F., Jiang Q.-C. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;27:944–983. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.274>
26. Fan Z. Application status and development trend of investment casting in aerospace industry. *Aeronautical Manufacturing Technology*. 2019;62(9):38–52.
<http://10.16080/j.issn1671-833x.2019.09.038>
27. Кузьмин М.П., Ларионов Л.М., Кондратьев В.В., Кузьмина М.Ю., Григорьев В.Г., Книжник А.В., Кузьмина А.С. Получение силуминов с использованием отходов кремниевого производства. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2019;(4):4–15.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-4-15>
Kuz'min M.P., Larionov L.M., Kondratiev V.V., Kuz'mina M.Yu., Grigoriev V.G., Knizhnik A.V., Kuz'mina A.S. Production of silumins using silicon production waste. *Izvestiya vuzov. Non-Ferrous Metallurgy*. 2019;(4):4–15. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-4-15>
28. Колтышев В.И. Исследование и разработка способов использования дисперсных отходов кремния для получения литейных силуминов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Владимир: Владимирский гос. ун-т, 2002;18.
29. Мансуров Ю.Н., Пименов В.А., Бойко А.А. Инновационные решения свойств алюминиевых сплавов из лома и отходов. *Вестник инженерной школы Дальневосточного федерального университета*. 2013;(1(14)):49–58.
Mansurov Yu.N., Pimenov V.A., Boyko A.A. Innovative solutions improving the properties of aluminum alloys obtained from scrap and waste. *Vestnik inzhenernoi shkoly Dal'nevostochnogo federal'nogo universiteta*. 2013;(1): 49–58. (In Russ.).
30. Расулов С.А., Тураев А.Н., Саидходжаева Ш.Н., Брагина В.П. Технология литья автомобильных деталей из модифицированных силуминов. *Молодой ученый*. 2018;(18(204)):87–88.
Rasulov S.A., Turaev A.N., Saidkhodzhaev Sh.N., Bragina V.P. Technology of casting automobile parts from modified silumins. *Molodoi uchenyi*. 2018;(18(204)):87–88. (In Russ.).
31. Hirsch S.J., Grund T., Lampke T. Towards closed-loop recycling of ceramic particle-reinforced aluminium alloys: Comparative study of resistance-heating sintered primary and solid-state recycled secondary SiCp/AlSi7Mg composites. *Crystals*. 2023;13(5):830.
<https://doi.org/10.3390/cryst13050830>
32. Nurislamova G., Sauvage X., Murashkin M., Islamgaliev R., Valiev R. Nanostructure and related mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy processed by severe plastic deformation. *Philosophical Magazine Letters*. 2008;88(6):459–466.
<https://doi.org/10.1080/09500830802186938>
33. Sousa J.P., Brandau B., Darabi R., Sousa A.J., Brueckner F., Reis A., Paulo Reis L. Artificial intelligence for control in laser-based additive manufacturing: A systematic review. *Luleå University of Technology*. 2025;IEEE:99.
<https://doi.org/10.1109/ACCESS.2025.3537859>
34. Матевосова К.Л., Грязнова В.А., Чазов Т.К. Экологические проблемы и устойчивое развитие алюминиевой промышленности. *Отходы и ресурсы*. 2019;6(2). [Электронный ресурс]. URL: <https://resources.today/PDF/11ECOR219.pdf>. (Дата обращения 25.04.2025).
<https://doi.org/10.15862/11ECOR219>
Matevosova K.L., Gryaznova V.A., Chazov T.K. Environmental problems and sustainable development of aluminium industry. *Russian Journal of Resources, Conservation and Recycling*. 2019;6(2). Available at URL: <https://resources.today/PDF/11ECOR219.pdf>. (Accessed 25.04.2025). (In Russ.). <https://doi.org/10.15862/11ECOR219>
35. Инновационные технологии переработки окисленных отходов алюминия / Л.В. Трибушевский, В.Л. Трибушевский, Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева. Минск: БНТУ; 2023:139.
36. Трибушевский Л.В., Немененок Б.М., Румянцева Г.А., Горбель И.А. Безотходная технология переработки алюминиевой стружки и шлаков в короткопламенной роторной печи. *Литье и металлургия*. 2017;(4(89)):109–118.
Tribushevskiy L.V., Nemenenok B.M., Rummyantseva G.A., Gorbels I.A. Wasteless technology of processing of aluminum chips and slags in a short-flame rotary furnace. *Lit'e i metallurgiya*. 2017;(4(89)):109–118. (In Russ.).
37. Трибушевский Л.В., Немененок Б.М., Румянцева Г.А., Римошевский В.С. Анализ процесса плавки алюминиевой стружки и шлака в короткопламенной роторной печи. *Литье и металлургия*. 2015;(2(79)):42–48.
Tribushevskiy L.V., Nemenenok B.M., Rummyantseva G.A., Rimoshevskii V.S. The analysis of process of melting of aluminium shaving and slag in the short-flame rotor furnace. *Lit'e i metallurgiya*. 2015;(2(79)):42–48. (In Russ.).
38. Трибушевский Л.В., Неменёнок Б.М., Румянцева Г.А. Влияние состава шихты на себестоимость получаемого сплава при плавке в короткопламенной роторной печи. В кн.: *Металлургия: Республиканский межведомственный сборник научных трудов*. 2015;36:151–158.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Виталий Владиславович Шляров, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-8130-648X
E-mail: shlyarov_vv@sibsiu.ru

Юлия Андреевна Шлярова, ассистент кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-1878-909X
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Дмитрий Валерьевич Загуляев, д.т.н., начальник управления научных исследований, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-9859-8949
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

Vitalii V. Shlyarov, Research Associate of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-8130-648X
E-mail: shlyarov_vv@sibsiu.ru

Yuliya A. Shlyarova, Assistant of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Research Associate of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-1878-909X
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Dmitrii V. Zagulyaev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of Scientific Research, Prof. of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-9859-8949
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. В. Шляров – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста.

Ю. А. Шлярова – формирование основной концепции, обзор литературы.

Л. П. Бащенко – формирование основной концепции, обзор литературы.

Д. В. Загуляев – научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

V. V. Shlyarov – conceptualization, setting goals and objectives of research, writing the text.

Yu. A. Shlyarova – conceptualization, literary review.

L. P. Bashchenko – conceptualization, literary review.

D. V. Zagulyaev – scientific guidance, text correction, conclusions correction.

Поступила в редакцию 14.03.2025
 После доработки 28.03.2025
 Принята к публикации 02.04.2025

Received 14.03.2025
 Revised 28.03.2025
 Accepted 02.04.2025

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES



УДК 669.015.03

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-248-258



Оригинальная статья

Original article

ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛИТЕЛЬНОГО РАФИНИРОВАНИЯ ФОСФОРИСТЫХ ЧУГУНОВ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ

И. К. Ибраев[✉], О. Т. Ибраева

НАО «Карагандинский индустриальный университет» (Казахстан, 101400, Карагандинская обл., Темиртау, пр. Республики, 30)

ibraevik@yandex.ru

Аннотация. В статье рассматривается новый метод оценки количества пыли, выделяемой из конвертерной ванны при продувке кислородом фосфористых чугунов. Этот метод позволяет определить, как технологические решения и режимы дутья влияют на экологические показатели процесса. В ходе исследования были выявлены причины повышенного выделения пыли и разработаны решения для улучшения экологических характеристик. Выбросы пыли и газов в конвертерном цехе делятся на две категории: организованные и неорганизованные. Организованные выбросы улавливаются при выходе из горловины конвертера, а неорганизованные происходят периодически во время заливки чугуна, загрузки лома, слива металла и шлака. Эти выбросы содержат пыль, тепло, угарный газ, оксиды азота и серы, а также фториды. Ресурсосберегающая технология с использованием неактивного шлака снижает выделение пыли и газов за счет использования активного вспененного шлака на начальной стадии продувки и уменьшения расхода извести. Соответствие объема газов пропускной способности тракта снижает вынос пыли на 30 – 40 % и неорганизованные выбросы на 83 %. Снижение выбросов угарного газа достигается за счет увеличения скорости нарастания концентрации СО до пределов воспламенения с последующим дожиганием на «свече» и организации плавки с укороченным первым периодом. Снижение содержания фосфора в чугуне до 0,3 мас. % уменьшает расход извести с 143 до 77 кг/т стали и продолжительность продувки и плавки на 10 – 16 %, сокращает производство извести и повышает производительность конвертеров. Комплексный подход к снижению выбросов пыли и газов включает оптимизацию процессов, внедрение новых материалов и технологий, мониторинг и анализ показателей. Это улучшает экологическую ситуацию и повышает эффективность производства.

Ключевые слова: пыле-газовыделение, выброс, газоотводящий тракт, продувка, чугун, конвертерная плавка, фосфористый передел, известь, металл, шлак

Для цитирования: Ибраев И.К., Ибраева О.Т. Экологические особенности окислительного рафинирования фосфористых чугунов в большегрузных конвертерах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):248–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-248-258>

ENVIRONMENTAL FEATURES OF OXIDATIVE REFINING OF PHOSPHOROUS HOT METAL IN HEAVY-DUTY CONVERTERS

I. K. Ibraev[✉], O. T. Ibraeva

Karaganda State Industrial University (30 Respubliki Ave., Temirtau, Karaganda Region 101400, Republic of Kazakhstan)

ibraevik@yandex.ru

Abstract. The article discusses a new method for estimating the amount of dust emitted from the converter bath during oxygen blowing of phosphorous hot metal. This method allows one to determine how technological solutions and blast modes affect the environmental performance of the production process. The study identified the causes of increased dust emission and developed the solutions to improve the environmental performance of the plant. Dust and gas emissions from the converter shop fall into two categories: organized and disorganized. Organized emissions are captured at the outlet of the converter mouth, and disorganized emissions occur periodically during cast iron casting, scrap loading, metal and slag discharge. These emissions contain dust, heat, carbon monoxide, nitrogen and sulfur oxides, and aluminum fluorides. Resource-saving technology using inactive slag reduces emitting of dust and gases by using active foamed slag at the initial stage of blowing and reducing lime consumption. Matching the gas volume to the exhaust duct's through-put reduces dust removal by 30 – 40 % and unorganized emissions by 83 %. Reduction of carbon monoxide emissions is achieved by increasing the rate of rise in the CO concentration to the ignition limits, followed by afterburning on the “flare” and organizing melting with a shortened first heating period. Reducing the phosphorus content of cast iron to 0.3 wt. % decreases lime consumption from 143 to 77 kg/t of steel, the duration of blowing and heats by 10 – 16 %, lime production and increases the productivity of converters. A comprehensive approach

to reducing dust and gas emissions includes optimizing processes, introducing new materials and technologies, and monitoring and analyzing performance indicators. This improves the environmental situation and increases production efficiency.

Keywords: dust and gas emissions, emission, gas exhaust duct, blowing, hot metal, converter smelting, phosphorous conversion, lime, metal, slag

For citation: Ibraev I.K., Ibraeva O.T. Environmental features of oxidative refining of phosphorous hot metal in heavy-duty converters. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):248–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-248-258>

ВВЕДЕНИЕ

С развитием цифровой экономики и истощением природных ресурсов вопросы ресурсоэффективности становятся все более актуальными. Ресурсоэффективность рассматривается с точки зрения экологической безопасности, охраны окружающей среды и развития возобновляемых источников энергии. Принимаются меры для сокращения выбросов, сбросов, образования и утилизации отходов.

Производство стали в мире превысило 1900 млн т, из которых более 70 % выплавлены в конвертерах. На каждую 1 т стали образуется 15 – 25 кг пыли, что требует затрат энергии на очистку и приводит к потерям энергии и ресурсов.

За рубежом разрабатываются экономичные и высокопроизводительные процессы переработки низкофосфористых чугунов с длительностью плавки до 40 мин в конвертерах емкостью 250 – 400 т. Такие технологии обеспечивают высокий выход годного и низкий расход огнеупоров и основных материалов.

На АО «Qarmet» удельный выброс пыли составляет 25,5 – 31,36 кг/т [1; 2] из-за использования бедного железорудного сырья, отсутствия природного газа, высокой зольности углей и изношенности металлургических агрегатов. Работа на фосфористом сырье увеличивает материальные и энергетические затраты за счет низкой металлургической ценности данного сырья и высокой зольности углей.

Переработка фосфористого чугуна с содержанием фосфора более 1,0 мас. % из сырья с низким содержанием железа снижает технико-экономические показатели доменного цеха. Удельная производительность доменных печей АО «Qarmet» на 30 – 35 % ниже, а удельный расход кокса на 25 – 30 % выше, чем на других предприятиях. Расход ресурсов на производство 1 т чугуна и стали увеличивается, что повышает себестоимость металла на 20 – 25 % [3].

Переработка высокофосфористого чугуна в конвертерном цехе АО «Qarmet» требует двухшлакового периода с увеличением длительности плавки на 7 – 12 мин, что снижает стойкость футеровки из-за воздействия высокоокисленного шлака. Расход извести составляет 120 кг/т, количество шлака увеличивается до 270 кг, что вызывает дополнительные потери железа в шлаке [3; 4].

Снижение пыле-газовыделения из конвертерной ванны требует комплексного подхода: оптимизации технологических процессов, внедрения новых материалов и технологий, постоянного мониторинга и анализа.

Это улучшает экологическую ситуацию и повышает эффективность производства.

ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

В странах дальнего зарубежья ситуация с охраной окружающей среды в черной металлургии схожа с ситуацией в России и странах СНГ. Так, доля выбросов предприятий черной металлургии в США составляет около 15 %, а в СНГ – 15 – 18 % [5 – 8]. Показательным примером является опыт развития Германии, где благодаря внедрению передовых технологий удалось значительно снизить количество выбросов пыли с 3 до 1 кг/т, а также полностью исключить образование загрязненных сточных вод. Уловленная пыль возвращается в процесс, а очищенный конвертерный газ используется в качестве топлива, получая 0,72 ГДж тепла на 1 т стали [8; 9]. В России этот показатель составляет 4,5 – 11,0 кг/т.

При переработке мартеновских чугунов в конвертерах с верхней продувкой (ЛД-процесс) с использованием подготовленного лома пылевыхос составляет 7 – 10 кг/т, а удельный выброс CO – 14 – 16 м³/т выплавляемой стали. При комбинированной продувке ванны кислородом сверху и снизу пылевыхос существенно снижается. Так, по данным завода «Тибет» (Япония), пылевыхос в конвертерах с применением комбинированной продувки составляет 2,5 – 4,0 кг/т. Снижение пылевыхоса обусловлено уменьшением угара железа и сокращением потребления извести [10; 11].

При рассмотрении возможных потерь металла при продувке конвертерной ванны следует различать процессы пылевыведения, связанные с выносом из конвертера отходящими газами капель металла, шлака и частиц сыпучих материалов, и газовыведения при испарении веществ в высокотемпературных реакционных зонах с последующей частичной конденсацией паров в более «холодных» верхних горизонтах рабочего пространства [12].

Интенсивное выделение бурого дыма по ходу продувки является существенной особенностью и недостатком процесса и в значительной степени зависит от температуры в реакционных зонах и интенсивности перемешивания ванны, режима и характера присадок, конструкции продувочной фурмы, ее положения, интенсивности продувки и максимальной скорости обезуглероживания [12; 13]. Содержание пыли, в зависимости от скорости потока отходящих газов (скорости обезуглероживания) и степени вспенивания шлако-

металлической эмульсии, может составлять 80 – 120 и даже 250 – 350 г/м³, а потери железа с пылью могут достигать 0,4 – 1,2 % от массы металлозавалки.

При этом потери металла с дымом при продувке кислородом обычно составляют 0,8 – 1,5 % [14]. В целом определенные на основании практических данных показатели свидетельствуют о довольно значительных потерях металла и снижении выхода жидкой стали при продувке ванны погружными струями, поэтому требуется их дополнительный учет и анализ.

Размер частиц пыли зависит от температуры процесса и скорости охлаждения. В начале продувки, когда ванна холодная (менее 1300 °С), пыль состоит из крупных частиц (в среднем 5 мкм). Когда температура ванны достигает 1600 – 1700 °С, значительное количество частиц имеет размер 0,02 – 0,10 мкм [14; 15].

Способ присадки сыпучих материалов оказывает значительное влияние на величину запыленности и гранулометрический состав пыли. В среднем, в плавильной пыли содержится (мас. %) 60 – 70 металлического железа, 5 – 17 извести и 0,7 – 3,0 кремния [16; 17].

Степень пылеобразования зависит от конструкции дутьевой фурмы, включая угол наклона сопел к вертикали. При увеличении угла наклона струя распределяется по большей поверхности, что улучшает условия шлакообразования. При увеличении угла наклона с 8 до 20° и расходе кислорода через одно сопло 75 м³/мин вынос тонкодисперсной пыли снижается на 30 %. Применение четырех- и пятисопловых фурм с углом наклона сопел 15 – 20° позволяет значительно рассредоточить реакционную зону, что снижает вынос пыли с 17,7 до 10,8 кг/т. При этом рост пылеобразования отстает от повышения интенсивности продувки [17; 18].

Одним из перспективных направлений, способствующих улучшению технико-экономических и экологических показателей конвертерного процесса, является организация газоструйной защиты, образующейся при подаче упругих струй кислорода или других газов в виде газоструйной системы, покрывающей сверху зону продувки [18 – 20]. Это способствует снижению выноса технологической пыли, брызг металла и шлака из полости конвертера, значительному улучшению технико-экономических и качественных показателей выплавляемого металла, а также улучшению теплотехнических и экологических показателей процесса и снижению затрат на организацию пылеочистки отходящих из конвертера газов.

Высокое содержание фосфора в чугунах требует применения специальных технологических решений для минимизации выбросов, что необходимо для улучшения условий труда и защиты окружающей среды. Этот обзор подчеркивает необходимость постоянного совершенствования технологий и внедрения инновационных решений для снижения негативного воздействия металлургического производства на окружающую среду.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Поскольку непосредственный отбор проб пыли из высокотемпературного пылегазового потока, выходящего из конвертерной ванны, был невозможен из-за высокой температуры (более 1200 °С), а также из-за высокой погрешности методики и риска отравления угарным газом, для оценки динамики образования пыли была разработана безопасная методика оценки пылевыноса из конвертерной ванны по концентрации взвешенных частиц в шламовых водах на последней ступени очистки конвертерных газов (солеворе) [21].

В ходе исследования отбирались пробы взвешенных частиц в процессе проведения контрольных плавов. Опытные плавки проводились по разным технологическим вариантам:

- с использованием комбинированной продувки;
- с использованием пылевидной извести;
- с частичным оставлением шлака на кусковой извести;
- с оставлением шлака и укорочением первым периодом;
- сравнительные плавки на кусковой извести без оставления шлака.

Средняя концентрация взвешенных частиц в шламовой воде в целом за плавку рассчитывалась по формуле

$$z_{взв} = \frac{FZ^1}{\tau},$$

где F – площадь под кривой зависимости содержания взвешенных частиц от времени продувки, мм² по шкале диаграммы $F = 5000$ мг/(л·мин); $Z^1 = 5000$ мг/(л·мин) – масштабный коэффициент; τ – текущая продолжительность плавки, мин.

Количество уловленных шламов вычислялось по формуле

$$G_{шл} = LZ_{взв} \cdot 10^{-9},$$

где L – расход воды на газоочистку, м³/ч.

Неорганизованные выбросы пыли при избыточном давлении под «юбкой» более 1,5 мм водяного столба определялись путем измерения скорости и запыленности газов в проемах фонаря главного корпуса. При этом учитывалось количество «дымящих» проемов.

Скорость газов измерялась с помощью чашечного анемометра, а запыленность газов – методом внешней фильтрации на фильтры АФА. Давление, температура и влажность газа определялись в соответствии с ГОСТ 17.2.4.07–90 и ГОСТ 17.2.4.08–90.

Выброс пыли рассчитывался по формуле

$$A = ZWF\tau,$$

где Z – концентрация пыли в фонарном проеме главного корпуса, мг/м³; W – скорость движения газа в фонар-

ном проеме, м/с; F – площадь «дымящих» проемов, м², рассчитываемая по формуле $F = fn$, f – площадь одного проема, n – количество «дымящих» проемов; τ – продолжительность неорганизованного выброса, мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экологическая оценка технологии выплавки в конвертерном цехе АО «Qarmet»

В ходе исследования был проведен анализ выбросов в процессе производства стали в конвертерном цехе. Доля выбросов от общего объема по отрасли составляет 1,45 % для пыли, 6 % для угарного газа (CO), 0,45 % для диоксида серы (SO₂) и 0,5 % для оксидов азота (NO_x).

Удельный выход конвертерных газов составляет 70–90 м³/т стали, а удельный выброс пыли варьируется от 21 до 32 кг/т для плавок, охлаждаемых металлоломом. Средняя концентрация пыли в конвертерных газах составляет 150–350 г/м³, достигая 1500 г/м³ во время добавок.

Химический состав пыли, выделяющейся из конвертерной ванны, представлен в табл. 1.

Сера поступает в конвертерные газы в виде SO₂, и ее количество зависит от содержания серы в металлошихте и шлакообразующих. До 14 % серы, содержащейся в шихте, уносится с конвертерными газами, из которых 1 % переходит в газовую фазу, а остальное адсорбируется конвертерной пылью.

Оксиды азота практически не образуются в самом конвертере, они появляются при работе с дожиганием конвертерных газов в котле, где составляют около 100 мг/м³ (удельный выход NO_x – 50 г/т стали). При работе без дожигания конвертерных газов оксиды азота образуются при горении газа на свече в количестве до 30 г/т стали. Значительную часть выбросов составляют неорганизованные выбросы, которые кратковременны, но интенсивны.

На шихтовом дворе образуется 0,03–0,09 кг пыли на 1 т стали, на тракте подачи сыпучих – 0,04–0,06 кг/т, в миксерном отделении – 0,42–0,88 кг/т, в отделении сушки и ремонта ковшей – 0,01–0,02 кг/т, на участке подготовки ферросплавов – 0,003 кг/т, на участке разливки – 0,10–0,12 кг/т. Неорганизованные выбросы

характеризуются широким диапазоном значений химического и дисперсного составов пыли.

При переливах чугуна выделяется графитовая пыль с размером пластинок 50–100 мкм и железосодержащих частиц 1–80 мкм. При загрузке замасленного скрапа в конвертер выделяются полициклические углеводороды, а при наличии цинка и свинца – пары этих металлов и их окислов. Концентрация органических соединений в газах при использовании замасленного лома составляет 60 мг/м³ или 5–6 кг/т шихты.

При заливке выбросы связаны с процессом обезуглероживания в чугуне за счет подсоса воздуха в ванну струей заливаемого металла. В периоды слива стали выделяется тонкодисперсная пыль, при пересыпках сыпучих материалов – крупная пыль размером 5–200 мкм и более. Запыленность воздуха вблизи мест пересыпок составляет 1–100 мг/м³. Удельный выход пыли при заливке чугуна колеблется от 0,07 до 0,9 кг/т чугуна и в среднем составляет 0,16 кг/т чугуна.

В процессе выпуска стали удельный выход пыли составляет 0,02–0,34 кг/т, в среднем 0,09 кг/т стали. Пыль состоит на 70–75 % из окислов железа. При подаче в ковш добавок выбросы пыли возрастают до 3–5 г/м³, средняя запыленность – 0,5–1,5 г/м³. В газе, выделяющемся из горловины конвертера, содержится около (5–10)·10^{–3} мас. % оксида серы и небольшое количество оксида азота (до 0,03 г/м³), влажностное содержание при чисто кислородном дутье – 3–5 г/м³, пыль – 150–350 г/м³. В газоотводящем тракте происходят охлаждение и очистка газов от пыли. Газовый тракт состоит из котла-охладителя, аппарата очистки газов, нагнетателя и свечи.

Работу тракта в очистке без дожигания СО можно разделить на три периода. В первые минуты продувки через зазор между трактом и конвертером подсасывается воздух, обеспечивающий полное сжигание СО. Продукты сгорания и азот воздуха образуют «тампон» между эвакуируемым воздухом и СО, что обеспечивает взрывобезопасность системы. После перекрытия зазора подвижным кессоном производится работа без дожигания газа. В конце плавки подвижный кессон поднимается и СО вновь дожигается в полости конвертора. Количество образованной плавильной пыли связано с конструкцией фурмы, фракционным составом и качеством флюсующих добавок, температурой ванны.

Таблица 1. Химический состав пыли, выделяющейся из конвертерной ванны

Table 1. Chemical composition of dust emitted from the converter bath

Период продувки, мин	Отношение CO/CO ₂	Содержание компонентов, мас. %							
		Fe	FeO	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MnO	C	S
0–4	3,3	2,3	70,2	11,4	4,3	1,5	3,6	1,7	0,19
8–14	12,1	26,1	42,3	6,5	3,2	6,3	8,4	1,2	0,18
16–20	7,3	29,3	38,7	6,3	3,8	3,7	9,2	0,8	0,12

Способами борьбы с пылеобразованием являются охлаждение реакционной зоны и вспенивание шлака.

Выбросы СО в процессе без дожигания газов связаны с тем, что в начале и конце продувки концентрация СО в конвертерных газах меньше той, при которой она может сгорать.

Неорганизованные выбросы характеризуются широким диапазоном значений химического и дисперсного составов пыли. Существуют две тенденции в решении проблемы предотвращения загрязнения окружающей среды неорганизованными выбросами: создание систем локализации и очистки и совершенствование технологий проведения операций, в частности, применение средств подавления пылеобразования.

Основная масса газов в конвертерном производстве проходит через газоочистку, где происходит их очистка от пыли с эффективностью порядка 89 – 95 %.

Исследование пылегазовыделения при окислительном рафинировании фосфористого чугуна

Для процесса газовой выделения за время продувки характерно наличие равномерного участка в средней части плавки, а также нарастающая интенсивность процесса в начале и резкий ее спад в конце плавки. Подача флюсующих добавок приводит к всплескам газовой выделения.

Результаты измерений показали, что за плавку через свечу выбрасывается 0,173 т пыли или 0,57 кг/т выплавленной стали. За время продувки выбрасывается 0,53 кг пыли на 1 т стали и 8,32 кг/т СО. Данные замеров запыленности отходящих газов на свече указали, что количество пыли во время продувки колеблется в широких пределах, а для оценки влияния технологических параметров производят отбор шлаковой воды газоочистки.

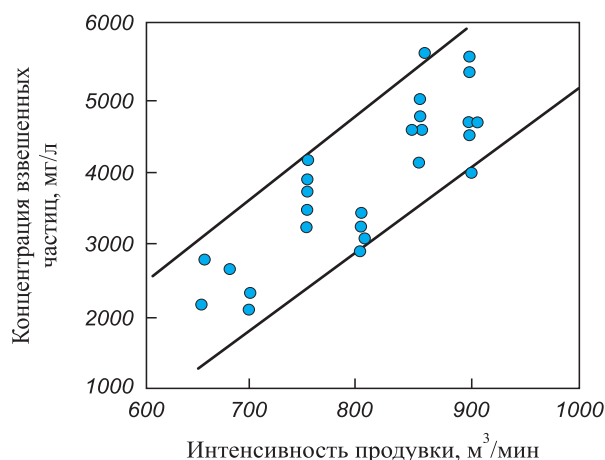


Рис. 1. Влияние интенсивности продувки на содержание взвешенных частиц в шлаковой воде солифора в первом периоде

Fig. 1. Effect of blowing intensity on the content of suspended particles in the solivor slurry water in the first period

Анализ проведенных замеров выявил корреляцию характера выбросов пыли со свечи с содержанием взвешенных частиц в воде солифора (последней ступени газоочистки). Это позволило найти более тесную связь технологических параметров с образованием и выбросом пыли (рис. 1).

Качественная оценка полученных данных позволяет вполне достоверно показать влияние различных параметров технологии на характер выделения пыли из конвертерной зоны и, следовательно, выбросов ее в атмосферу. Как известно из литературных данных, а также данных газового анализа, начальный период продувки характеризуется возрастанием газовой выделения. Аналогично увеличивается и количество выделяющейся пыли.

На плавках с частичным или полным оставлением шлака, судя по содержанию взвешенных частиц в воде, пыли выделяется меньше, увеличение пылевых выделения происходит медленнее, стабильнее, без пиковых всплесков, ухудшающих работу газоочистки (рис. 2).

В период установившегося интенсивного процесса обезуглероживания на всех вариантах плавки отмечена зависимость содержания взвешенных частиц в воде солифора от интенсивности продувки, однако эта зависимость характерна только для периода продувки между присадками сыпучих.

Процесс пылевых выделения напрямую зависит от режима присадки сыпучих шлакообразующих материалов. В период интенсивного обезуглероживания каждая порция этих материалов приводит к значительному увеличению газовой выделения, вызывая пиковые выбросы пыли из конвертера. Это наглядно видно по содержанию взвешенных в воде солей, как показано на рис. 3. Подобные пиковые всплески ухудшают работу газоочистки и приводят к появлению неорганизованных выбросов.

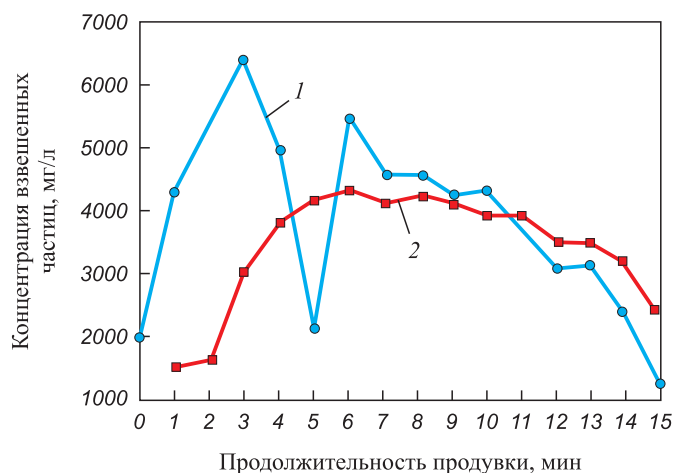


Рис. 2. Изменение содержания взвешенных частиц в воде солифора в начале продувки на плавках без оставления (1) и с оставлением конечного шлака (2)

Fig. 2. Change in the content of suspended particles in the solivor water at blowing beginning in heats without (1) and with the final slag (2)

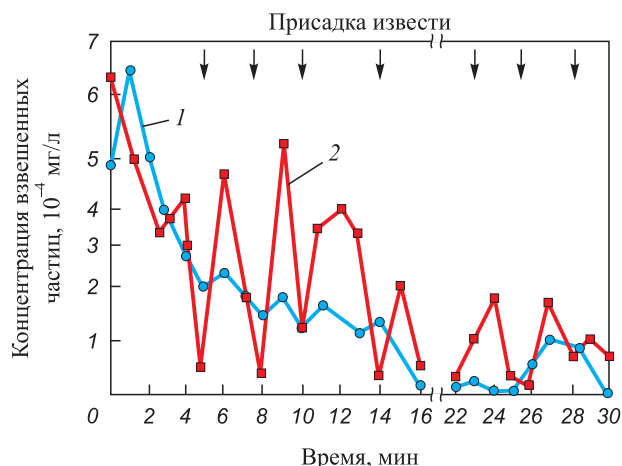


Рис. 3. Влияние режима присадки извести на содержание взвешенных частиц в воде солидора

Fig. 3. Effect of lime addition mode on the content of suspended particles in the solivor water

Оставление конечного шлака в конвертере способствует быстрому образованию легкоподвижного пенного шлака после заливки чугуна и начала продувки. Этот шлак действует как фильтр, поглощая пыль и связывая ее с оксидами кальция в шлаковом расплаве. Более интенсивное начало процесса рафинирования происходит благодаря физическому теплу конечного шлака. Наличие закиси железа в шлаковом расплаве снижает окисление железа и его вынос в газоочистку.

Пиковые выбросы пыли в период развитого обезуглероживания и во время подачи извести связаны с резким увеличением объема отходящих газов из-за увеличения выхода CO и CO_2 от разложения карбонатов недопала извести и дополнительного образования CO от ускорения реакции взаимодействия углерода и кислорода на готовых зародышах, которыми являются шероховатые поверхности кусочков присаживаемой извести.

Увеличение объема газов в конвертере приводит к повышению скорости истечения газов, что нарушает условия попадания частиц извести в конвертер. Расчеты показывают, что при достижении скорости газов 35 – 40 м/с частицы извести размером менее 8 – 10 мм начинают выноситься из конвертера.

Анализ газовой выделения во время подачи извести в ванну, описываемый системой уравнений (1), (2), позволяет определить параметры для управления процессом пыле-газовыделения из конвертерной ванны:

$$V_{\text{к.г.}} = K_1 \sum \text{O}_{2\text{г}} + K_2 \sum \text{O}_{2\text{к}} + V_{\text{недоп}} + V_{\text{г}} + V_{\text{H}_2\text{O}} + V_{\text{H}_2}, \quad (1)$$

где $V_{\text{к.г.}}$ – объем конвертерных газов, м^3 ; $\text{O}_{2\text{г}}$ – суммарный расход кислорода через фурму; $\text{O}_{2\text{к}}$ – расход кислорода с кислородсодержащими добавками; K_1 , K_2 – удельное газовыделение на 1 м^3 поступающего с кислородным дутьем и с кислородсодержащими добавками; $V_{\text{г}}$ –

выход газообразных продуктов горения; $V_{\text{H}_2\text{O}}$ и V_{H_2} – выход водяных паров и водорода; $V_{\text{недоп}}$ – выход CO и CO_2 от разложения недопала извести;

$$V_{\text{недоп}} = 0,224 \frac{AG_{\text{изв}}}{100\tau} \text{ или } \frac{22,4nG_{\text{изв}}}{44 \cdot 100\tau}, \text{ м}^3/\text{мин}, \quad (2)$$

где $G_{\text{изв}}$ – вес порции подаваемой извести, кг; A – процент недопала извести, %; n – потери при прокаливании, %; τ – текущее время плавки, мин.

На основе полученных данных разработан новый режим подачи сыпучих материалов, суть которого заключается в поддержании объема отходящих газов на уровне, не превышающем пропускную способность газоотводящего тракта и производительность дымососа.

Исследования показывают, что снижение объема отходящих газов при подаче сыпучих материалов достигается при уменьшении интенсивности продувки до 0,5 – 0,7 от ее номинального значения. Для поддержания высокой производительности процесса интенсивность продувки необходимо увеличить до первоначального уровня после подачи сыпучих материалов.

Установлено, что процесс обезуглероживания и связанный с ним выход CO уменьшаются не сразу после снижения интенсивности продувки из-за инерционности процесса, а через некоторое время. Рекомендуется производить подачу сыпучих материалов после небольшой выдержки и увеличивать интенсивность продувки до первоначального уровня также после небольшой выдержки.

Интервал времени между снижением интенсивности продувки до подачи сыпучих материалов и повышением интенсивности после подачи зависит от содержания CO в отходящих газах, определенного газовым анализом. Наилучшие результаты достигаются при соблюдении следующих условий: интервал опережения снижения интенсивности продувки до подачи и интервал запаздывания увеличения интенсивности после подачи должны составлять (0,8 – 1,0):(0,3 – 0,1) по отношению к содержанию CO в отходящих газах, выраженному в процентах.

Разработанный режим полностью исключает выбивание газов из-под «юбки» конвертера и снижает пылевывос в газоотводящий тракт и газоочистку в 2,5 – 3,3 раза.

При работе конвертера по системе без дожигания на фосфористом чугуне наблюдаются выбросы CO во втором периоде плавки из-за низких концентраций CO (ниже пределов воспламенения влажных газов <35 об. %), а также повышенный выброс CO в начальные моменты продувки. Это связано с низкой скоростью нарастания концентрации CO до пределов воспламенения, что приводит к вынужденному выбросу CO в атмосферу в количестве $9,3 \text{ м}^3/\text{т}$ стали, а также с низкой скоростью обезуглероживания и выхода CO во втором периоде плавки.

Высокие удельные выбросы СО объясняются наличием мокрых систем очистки конвертерных газов и технологией двухшлакового процесса продувки. Повышенная влажность конвертерных газов не позволяет организовать дожигание на «свече» в начальный период продувки, пока концентрация СО не достигнет предела воспламенения.

Для увеличения выхода СО предложен газодинамический способ накопления СО в газоотводящем тракте. Снижение разбавления отходящих газов под «юбкой» воздухом достигается уменьшением производительности дымососа и увеличением расхода кислорода в начальный период продувки с последующим снижением и повышением производительности дымососа при начале выбивания газов и активного обезуглероживания. Этот прием позволяет уменьшить выбросы СО до $7,6 \text{ м}^3/\text{т}$.

Прерывание продувки и повалка конвертера для промежуточного скачивания шлака не позволяют организовать дожигание СО. Однако организация плавки с укороченным первым периодом и содержанием углерода на повалке $0,8 - 1,0 \text{ мас. } \%$ позволяет провести дожигание СО перед выбросом в атмосферу и снизить выбросы с $21,1$ до $15,6 \text{ м}^3/\text{т}$ стали. Увеличение содержания углерода обеспечивает проведение второго периода более «горячо», сокращает потери тепла и увеличивает температуру расплава на выпуске.

В ходе серии экспериментов, в которых интенсивность продувки была увеличена до диапазона $1000 - 1100 \text{ м}^3/\text{мин}$, а производительность дымососа снижена до $110 \text{ тыс. м}^3/\text{ч}$, удалось сократить время достижения концентрации СО, соответствующей пределам воспламенения. Это позволило уменьшить выброс СО на $7,6 \text{ м}^3/\text{т}$ стали.

Плавки, проведенные с укороченным первым периодом продувки и повалкой конвертера при содержании углерода в металле на уровне $0,9 - 1,0 \text{ мас. } \%$, способствовали повышению скорости обезуглероживания и увеличению концентрации СО в отходящих газах второго периода продувки до $35 \text{ мас. } \%$ и более. Это позволило организовать дожигание СО на «свечах» конвертеров.

Внедрение данной технологии не только снизило выбросы СО в атмосферу, но и уменьшило тепловые потери при промежуточной повалке, обеспечило более полное использование химического потенциала жидкого чугуна во втором периоде плавки и позволило осуществить более глубокие дефосфорацию и десульфурацию при уменьшении общего расхода кислорода до $1870 \text{ м}^3/\text{плавку}$ в среднем.

Анализ неорганизованных выбросов из-под подвижной «юбки» конвертера и через фонарь главного корпуса цеха показывает несоответствие объема загрязненных газов, выделяемых из конвертера, пропускной способности газоотводящего тракта и газоочистного оборудования. Это происходит из-за необходимости увеличения производства стали, что решается путем

повышения садки конвертера и интенсивности продувки ванны кислородом без реконструкции газоотводящего тракта.

Эксплуатация конвертеров с увеличенной садкой не только ухудшает экологические показатели, но и выявляет ряд недостатков, снижающих безопасность эксплуатации оборудования и технологии выплавки. Так, увеличение садки конвертеров повышает тепловые нагрузки на котел.

Для приведения в соответствие объема отходящих газов и пропускной способности тракта внедрена технология конвертирования с пониженной садкой ($300 - 320$ против $360 - 365 \text{ т}$) в комплексе со снижением интенсивности продувки ($600 - 800 \text{ м}^3/\text{мин}$ против $800 - 950 \text{ м}^3/\text{мин}$) конвертерной ванны кислородом.

Пониженная интенсивность продувки через четырехсопловую фурму значительно снижает пылевыведение на $30 - 40 \%$ (рис. 4), что приводит также к уменьшению выхода шлама от газоочисток (табл. 2). Приведение объема газов, выделяющихся из конвертерной ванны, в соответствие с пропускной способностью газоотводящего тракта за счет снижения интенсивности продувки и уменьшения садки уменьшает неорганизованные выбросы из-под «юбки» конвертера с 136 до $22,7 \text{ кг/т}$ выплавляемой стали, т. е. на $83,4 \%$.

Для обеспечения требуемого уровня шлакообразования и дутьевого режима продувки при улучшении экологических показателей процесса осуществлен перевод на продувку ванны четырехсопловой кислородной фурмой и новый динамический режим продувки. Опытные плавки, проведенные одношлаковым процессом при содержании фосфора менее $0,4 \text{ мас. } \%$ и двухшлаковым процессом при содержании фосфора более $0,4 \text{ мас. } \%$, показывают, что понижение садки конвертера с 365 до 320 т уменьшает вынос пыли из конвертера независимо от конструкции фурмы на $15 - 25 \%$.

Кроме улучшения экологических показателей, повышаются технологические и технико-экономические показатели конвертерной плавки:

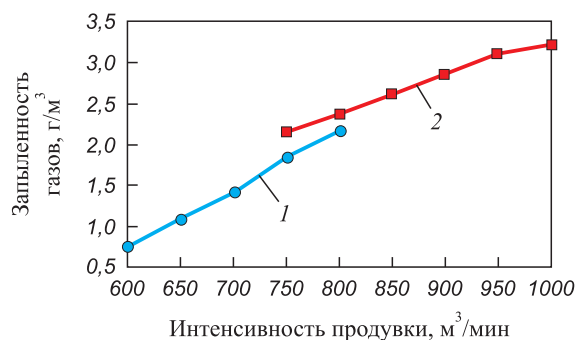


Рис. 4. Влияние дутьевого режима продувки на процесс пылевыведения:

1 — четырёхсопловая фурма; 2 — пятисопловая фурма

Fig. 4. Effect of blowing mode on dust emitting process:
1 — four-nozzle lance; 2 — five-nozzle lance

Таблица 2. Влияние пониженной интенсивности продувки и садки конвертера на пылевывос из ванны

Table 2. Effect of reduced blowing intensity and converter load on dust removal from the bath

Показатели	Четырехсоловая фурма		Пятисоловая фурма	
	320 т	361 т	320 т	365 т
Средняя концентрация пыли в конвертерном газе перед «свечой», г/м ³	1,8	2,2	2,8	3,2
Удельный выброс пыли, кг/т стали	1,43	1,56	2,23	2,31
Удельный выход шлака после газоочистки, кг/т стали	12,5	13,0	18,5	21,8

– снижение окисленности шлака на 1,7 – 2,0 %;
 – уменьшение доли плавов с выбросами на 3,4 – 6,6 %, с додувками на 7 – 8 %;

– снижение расхода чугуна на 2,5 – 3,9 кг/т;
 – увеличение выхода годного на 0,5 %.

Продувка ванны с пониженной интенсивностью обеспечивает быстрое зажигание плавки и раннее начало процесса обезуглероживания.

На количество неорганизованных выбросов влияют и конструктивные элементы подвижной юбки при ее верхнем положении. Для снижения неорганизованных выбросов и полного улавливания отходящих газов в верхнем положении подвижной «юбки» при заливке чугуна, завалке скрапа и в начальный момент продувки до момента «зажигания» плавки и опускания «юбки» в крайнее нижнее положение была разработана и внедрена новая конструкция устройства [22].

Для повышения надежности уплотнения между копаком и «юбкой» в ее верхнем положении, а также для увеличения стойкости металлоконструкций в районе горловины конвертера и предотвращения выбивания газов, было установлено соосно вертикальной оси конвертера водоохлаждаемое цилиндрическое устройство с горизонтальным козырьком в верхней части. Край козырька отбортован и направлен вниз. На горизонтальной части подвижной «юбки» напротив отбортовки фартука установлен цилиндрический уплотняющий затвор. При верхнем положении «юбки» отбортовка фартука плотно входит в песчаный затвор «юбки», предотвращая выбивание газов и обеспечивая их полное улавливание.

Внедрение этого устройства позволило снизить объем неорганизованных выбросов пыли через фонарь главного корпуса цеха на 300 т в год.

Влияние концентрации фосфора

в перерабатываемом чугуне на экологические показатели окислительного рафинирования

Однако ключевым решением проблемы повышения экологической безопасности металлургического производства, включая конвертерное, которое в первую очередь направлено на повышение конкурентоспособности металлопродукции комбината на мировом рынке, является переход на использование богатого железорудного сырья с низким содержанием фосфора.

Исследования, проведенные в период освоения технологии переработки чугунов с пониженным содержанием фосфора, позволили определить оптимальные технологические приемы для достижения высоких технико-экономических экологических показателей в зависимости от содержания фосфора в перерабатываемом чугуне.

При переработке чугунов с содержанием фосфора 0,3 – 0,6 мас. % одношлаковым процессом достигались низкие расходы чугуна, извести и валовые выбросы пыли и СО, однако процесс не обеспечивал получение металла с низкой концентрацией фосфора и серы на выпуске.

С другой стороны, переработка чугуна с содержанием фосфора менее 0,3 мас. % по технологии с ранним скачиванием промежуточного шлака не приводила к значительному улучшению технологических показателей процесса, а лишь ухудшала экологические показатели из-за увеличения выбросов СО и пыли, связанных с дополнительным выбросом пыли при повалке конвертера по сравнению с одношлаковым процессом и невозможностью полного дожигания СО на «свече» перед выбросом в атмосферу из-за прерывания процесса при максимальном образовании СО (рис. 5).

Исследование технических и экономических показателей, а также экологических характеристик различных методов переработки чугуна, включая одношлаковый процесс А, с ранним удалением промежуточного шлака В и традиционный двухшлаковый процесс С, выявило, что наиболее эффективным и экологически безопасным является применение одношлакового процесса при содержании фосфора в чугуне не более 0,3 мас. % (табл. 3).

При переработке чугуна с повышенным содержанием фосфора (более 0,3 мас. %), а также кремния (более 1,0 мас. %) и серы (более 0,03 мас. %), для достижения низких конечных значений фосфора и серы необходимо проводить процесс с ранним удалением кислого шлака на 7 – 9 мин продувки. Этот метод приводит к увеличению выбросов пыли и угарного газа (табл. 3). При этом выбросы угарного газа даже выше, чем при традиционном двухшлаковом процессе продувки, т. е. при удалении промежуточного шлака после 65 – 75 % основного времени продувки. Это обусловлено тем, что прерывание процесса продувки происходит при максимальной концентрации угарного газа (40 – 60 об. %) и невозможности его дожигания на

Таблица 3. Технологические и экологические показатели передела чугунов с различным содержанием фосфора

Table 3. Technological and environmental indicators of hot metal conversion with different phosphorus content

Показатели	Варианты технологии		
	A	B	C
Расход чугуна, кг/т	817	814	823
Содержание в чугуне, мас. %:			
[Mn]	0,610	0,670	0,740
[Si]	0,800	0,890	0,830
[P]	0,217	0,450	0,481
[S]	0,033	0,032	0,027
Расход лома, кг/т	306	307	329
Расход извести, кг/т	71,8	77,4	97,0
Расход кислорода, м ³ /т	63,4	63,1	69,0
Доля плавков с [C], %:			
менее 0,04 мас. %	5,6	24,8	27,4
Содержание (FeO), мас. %	20,7	21,2	21,2
Валовые выбросы, т/плавку:			
пыль	0,305	0,402	0,422
CO	2,808	6,260	4,421
Выход годного металла, %	89,6	89,1	86,8
Продолжительность, мин:			
продувки	20,3	21,6	22,7
плавки	57,2	60,0	62,0
Выход шлака, кг/т	150	235	264

свече для обеспечения безопасности после возобновления продувки (рис. 5, б).

Длительность периода дожигания угарного газа на свече перед выбросом в атмосферу значительно сокращается, и основная часть угарного газа попадает в атмосферу без дожигания.

В ходе экспериментальных плавков по методу А было зафиксировано низкое количество выбросов пыли (0,305 т/плавку), угарного газа (2,808 т/плавку), а также низкий расход извести (71,8 кг/т) и кислорода (63,4 м³/т). Кроме того, отмечено снижение окисленности шлака до 20,7 % и высокий процент выхода годного металла – 89,6 %.

При разработке технологии переработки малофосфористого чугуна были учтены все экологически чистые режимы ведения конвертерной плавки, которые были разработаны для условий переработки чугуна с высоким содержанием фосфора.

Ресурсосберегающая технология конвертерной плавки включает в себя оставление шлака от предыдущей плавки в неактивном состоянии. Для этого используются присадки извести или доломита, а

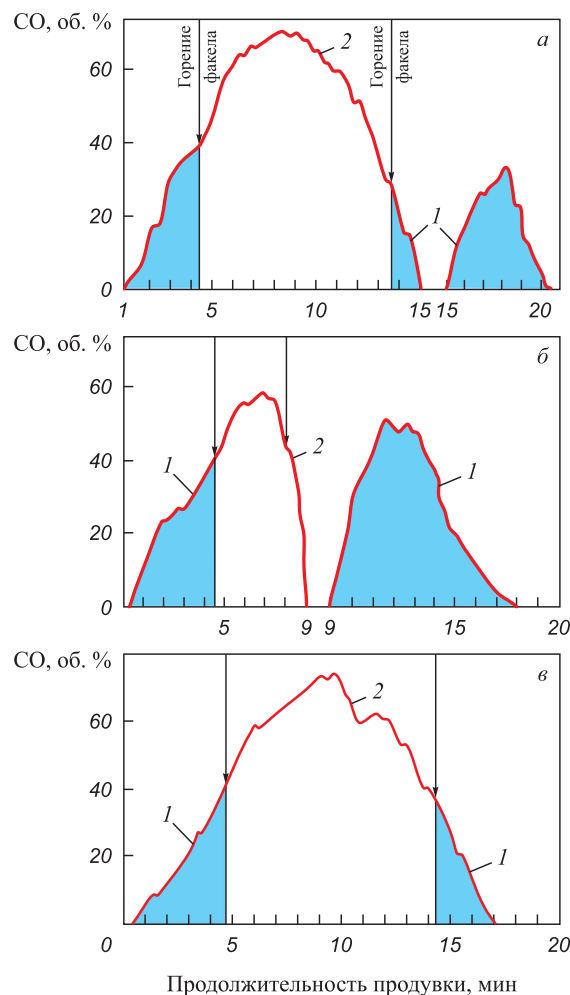


Рис. 5. Характер изменения выхода CO в атмосферу при различных вариантах технологии конвертерной плавки: а – двухшлаковым процессом; б – с ранним скачиванием шлака; в – одношлаковым процессом; 1 – выброс CO без дожигания на свече; 2 – с дожиганием CO до CO₂ на свече перед выбросом в атмосферу

Fig. 5. Nature of change in CO emitting into the atmosphere with different versions of the converter smelting technology а – by a two-slag process; б – with early slag discharge; в – by a single-slag process;

1 – emission of CO without afterburning on a flare; 2 – with afterburning of CO to CO₂ on a flare before emitting into the atmosphere

также предварительно подготовленного сталеплавильного шлака в количестве 20 – 30 % от общего расхода извести на плавку.

Известь добавляется в процессе продувки порциями по 2 т. За 30 – 40 с до присадки интенсивность продувки снижается на 150 – 200 м³/мин, после чего она повышается до прежнего уровня.

Продувка ванны осуществляется с пониженной интенсивностью по специально разработанному динамическому режиму. В течение первых 3 – 5 мин продувка осуществляется с интенсивностью 850 – 900 м³/мин, затем интенсивность снижается до 650 – 750 м³/мин в основное время продувки.

На завершающей стадии продувка осуществляется со снижением положения фурмы до 1,3 – 1,5 м и увеличением интенсивности продувки до 850 – 900 м³/мин.

Снижение содержания фосфора в перерабатываемом чугуна до 0,3 мас. % приводит к сокращению расхода извести с 143 до 77 кг/т стали. Это позволяет уменьшить производство извести и вывести из эксплуатации часть экологически неблагоприятных агрегатов для ее производства.

При работе с малофосфористым чугуном использование одношлакового процесса дает возможность сократить длительность продувки и всей плавки на 10 – 16 %. Это, в свою очередь, позволяет повысить производительность конвертеров.

Выводы

Использование ресурсосберегающей технологии с оставлением конечного шлака в неактивном состоянии при помощи присадок предварительно подготовленного сталеплавильного шлака позволяет значительно снизить пылегазовыделение из конвертера за счет наведения активного вспененного шлака на начальной стадии продувки и сокращения расхода извести на плавку.

Приведение объема отходящих из конвертера газов в соответствие с пропускной способностью газоотводящего тракта дает возможность снизить на 30 – 40 % пылевынос в газоочистку и на 83 % неорганизованные выбросы из-под «юбки» конвертера.

Ограничение пиковых выбросов пыли из-под «юбки» конвертера в момент присадки шлакообразующих достигается снижением интенсивности продувки за 30 – 40 с до присадки с последующим повышением после присадки до прежнего уровня.

Снижение выбросов СО в атмосферу достигается увеличением скорости нарастания концентрации СО до пределов концентрационного воспламенения для влажных конвертерных газов на начальной стадии продувки с последующим дожиганием СО на «свече» перед выбросом в атмосферу, а также организацией плавки с укороченным первым периодом и содержанием углерода на повалке 0,8 – 1,0 мас. %.

Снижение содержания фосфора в перерабатываемом чугуна до 0,3 мас. % позволяет уменьшить расход извести с 143 до 77 кг/т стали, сократить длительность продувки и всей плавки на 10 – 16 %. Это, в свою очередь, даст возможность сократить производство извести и вывести из эксплуатации часть экологически неблагоприятных обжиговых агрегатов, а также повысить производительность конвертеров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Ибраев И.К., Ибраева О.Т., Береснева Н.П. Экологическая оценка пылевыделения при конвертерной плавке. Техно-

логия производства металлов и вторичных материалов. *Республиканский научный журнал*. 2008;(2(14)):200–210.

Ibraev I.K., Ibraeva O.T., Beresneva N.P. Ecological assessment of dust emission during converter melting. *Technology of producing metals and secondary materials. Republican Scientific Journal*. 2008;(2(14)):200–210. (In Russ.).

2. Ибраев И.К., Ибраева О.Т., Сакипов К.Е. Природоохранные технологии в теплотехнологии. Saarbrücken, Germany: LAP LAMBERT; 2018:468.

3. Ибраев И.К., Ибраева О.Т. Термодинамические и кинетические особенности окисления фосфора при фосфорной обработке литейного чугуна. *Металлург*. 2022;65(11): 20–28. https://doi.org/10.52351/00260827_2021_11_20

Ibraev I.K., Ibraeva O.T. Thermodynamic and kinetic features of phosphorus oxidation during phosphorous cast iron treatment. *Metallurgist*. 2022;65:1221–1234.

<https://doi.org/10.1007/s11015-022-01268-4>

4. Ибраев И.К., Ибраева О.Т., Сви́дерский А.К. Процессный подход к организации экологического мониторинга окружающей среды в металлургическом производстве. *Новые перспективы географии, окружающей среды и наук о Земле*. Том 9. Глава 6. BP International; 2023.

<https://doi.org/10.9734/bpi/npges/v9/19560D>

5. Li S., Wang S., Wu Q., Zhang Y., Ouyang D., Zheng H., Han L., Qiu X., Wen Y., Liu M., Jiang Y., Yin D., Liu K., Zhao B., Zhang S., Wu Y., Hao J. Emission trends of air pollutants and CO₂ in China from 2005 to 2021. *Earth System Science Data*. 2023;15(6):2279–2294.

<https://doi.org/10.5194/essd-15-2279-2023>

6. Zhou Y., Zhu R., Wei G. Recent advancements in source reduction and recycling technologies for converter dust. *Energy Reports*. 2022;8:7274–7285.

<https://doi.org/10.1016/j.egy.2022.05.234>

7. Подгородецкий Г., Шульц Л. Современные направления развития и повышения энергоэкологической эффективности черной металлургии. *Экология и промышленность России*. 2016;20(4):46–52.

<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2016-4-46-52>

Podgorodetsky G., Shultz L. Modern directions of development and improvement of energy and ecological efficiency of the steel industry. *Ecology and Industry of Russia*. 2016;20(4):46–52. (In Russ.).

<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2016-4-46-52>

8. Deng J., Peng S., Wang L., Bi Y., Yao J., Wang Q. Energy conservation and emission reduction. In: *Interpretation of Green Mine Evaluation Index*. Singapore: Springer; 2022:181–225.

https://doi.org/10.1007/978-981-16-5433-6_7

9. Шульц Л.А., Юдин А.Г. Наилучшие доступные технологии как основа повышения энергоэкологической эффективности производства стали на металлургических заводах. *Экология и промышленность России*. 2013;(3):52–57.

Shultz L.A., Yudin A.G. The best available technologies as a basis for increasing the energy-ecological efficiency of steel production at metallurgical plants. *Ecology and Industry of Russia*. 2013;(3):52–57. (In Russ.).

10. Черникова О.П., Златицкая Ю.А. Ресурсосбережение в металлургическом производстве. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(6):390–398. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-390-398>

Chernikova O.P., Zlatitskaya Yu.A. Resource efficiency of metallurgical production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*.

- 2022;65(6):390–398. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-390-398>
11. Yao L., Zhu R., Tang Y., Wei G., Dong K. Effect of furnace gas composition on characteristics of supersonic oxygen jets in the converter steelmaking process. *Materials*. 2020;13(15):3353. <http://doi.org/10.3390/ma13153353>
 12. Gritzan A., Neuschütz D. Rates and mechanisms of dust generation in oxygen steelmaking. *Steel Research*. 2016;72(9): 324–330. <https://doi.org/10.1002/srin.200100126>
 13. Li W., Zhu R., Feng C., Wei G., Han B. Influence of carrier gas of converter oxygen lance on smooth distribution of O₂–CO₂–CaO mixed jet. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2020;73(12):3027–3035.
<http://doi.org/10.1007/s12666-020-02105-5>
 14. Sammut M.L., Rose J., Masion A., Fiani E., Depoux M., Ziebel A., Hazemann J.L., Proux O., Borschneck D., Noack Y. Determination of zinc speciation in basic oxygen furnace flying dust by chemical extractions and X-ray spectroscopy. *Chemosphere*. 2008;70(11):1945–1951.
<https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2007.09.063>
 15. Barella S., Mapelli C., Mombelli D., Gruttadauria A., Laghi E., Ancona V., Valentino G. Model for the final decarburisation of the steel bath through a self-bubbling effect. *Ironmaking and Steelmaking*. 2019;46(8):721–724.
<http://doi.org/10.1080/03019233.2017.1405179>
 16. Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Темлянтцев М.В., Якушевич Н.Ф., Сафонов С.О. Особенности процессов пыле- и дымообразования при газокислородной продувке конвертерной ванны. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(2):112–121.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-2-112-121>
 Solonenko V.V., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Yakushovich N.F., Safonov S.O. Nature of dust and smoke generation during gas-oxygen blasting in converter bath. *Izvestiya Ferrous Metallurgy*. 2021;64(2):112–121. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-2-112-121>
 17. Zhu R., Bi X.R., Lv M., Liu R.Z., Bao X. Research on steel-making dust based on difference of Mn, Fe and Mo vapor pressure. *Advanced Materials Research*. 2011;284–286: 1216–1222.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.284-286.1216>
 18. Меркер Э.Э., Свяжин А.Г., Лузгин В.П., Пастухов И.К., Григорьев Н.С. Применение газовой завесы над зоной продувки в мартеновской печи. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1971;11(1):56–60.
 Merker E.E., Svyazhin A.G., Luzgin V.P., Pastukhov I.K., Grigor'ev N.S. Using a gas curtain over the blowing zone in an open-hearth furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971;11(1):56–60. (In Russ.).
 19. Кожухов А.А. Исследование процессов пылеосаждения над зоной продувки и оптимизация дутьевого режима конвертерной плавки: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва; 2001:140.
 20. Свяжин А.Г., Романович Д.А., Рао П.К. Пылеобразование при производстве стали и испарении Fe–C расплава. *Металлург*. 2016;60(1):47–53.
 Svyazhin A.G., Romanovich D.A., Rao P.K. Dust formation during steel production and Fe–C melt evaporation. *Metalurgist*. 2016;60(1):47–53.
<https://doi.org/10.1007/s11015-016-0250-6>
 21. Ибраев И.К. Методика оценки пылевыведения из конвертерной ванны. В сб.: *Материалы III Международной научно-практической конференции: «Современные проблемы гуманитарных и естественных наук»*, Москва: 20–25 июня 2010 г. 2010:59–62.
 22. Пат. РФ 2048535. Устройство для улавливания отходящих из конвертера газов / Мирко В.А., Заурбеков Т.Д., Ибраев И.К., Богомяков В.И., Головкин В.К. Опубликовано 20.11.95. Бюллетень № 32.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Иршек Кажикаримович Ибраев, д.т.н., профессор кафедры «Металлургия и материаловедение», НАО «Карагандинский индустриальный университет»
ORCID: 0000-0002-6414-6901
E-mail: ibraevik@yandex.ru

Оразбике Токтархановна Ибраева, к.т.н., доцент, НАО «Карагандинский индустриальный университет»
ORCID: 0000-0002-8490-1994
E-mail: ibraevaot@yandex.ru

Irshek K. Ibraev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metallurgy and Materials”, Karaganda State Industrial University
ORCID: 0000-0002-6414-6901
E-mail: ibraevik@yandex.ru

Orazbike T. Ibraeva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Karaganda State Industrial University
ORCID: 0000-0002-8490-1994
E-mail: ibraevaot@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. К. Ибраев – разработка концепции работы, научное руководство, редактирование текста статьи, проведения промышленных исследований.
О. Т. Ибраева – написание текста статьи, выполнение термодинамических расчетов и лабораторных экспериментов, обработка и анализ результатов.

I. K. Ibraev – conceptualization, scientific guidance, editing the text, conducting industrial research.

O. T. Ibraeva – writing the text, performing thermodynamic calculations and laboratory experiments, processing and analyzing the results.

Поступила в редакцию 01.12.2024
 После доработки 21.03.2025
 Принята к публикации 23.04.2025

Received 01.12.2024
 Revised 21.03.2025
 Accepted 23.04.2025



УДК 621.891

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-259-265



Оригинальная статья

Original article

ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ КОНТАКТНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ ПОД НИЗКИМ КОНТАКТНЫМ ДАВЛЕНИЕМ

М. И. Алеутдинова , В. В. Фадин

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ aleut@ispms.ru

Аннотация. В данной работе сухое скольжение образцов стали Ст3 по контртелу (сталь 45) осуществлялось по схеме сопряжения «pin-on-ring» (типа вал–колодка) при скоростях скольжения 0,75 – 8,0 м/с под контактным давлением 0,13 МПа. Необходимость проведения такого эксперимента обоснована отсутствием ориентировочных данных о триботехническом поведении стали в скользящем контакте по стали при отсутствии продуктов окисления в контактном пространстве. Температура держателя образца не превышает 35 °С при всех скоростях скольжения. Это позволяет сделать допущение об отсутствии продуктов окисления на поверхностях контакта. Образование слоя переноса визуально наблюдается при скольжении только с малыми скоростями: 0,75 – 1,3 м/с. Коэффициент трения снижается в течение времени образования слоя переноса и принимает конечное значение около 0,4. Поверхности скольжения образцов содержат признаки адгезионного взаимодействия при всех скоростях скольжения. Особенно отчетливо адгезия наблюдается на поверхности скольжения образца при скорости скольжения 2,5 м/с. Коэффициент трения при этой скорости скольжения имеет значительные колебания около значения $0,8 \pm 0,1$. Одновременно наблюдается высокая интенсивность изнашивания. Зависимость интенсивности изнашивания от скорости скольжения максимальна при скорости скольжения 2,5 м/с. Самая низкая интенсивность изнашивания наблюдается при скорости скольжения 5,0 м/с и при коэффициенте трения около $0,7 \pm 0,05$. Низкая амплитуда колебаний коэффициента трения ($0,7 \pm 0,03$) наблюдается при скольжении со скоростью 8,0 м/с. Рентгеновский фазовый анализ показал, что контактные слои образцов при всех скоростях скольжения имеют только фазу α -Fe с параметром решетки около 0,287 нм.

Ключевые слова: скользящий металлический контакт, интенсивность изнашивания, адгезия, окисление, коэффициент трения, температура держателя образца, фазовый состав контактного слоя

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

Для цитирования: Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Особенности изнашивания контактной поверхности стали при скольжении под низким контактным давлением. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):259–265. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-259-265>

FEATURES OF STEEL CONTACT SURFACE WEAR IN SLIDING UNDER LOW CONTACT PRESSURE

M. I. Aleutdinova , V. V. Fadin

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ aleut@ispms.ru

Abstract. The C235 steel samples were dry-slid along the counterbody (C45 steel) according to the pin-on-ring configuration scheme (shaft-pad type) at sliding speeds of 0.75 – 8.0 m/s under a contact pressure of 0.13 MPa. The need for such an experiment is justified by the lack of indicative data on the tribotechnical behavior of steel in sliding contact with steel in the absence of oxidation products in the contact space. Temperature of the sample holder does not exceed 35 °C at all sliding speeds. This allows us to assume that there are no oxidation products on the contact surfaces. Formation of the transfer layer is visually observed in sliding only at low speeds: 0.75 – 1.3 m/s. The friction coefficient decreases during the formation time of the transfer layer and reaches a final value of about 0.4. The sliding surfaces of the samples contain signs of adhesive interaction at all sliding speeds. Adhesion is particularly pronounced on the sliding surface of the sample at a sliding speed of 2.5 m/s. The friction coefficient at this sliding speed has significant fluctuations around 0.8 ± 0.1 . At the same time, there is a high rate of wear. Dependence of wear intensity on the sliding speed has maximum at a sliding speed of 2.5 m/s. The lowest wear rate is observed at a sliding speed of 5.0 m/s and at friction coefficient of about

0.7 ± 0.05 . A low amplitude of friction coefficient fluctuations (0.7 ± 0.03) is observed when sliding at a speed of 8.0 m/s. X-ray phase analysis showed that contact layers of the samples at all sliding speeds have only α -Fe phase with a lattice parameter of about 0.287 nm.

Keywords: sliding metal contact, wear intensity, adhesion, oxidation, friction coefficient, sample holder temperature, phase composition of contact layer

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Problems of Socio-Mechanical Problems of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, topic No. FWRW-2021-0006.

For citation: Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Features of steel contact surface wear in sliding under low contact pressure. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):259–265. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-259-265>

ВВЕДЕНИЕ

Скользкий контакт металла по металлу обычно сопровождается изменением контактных поверхностей за счет пластической деформации и усталостного разрушения [1]. Мерой этого разрушения служит интенсивность изнашивания, которая является главной функциональной характеристикой скользящего контакта. Износ зависит от многих входных параметров трибосистемы, в частности, от контактной нагрузки, скорости скольжения, фазового состава контактных материалов, геометрии контакта и т.п. Эти факторы задают механизмы изнашивания, которое всегда обусловлено адгезионным и механическим взаимодействием поверхностей контактных поверхностей [1; 2]. Изнашивание характеризуется также другими выходными параметрами трибосистемы: коэффициентом трения, структурными параметрами контактных слоев и т.п. [3 – 6].

Одним из самых тяжелых видов нагружения является воздействие сухим трением на металл. В этом режиме снижение скорости разрушения контактного слоя (а также износа) является возможным, например, в случае его самоорганизации, окисления на поверхности трения и т.п. [3; 5; 7 – 9]. Триботехническое поведение пар трения было исследовано, в первую очередь, при разных контактных давлениях и скоростях скольжения [4; 7; 10 – 16]. Было отмечено [7; 10; 15], что коэффициент трения обычно уменьшается при увеличении скорости скольжения, но в некоторых случаях он может увеличиваться [16]. Наблюдались также изменения структуры контактных слоев, в частности, их аморфизация и окисление [4; 8; 13 – 15]. Однако не были показаны температуры контакта или температуры держателей образцов, поэтому ориентировочные температуры, вызывающие окисление в зоне трения, не известны.

В общем случае температура в зоне контакта зависит от теплоотвода. Низкий теплоотвод, обусловленный низкой теплопроводностью образца или конструкцией держателя образца, вызывает высокие локальные температуры и высокие градиенты температуры в зоне контакта. Это приводит к быстрому разрушению поверхности скольжения при увеличении нагрузочных параметров. Нахождение взаимосвязи износа и теплового состояния трибосистемы является одной из актуальных задач триботехнического материаловедения. Определение температуры контакта имеет некоторые технические

трудности: температура может быть найдена (экспериментально или теоретически) только приблизительно. Температуру держателя образца можно определить проще и точнее. Именно поэтому эта температура может служить одной из характеристик скользящего контакта.

Поверхность скольжения часто бывает отшлифована и очищена от продуктов окисления перед проведением триботестов [17 – 19]. Представляет научный интерес определение целесообразности этих действий для снижения износа. Обычно продукты окисления на поверхности контакта являются разделительной средой между контактными поверхностями и вызывают снижение адгезии, коэффициента трения и износа [4; 5; 11; 12; 14 – 16; 20]. Однако в некоторых случаях окислительная газовая среда вызывает более сильный износ, чем износ в безкислородной среде [21]. Кроме того, различие конструкций узлов трения и других параметров трения в разных исследованиях могут быть причиной различия износа. Эти различия в характере трения указывают на необходимость дополнительных исследований в этом направлении. Сталь Ст3 может служить модельным образцом, а закаленная сталь 45 может служить модельным контртелом.

Целью настоящей работы является определение взаимосвязи износа стали Ст3, температуры держателя образца и фазового состава контактного слоя стали Ст3 при скольжении по стали 45 при разных скоростях скольжения.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Для изготовления наклепанных образцов ($H_{\mu} = 2,2$ ГПа) с площадью поперечного сечения $2,5 \times 4,0$ мм и высотой 6 мм использована низкоуглеродистая сталь Ст3 (0,2 % C). Рентгеновский фазовый анализ контактных слоев образцов проведен на дифрактометре ДРОН-7 в излучении CuK_{α} . Поверхности скольжения изучены с помощью конфокального лазерного микроскопа (CLM, Olympus OLS 4100).

Нагружение материалов трением проведено под давлением (P) 0,13 МПа без смазки, при скоростях скольжения $v = 0,75 \div 8,0$ м/с на машине трения СМТ-1 по схеме вал – колодка (точнее «pin-on-ring», рис. 1). Контртелом служила сталь 45 (0,42 – 0,50 % C) твердостью $H_{\mu} = 5,8$ ГПа (53 HRC). Термопары (хромель – копель) были зафиксированы на держателе образца с помощью

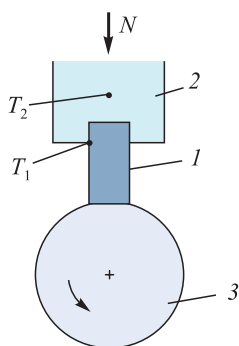


Рис. 1. Схема сопряжения *pin-on-ring*:
1 – образец; 2 – держатель образца; 3 – контртело;
 T_1 и T_2 – термопары на держателе образца

Fig. 1. *Pin-on-ring* configuration diagram:
1 – sample; 2 – sample holder; 3 – counterbody;
 T_1 and T_2 – thermocouples on sample holder

винтов. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h = h/D$ (где h – изменение высоты образца; D – дистанция скольжения). Коэффициент трения был определен при помощи тензодатчика ZET 7111. Каждый тест был выполнен три раза.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Значения полученных параметров приведены в таблице, где a – параметр решетки α -Fe; I_{110}/I_{200} и I_{110}/I_{211} – отношение интенсивностей рентгеновских пиков α -Fe;

Значения полученных параметров

Values of the obtained parameters

Параметр	Значение параметра при скорости скольжения, м/с				
	0,75	1,3	2,5	5,0	8,0
a , нм	0,8730	0,2871	0,2873	0,2872	0,2871
I_{110}/I_{200}	4,43	4,83	6,58	11,33	10,32
I_{110}/I_{211}	2,29	2,95	3,15	4,52	3,96
T_1 , °C	20	23	28	31	35
T_2 , °C	20	21	24	26	28
I_h , мкм/км	36	130	250	4	30
B_{110} , град	0,283	0,330	0,439	0,467	0,485
B_{200} , град	0,315	0,447	0,471	0,415	0,576

T_1 и T_2 – температура термопар на держателе образца; I_h – интенсивность изнашивания; B_{110} и B_{200} – полуширина B_{hkl} рентгеновских пиков.

На поверхностях контакта, полученных при скольжении со скоростью в пределах 0,7 – 1,3 м/с, отсутствуют явные признаки адгезии (рис. 2, а, б). Рентгенография поверхностей контакта показала только фазу α -Fe (рис. 3, а). Параметр решетки этой фазы (см. таблицу) близок к стандартному значению 0,2866 нм (ASTM 6-696 Standard). Коэффициент трения f при этих скоростях снижается с течением времени и в дальней-

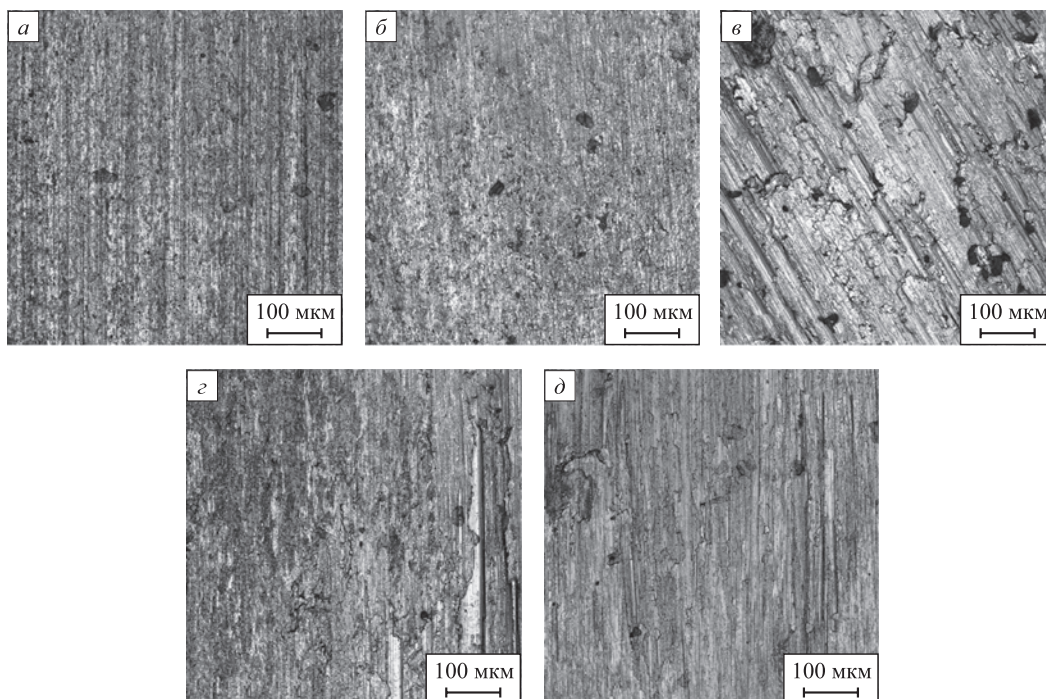


Рис. 2. Конфокальные изображения поверхностей контакта образцов (сталь Ст3) при скольжении со скоростями 0,75 (а), 1,3 (б), 2,5 (в), 5,0 (г) и 8,0 м/с (д)

Fig. 2. Confocal images of contact surfaces of the samples (C235 steel) in sliding at speeds of 0.75 (a), 1.3 (б), 2.5 (в), 5.0 (г) and 8.0 m/s (д)

шем сохраняет значение 0,4 (рис. 3, б, в). Снижение коэффициента трения связано с появлением слоя переноса на поверхности контртела. Этот слой наблюдается визуально и легко удаляется ветошью. Интенсивность изнашивания образцов I_h увеличивается с ростом скорости скольжения от 0,75 до 1,3 м/с (см. таблицу). Поверхности контактов образцов имеют приблизительно одинаковый вид (рис. 2, а, б).

Увеличение скорости скольжения до 2,5 м/с приводит к появлению признаков сильного адгезионного взаимодействия на поверхности контакта образца (рис. 2, в). Сильные колебания коэффициента трения и его высокие (0,7 – 0,8) значения (рис. 3, з) также указывают на сильную адгезию в контакте. Слой переноса на поверхности контртела отсутствует. В этих условиях наблюдается высокая интенсивность изнашивания I_h (см. таблицу). Контактный слой содержит только фазу α -Fe (рис. 3, а), параметр решетки остается близким к стандартному.

Скольжение при плотности тока 5,0 м/с происходит без образования слоя переноса. Визуальные признаки сильной адгезии отсутствуют (рис. 2, з). Адгезия проявляется в виде редких и сильных колебаний коэффициента трения (рис. 3, д). Контактный слой содержит только фазу α -Fe (рис. 3, а). Интенсивность изнашивания I_h имеет низкое значение (см. таблицу).

Скорость скольжения до 8,0 м/с вызывает появление рельефа с признаками слабого адгезионного взаимодействия на контактной поверхности образца (рис. 2, д) при коэффициенте трения 0,6. Слой переноса отсутствует. Структура контактного слоя представлена только фазой α -Fe (рис. 3, а). Износ I_h наблюдается высокий (см. таблицу).

Низкие температуры T_1 и T_2 держателя образца (см. таблицу) и отсутствие продуктов окисления на поверхности контакта (рис. 3, а) свидетельствуют о низкой температуре контакта. Видно также увеличение отношений I_{110}/I_{200} и I_{110}/I_{211} интенсивностей рентгеновских пиков при росте скорости скольжения (см. таблицу), что может указывать на образование деформационной текстуры. При скорости скольжения 8,0 м/с отношения интенсивностей рентгеновских пиков начинают снижаться, что может быть связано с частичной рекристаллизацией зерен или с удалением максимально текстурированного контактного подслоя в виде частиц износа. Кроме того, наблюдается общая тенденция роста полуширины B_{hkl} рентгеновских пиков при увеличении скорости скольжения (см. таблицу). Это связано с увеличением напряжений в контактном слое, уменьшением размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и другими причинами. Выяснение преимущественной причины увеличения B_{hkl} не представляет интереса для настоящей работы.

Многочисленные повторные механические и адгезионные воздействия, вызывающие превышение предела текучести в микрообъемах неровностей контакт-

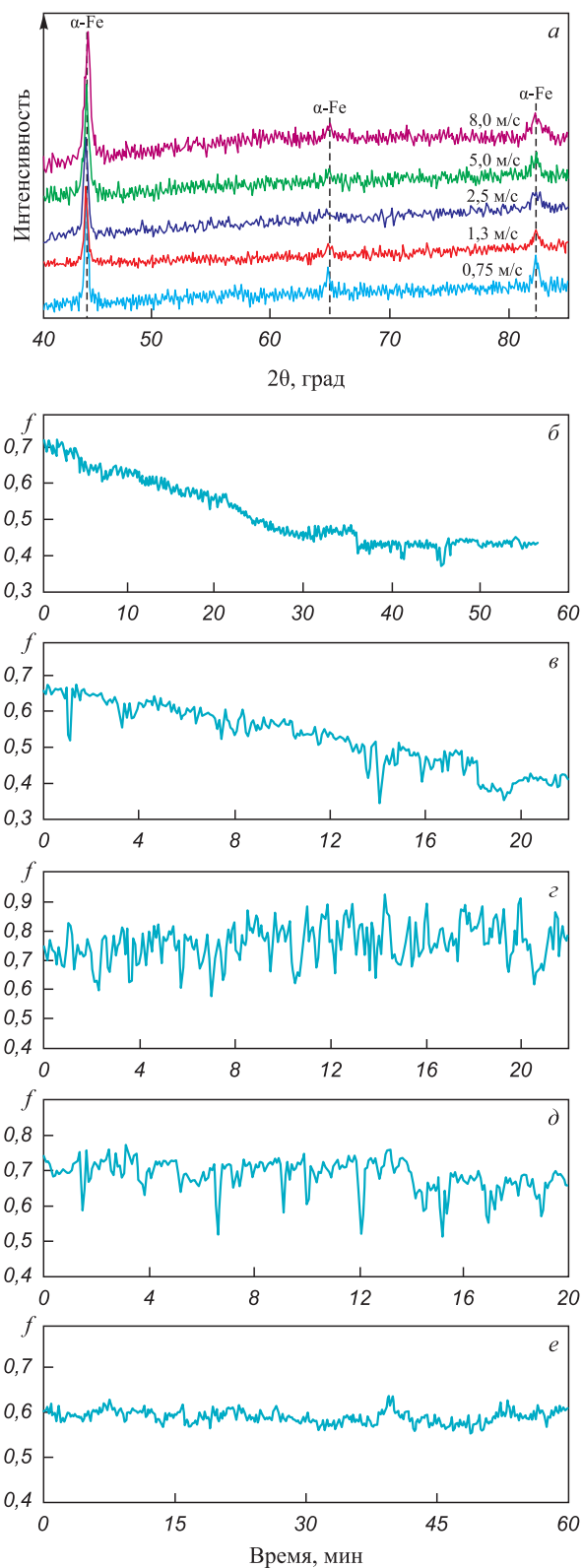


Рис. 3. Рентгенограммы поверхностей контакта образцов (сталь Ст3) при скольжении с разными скоростями (а) и зависимость коэффициента трения от времени в контакте Ст3/сталь 45 при скольжении со скоростью 0,75 (б), 1,3 (в), 2,5 (з), 5,0 (д) и 8,0 м/с (е)

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of contact surfaces of the samples (C235 steel) when sliding at different speeds (a) and time dependence of the friction coefficient in St3/45 steel contact when sliding at a speed of 0.75 (b), 1.3 (v), 2.5 (z), 5.0 (d) and 8.0 m/s (e)

ной поверхности, приводят к накоплению дефектов разных масштабов, то есть образуются вакансии, поры, зерна малых размеров и другие дефекты структуры в зоне контакта. В этом случае наблюдаются усталостное разрушение и возникновение частиц износа. Следует отметить, что усталостные разрушения за счет адгезии обычно преобладают над разрушением при механическом соударении двух встречных микронеровностей [1]. Как правило, механизм разрушения зоны контакта зависит от способа релаксации напряжений, а этот способ зависит от условий нагружения. Например, изменение скорости скольжения, то есть изменение скорости деформации (изменение скорости введения энергии в контактный слой) вызывает изменение скорости разрушения контактного слоя (интенсивности изнашивания I_h (см. таблицу)). Это указывает на изменение механизмов релаксации напряжений при изменении скорости скольжения v .

Низкие скорости скольжения способствуют относительно слабому механическому взаимодействию двух встречных неровностей, но обеспечивают длительный контакт в пятнах контакта и соответствующее длительное адгезионное взаимодействие. Поэтому есть вероятность возникновения адгезии в пятнах контакта, которая может быть прочнее когезионных связей под пятном контакта. Это может привести к отделению микрообъема образца и его переносу на поверхность контртела. Появление слоя переноса на поверхности скольжения контртела при скоростях 0,75 – 1,3 м/с и некоторого износа образца (см. таблицу) вполне соответствует такому механизму. В этом случае микронеровность может разрушиться сразу за счет адгезии или за счет усталости, возникающей вследствие многократного адгезионного воздействия. Этот слой переноса легко удаляется и способствует проявлению коэффициента трения, значение которого ниже, чем при скольжении по чистой (начальной) поверхности контакта (рис. 3, б, в). Очень вероятно, что напряжения при этих скоростях релаксируют преимущественно за счет пластических сдвигов и образования дислокационных и дисклинационных структур в очень тонком контактном слое со слабой текстурой. Эти сдвиговые механизмы являются активными при любом режиме трения, но они не всегда могут быть главными.

Высокие адгезионные напряжения в скользящем контакте могут быть релаксированы только за счет большой сдвиговой пластической деформации с образованием большого количества несплошностей (микропор, микротрещин и т.п.) при $v = 2,5$ м/с, то есть когда отсутствуют более эффективные механизмы релаксации напряжений.

Известно [22; 23], что импульсное нагружение металла приводит к усилению диффузии, которая является одним из способов релаксации напряжений. Следует ожидать заметного проявления этого эффекта в импульсном контакте неровностей при увеличе-

нии скорости скольжения. Низкий износ образца при $v = 5,0$ м/с указывает на возможность проявления этого эффекта и на образование диссипативных структур в контактном слое. Эти структуры исчезают после выхода пятен контакта из сопряжения. Определение механизма релаксации является темой отдельной работы и здесь не проводится.

Представленные механизмы релаксации напряжений могут проявиться также при $v = 8,0$ м/с. Но значение I_h достаточно высокое (см. таблицу), так как пластически деформированный контактный слой должен расти при увеличении скорости скольжения, обеспечивая и рост скорости деформации. Поэтому следует ожидать увеличения износа при увеличении скорости скольжения выше 5,0 м/с, несмотря на уменьшение коэффициента трения и амплитуды его колебаний (рис. 3, е). Следует отметить, что часто значение I_h снижается при увеличении скорости скольжения [15; 24]. Более точные данные предполагается получить при $v > 8,0$ м/с в отдельной работе.

Выводы

Получены данные об износе стали Ст3 при трении по стали 45 при отсутствии продуктов окисления между ними и при скоростях скольжения до 8 м/с под контактным давлением 0,13 МПа.

Фазовый состав контактных поверхностей состоит из фазы α -Fe, имеющей параметр решетки 0,287 нм при всех рассмотренных скоростях скольжения. Температура держателя образца не превышает 35 °С при скорости скольжения в интервале от 0,75 до 8 м/с.

Увеличение скорости скольжения вызывает усиление образования текстуры контактного слоя. При скоростях скольжения 0,75 и 1,3 м/с на контактной поверхности контртела удерживается слой переноса, что вызывает снижение коэффициента трения до 0,4, но при этом наблюдается адгезионный износ.

Увеличение скорости скольжения до 2,5 м/с вызывает рост интенсивности изнашивания вследствие сильной адгезии в контакте. Увеличение скорости скольжения в интервале 2,5 – 5,0 м/с приводит к резкому снижению интенсивности изнашивания, а в интервале 5,0 – 8,0 м/с – к некоторому ее увеличению.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kambalov V.S. Friction and Wear: Calculation Methods. Elsevier; 2013:474.
2. Bowden F.P., Tabor D. Friction: An Introduction to Tribology. R.E. Krieger Publishing Company; 1982:178.
3. Li B.Y., Li A.C., Zhao S., Meyers M.A. Amorphization by mechanical deformation. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2022;149:100673. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2022.100673>
4. Wang S.Q., Wang L., Zhao Y.T., Sun Y., Yang Z.R. Mild-to-severe wear transition and transition region of oxidative wear

- in steels. *Wear*. 2013;306(1-2):311–320.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.08.017>
5. Jradi K., Schmitt M., Bistac S. Surface modifications induced by the friction of graphites against steel. *Applied Surface Science*. 2009;255(7):4219–4224.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2008.11.019>
 6. Haftlang F., Zarei-Hanzaki A., Abedi H.R. In-situ frictional grain refinement of Ti–29Nb–14Ta–4.5Zr bio-alloy during high-speed sliding wear. *Materials Letters*. 2020;261:127083.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127083>
 7. Nosonovsky M., Bhushan B. Surface self-organization: From wear to self-healing in biological and technical surfaces. *Applied Surface Science*. 2010;256(12):3982–3987.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.01.061>
 8. Yin C.-h., Liang Y.-l., Liang Yu., Li W., Yang M. Formation of a self-lubricating layer by oxidation and solid-state amorphization of nano-lamellar microstructures during dry sliding wear tests. *Acta Materialia*. 2019;166:208–220.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.12.049>
 9. Yin C., Qin X., Li Sh., Liang Y., Jiang Y., Sun H. Amorphization induced by deformation at ferrite-cementite nanointerfaces in a tribolayer and its effect on self-lubricating. *Materials & Design*. 2020;192:108764.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108764>
 10. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I., Munroe P.R. The influence of sliding velocity and third bodies on the dry sliding wear of Fe₃₀Ni₂₀Mn₂₅Al₂₅ against AISI 347 stainless steel. *Wear*. 2017;374-375:63–76.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.002>
 11. Straffelini G., Pellizzari M., Maines L. Effect of sliding speed and contact pressure on the oxidative wear of austempered ductile iron. *Wear*. 2011;270(9-10):714–719.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.02.004>
 12. Banerji A., Lukitsch M.J., McClory B., White D.R., Alpas A.T. Effect of iron oxides on sliding friction of thermally sprayed 1010 steel coated cylinder bores. *Wear*. 2017;376-377(A):858–868.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.02.032>
 13. Zhao H., Feng Yi., Zhou Z., Qian G., Zhang J., Huang X., Zhang X. Effect of electrical current density, apparent contact pressure, and sliding velocity on the electrical sliding wear behavior of Cu–Ti₃AlC₂ composites. *Wear*. 2020;444-445:203156. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203156>
 14. Wang D., Chen Xi., Li F., Chen W., Li H., Yao C. Influence of normal load, electric current and sliding speed on tribological performance of electrical contact interface. *Microelectronics Reliability*. 2023;142:114929.
<https://doi.org/10.1016/j.microrel.2023.114929>
 15. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. On dry wear of metallic materials in different configurations of sliding electrical contacts against quenched AISI 1045 steel. *Russian Physics Journal*. 2023;65(10):1768–1774.
<https://doi.org/10.1007/s11182-023-02829-z>
 16. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / Под общ. ред. А.В. Чичинадзе. Москва: Машиностроение; 2003:576.
 17. Khanafi-Benghalem N., Felder E., Loucif K., Montmitonnet P. Plastic deformation of 25CrMo4 steel during wear: Effect of the temperature, the normal force, the sliding velocity and the structural state. *Wear*. 2010;268(1-2):23–40.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.06.036>
 18. Wang S.Q., Wei M.X., Zhao Y.T. Effects of the tribo-oxide and matrix on dry sliding wear characteristics and mechanisms of a cast steel. *Wear*. 2010;269(5-6):424–434.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.04.028>
 19. Hu T., Wen C.S., Sun G.Y., Wu S.L., Chu C.L., Wu Z.W., Li G.W., Lu J., Yeung K.W.K., Chu P.K. Wear resistance of NiTi alloy after surface mechanical attrition treatment. *Surface and Coatings Technology*. 2010;205(2):506–510.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.07.023>
 20. Rynio C., Hattendorf H., Klower J., Eggeler G. On the physical nature of tribolayers and wear debris after sliding wear in a superalloy/steel tribosystem at 25 and 300 °C. *Wear*. 2014;317(1-2):26–38.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2014.04.022>
 21. Saravanan Pr., Selyanchyn R., Tanaka Hi., Fujikawa Sh., Lyth S.M., Sugimura J. The effect of oxygen on the tribology of (PEI/GO)15 multilayer solid lubricant coatings on steel substrates. *Wear*. 2019;432-433:102920.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.05.035>
 22. Лариков Л.Н., Фалоченко В.М., Мазанко В.Ф. Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении металлов. *Доклады АН СССР*. 1975;221(5):1073–1075.
Larikov L.N., Falochenko V.M., Mazanko V.F. Abnormal acceleration of diffusion during pulse loading of metals. *Reports of the USSR Academy of Sciences*. 1975;221(5): 1073–1075. (In Russ.).
 23. Straumal B.B., Mazikin A.A., Baretzky B., Schütz G., Rabkin E., Valiev R.Z. Accelerated diffusion and phase transformations in CoCu alloys driven by the severe plastic deformation. *Materials Transactions*. 2012;53(1):63–71.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.MD201111>
 24. Bannaravuri P.K., Birru A.K. Strengthening of mechanical and tribological properties of Al-4.5%Cu matrix alloy with the addition of bamboo leaf ash. *Results in Physics*. 2018; 10:360–373. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.06.004>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Марина Ивановна Алеутдинова, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0003-4940-9221
E-mail: aleut@ispms.ru

Виктор Вениаминович Фадин, д.т.н., доцент, старший научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-5028-1002
E-mail: fvv@ispms.ru

Marina I. Aleutdinova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-4940-9221
E-mail: aleut@ispms.ru

Viktor V. Fadin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5028-1002
E-mail: fvv@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. И. Алеутдинова – разработка оригинального проекта и методологии, концептуализация, расчет полученных параметров.

В. В. Фадин – написание и редактирование текста, проведение исследований.

M. I. Aleutdinova – development of the original project and methodology, conceptualization, calculation of the obtained parameters.

V. V. Fadin – writing and editing the text, conducting research.

Поступила в редакцию 11.10.2024

После доработки 24.12.2024

Принята к публикации 26.12.2024

Received 11.10.2024

Revised 24.12.2024

Accepted 26.12.2024



УДК 669.046:533.9

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-266-273



Оригинальная статья

Original article

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АДДИТИВНОМ МАТЕРИАЛЕ СО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ

Д. В. Орлова[✉], Г. В. Шляхова, М. В. Надежкин

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ dvo@ispms.ru

Аннотация. Создание соединений разнородных металлов является одним из приоритетных направлений в области получения специальных конструкционных материалов с уникальным сочетанием свойств. В связи с развитием новых производственных процессов встает вопрос о влиянии структурно-фазовой неоднородности многослойных материалов на деформационное поведение. В частности, важной научной проблемой является локализация пластического течения. В настоящей работе для анализа характера локализованной пластической деформации в биметаллическом соединении аустенитная нержавеющая сталь – низкоуглеродистая сталь, изготовленная аддитивной лучевой технологией, использовался метод цифровой корреляции изображений (DIC). Во всех слоях биметалла пластическая деформация развивается локализованно в соответствии со стадийностью кривой нагружения. При деформировании биметаллического соединения подавляется появление стадии площадки текучести ($n = 0$) и, соответственно, деформации Людерса, несмотря на значительное содержание в биметалле слоя низкоуглеродистой стали. На параболическом участке с показателем упрочнения $n = 0,5$ компоненты локальных удлинений ϵ_{xx} формируют стационарное периодическое распределение зон локализованной деформации. С наступлением стадии с $n \leq 0,5$ наблюдается высокоамплитудная зона деформации в переходном слое, которая совпадает с местом будущего разрушения образца. При этом рост амплитуды локализованной деформации в этой зоне начинается еще на параболической стадии диаграммы нагружения. Структурная неоднородность у границы раздела в биметаллическом соединении аустенитная нержавеющая сталь – низкоуглеродистая сталь является источником зарождения разрушающей трещины в слое аустенитной стали. По-видимому, зарождение зоны разрушения в переходном слое связано с формированием хрупкого науглероженного слоя, происходящим из-за диффузии углерода через границу раздела низкоуглеродистая сталь – нержавеющая сталь.

Ключевые слова: биметалл, аустенитная нержавеющая сталь, углеродистая сталь, микроструктура, фазовый состав, локальная деформация, DIC

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ, тема № 24-29-00580 <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>. Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории контроля качества материалов и конструкций Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН за помощь в изготовлении биметаллического соединения.

Для цитирования: Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Надежкин М.В. Особенности локализации деформации в аддитивном материале со структурно-фазовой неоднородностью. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):266–273. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-266-273>

PECULIARITIES OF DEFORMATION LOCALIZATION IN ADDITIVE MATERIAL WITH STRUCTURAL-PHASE HETEROGENEITY

D. V. Orlova[✉], G. V. Shlyakhova, M. V. Nadezhkin

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ dvo@ispms.ru

Abstract. Creation of compounds of dissimilar metals is one of the priority areas in the field of obtaining special structural materials with a unique combination of properties. In connection with development of new production processes, the question arises about the influence of structural-phase heterogeneity of multilayer materials on deformation behavior. In particular, an important scientific problem is the localization of plastic flow. The digital image correlation (DIC) method was used to analyze the nature of localized plastic deformation in the bimetallic composite austenitic stainless steel/low-carbon steel manufactured by additive beam technology. It was found that in all layers of the bimetal, plastic deformation develops localized in accordance with the stage-wise nature of the loading curve. During the deformation of the bimetallic compound, the appearance of the yield point stage ($n = 0$) and, correspondingly, the Lüders deformation is suppressed, despite the significant content of the low-carbon steel layer in the bimetal, despite the significant content of the low-carbon steel layer in the bimetal.

mation develops locally in each layer of the studied composite according to the loading stages. It is shown that during deformation of a bimetallic compound, the appearance of the yield plateau stage ($n = 0$) and, accordingly, the Lüders deformation is suppressed, despite the significant content of a low-carbon steel layer in the bimetal. In the parabolic section with the hardening index $n = 0.5$, the components of local elongations ϵ_{xx} form a stationary periodic distribution of localized deformation zones. With the onset of the stage with $n \leq 0.5$, a high-amplitude deformation zone is observed in the transition layer, which coincides with the place of future sample fracture. In this case, the growth of the amplitude of localized deformation in this zone begins at the parabolic stage of the loading diagram. Structural heterogeneity at the interface in the bimetallic composite austenitic stainless steel/low-carbon steel is the source of the initiation of a fracture crack in the austenitic steel layer. Apparently, the initiation of the destruction zone in the transition layer is associated with the formation of a brittle carburized layer, which occurs due to the diffusion of carbon through the interface low-carbon steel – stainless steel.

Keywords: bimetal, austenitic stainless steel, carbon steel, microstructure, phase composition, localized deformation, DIC

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-29-00580 <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>.

The authors express their gratitude to the staff of the Laboratory for Quality Control of Materials and Structures of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS for their assistance in manufacturing the bimetallic compound.

For citation: Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Nadezhkin M.V. Peculiarities of deformation localization in additive material with structural-phase heterogeneity. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):266–273. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-266-273>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время все больше внимания уделяется созданию двухслойных металлических соединений из углеродистой стали с нанесенным защитным покрытием из нержавеющей стали. Такие материалы позволяют сочетать хорошую свариваемость, формуемость и теплопроводность слоя углеродистой стали с высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к истиранию слоя нержавеющей стали [1 – 4]. Весьма перспективно в этом плане использование аддитивной технологии электронно-лучевой наплавки – послойное нанесение материала путем плавления сплошных и порошковых металлических проволок [2; 5 – 7]. Контроль технологических параметров нанесения и состава легирующих элементов позволяют наносить слои металла с нужными физико-механическими свойствами и геометрическими характеристиками. Большинство текущих исследований получаемых композитов сосредоточены на проблемах остаточных напряжений, анизотропии микроструктуры и образования пор [5]. Однако сформированные многослойные композиты в последующем будут подвергнуты таким процессам, как резка, ковка, прокатка, гибка и соединение. Поэтому остро стоит вопрос о влиянии структурно-фазовой неоднородности многослойных материалов на деформационное поведение.

С другой стороны, ранее было показано, что даже монокристаллы и структурно-однородные материалы при нагружении склонны к формированию зон, где локальная деформация намного превышает среднюю [8; 9]. Макроскопическая локализация пластической деформации имеет автоволновую природу и в зависимости от стадии пластического течения может принимать форму автоволны переключения в случае полосы Чернова–Людера, либо стационарной диссипативной структуры на стадии параболического деформационного упрочнения, либо коллапс автоволны на стадии, предшествующей разрушению. Именно поэтому очень важно для разработки технологии изготовления и использования биметаллических компози-

тов иметь представление о кинетике локализации пластической деформации в этих материалах.

Методика корреляции цифровых изображений (DIC) совместно с механическими испытаниями успешно применяется для описания напряженно-деформированного состояния литых [10; 11] и аддитивно изготовленных материалов [12 – 14]. Однако в основном развитие деформации в аддитивно изготовленных материалах изучают на образцах разной ориентации, вырезанных из заготовок, без учета границы раздела подложки.

В связи с тем, что соединение разнородных металлов в единый биметалл неизбежно приводит к макронеднородности структуры и механических свойств, необходимо иметь представление о развитии процесса локализации пластического течения при нагружении такого материала.

Целью настоящего исследования является изучение особенностей макролокализации пластической деформации при растяжении соединения аустенитная нержавеющая сталь – низкоуглеродистая сталь, полученного аддитивным методом электронно-лучевой наплавки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Биметаллическое соединение было получено с помощью электронно-лучевой наплавки в вакууме путем нанесения за несколько проходов проволоки из аустенитной стали марки AISI 308L ($<0,4$ мас. % C; 9 – 12 мас. % Ni; 18 – 21 мас. % Cr) на подложку из низкоуглеродистой стали (0,14 – 0,22 мас. % C; 0,12 – 0,30 мас. % Si; 0,4 – 0,65 мас. % Mn) толщиной 4 мм. Диаметр сварочной проволоки 1,2 мм. Параметры наплавки: напряжение ускорителя $U_{\text{уск}} = 30$ кВ, ток ускорителя $I = 70$ мА, скорость подачи проволоки $F = 3 \cdot 10^{-3}$ м/с. Образцы для испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей длиной 40 мм, шириной 10 мм с проходящей по середине границей раздела металлов, толщиной 2 мм были получены методом электроэрозионной резки. Подготовленные образцы испытывались на одноосное растяжение при комнатной

температуре на универсальной испытательной машине Walter + Bai ag, LFM 125. Скорость перемещения подвижного захвата составляла $V_{\text{mach}} = 0,2$ мм/мин, что обеспечивало скорость деформирования $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

Для выявления зон локализованной деформации проводилась последовательная запись цифровых изображений деформируемого образца. Для формирования спекл-структуры образец освещался когерентным светом полупроводникового лазера (635 нм, 15 мВт). Изображения образца регистрировали цифровой видеокамерой Point Grey FL3-GE-50S5MC с разрешением 2448×2048 пкс со скоростью 5 кадров в секунду. Камеру располагали на расстоянии 0,3 м от образца, что обеспечивало разрешение 20,4 мкм/пкс. Апостериорная обработка последовательности изображений осуществлялась методом корреляции цифровых изображений (DIC) [10; 11]. Метод DIC позволяет проводить измерения значений смещения поля, компонент и скорости деформации.

Исследования микроструктуры проводили методами оптической микроскопии с использованием обычных металлографических технологий и атомно-силовой микроскопии (АСМ) в режиме «Фаза» на Solver PRO – 47Н (NT-MDT, Зеленогорск). Фрактогра-

фические исследования изломов проводились на раст-ровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура и механические свойства

Типичная микроструктура наплавленных слоев из аустенитной стали, сформированных в результате электронно-лучевого аддитивного плавления в вакууме, является двухфазной (ГЦК + ОЦК), состоящей из дендритов γ -аустенита и расположенных в них тонких прослоек δ -феррита (рис. 1, а, б). Вблизи границы сплавления формируется прослойка с мелко-дисперсной структурой игольчатого типа толщиной 1,3 мм (рис. 1, а), соответствующая высоким значениям микротвердости (рис. 1, в). Остальной наплавленный металл тоже имеет дендритное строение (рис. 1, б), но характеризуется более низкой микротвердостью (рис. 1, в), что, вероятно, связано с увеличением размеров дендритов и снижением количества δ -феррита (АСМ изображения, рис. 1, з, д). Структура материала подложки состоит из зерен феррита со средним разме-

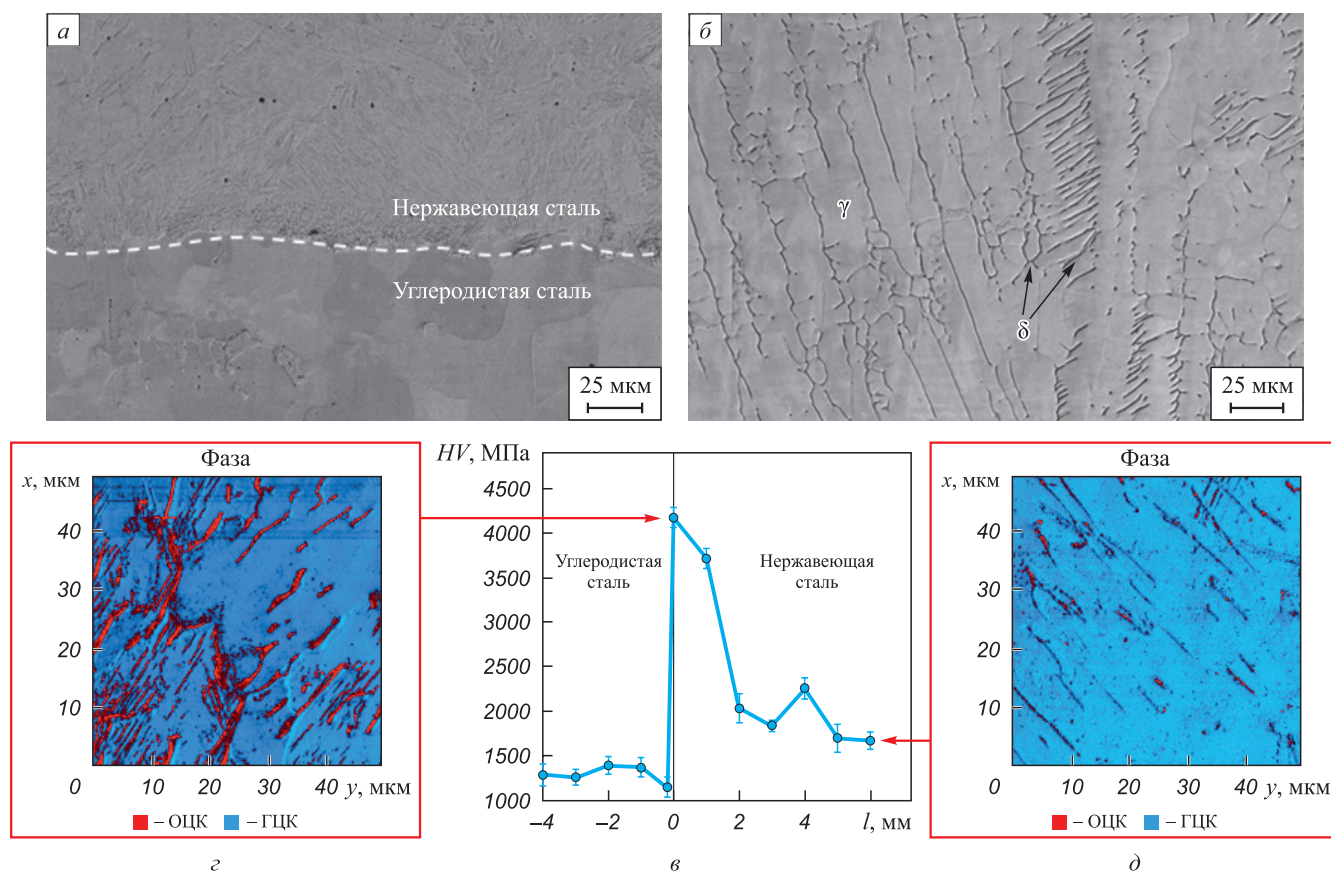


Рис. 1. Микроструктура биметаллического соединения (а, б), распределение микротвердости по ширине рабочей части образца (в), стрелками показаны АСМ изображения структуры в режиме «Фаза» (г, д)

Fig. 1. Microstructure of bimetallic composite (а, б), distribution of microhardness across the sample width (в), arrows show AFM images of the structure in the “Phase” mode (г, д)

ром 60 ± 15 мкм и перлита. Вблизи границы сплавления со стороны углеродистой стали образуется обезуглероженная зона толщиной около 250 мкм.

На рис. 2 и в таблице представлены $\sigma - \epsilon$ диаграммы нагружения образцов биметалла и составляющих его металлов, полученных традиционными методами литья, а также их основные механические свойства. Согласно механическим испытаниям все деформационные кривые аддитивно изготовленного биметалла можно отнести к диаграммам общего типа, которые принято описывать параболической функцией вида $\sigma = \sigma_0 + K\epsilon^n$ (где K – коэффициент деформационного упрочнения; $n \leq 1$ – показатель деформационного упрочнения). В зависимости от значения n можно выделить стадии: площадки текучести ($n = 0$), линейного деформационного упрочнения ($n = 1$), параболического деформационного упрочнения ($n = 0,5$) и предразрушения ($n \leq 0,5$). В рассматриваемом случае (биметаллические образцы) присутствуют только две стадии: стадия параболического деформационного упрочнения ($n = 0,5$) и стадия предразрушения ($n \leq 0,5$). Продолжительность стадий $\Delta\epsilon$

указана в таблице. Видно, что, несмотря на высокую твердость материала в приграничной области, которая не характерна ни для нержавеющей стали, ни для углеродистой подложки, биметаллический образец обладает высокой пластичностью.

Распределение локальных деформаций

Согласно автоволновой теории пластичности существует правило соответствия между стадией упрочнения и наблюдаемой автоволновой модой локализованной пластичности [8; 9; 15]. Так, на площадке текучести, типичной для низкоуглеродистых сталей и некоторых других сплавов, наблюдается перемещение фронта локализованной пластичности вдоль оси растяжения образца. Этот фронт представляет собой автоволну переключения, переводящую деформируемую среду из метастабильного (упругого) в стабильное (пластически деформируемое) состояние [16 – 19]. Стадии параболического упрочнения в однородных металлических материалах соответствует пространственно периодическое распределение очагов локализации (стационарная диссипативная структура). Стадии, предшествующей разрушению, соответствует коллапс автоволны [9].

В работе [20] авторы показали, что при растяжении образцов трехслойного композита из углеродистой стали и двух плакирующих слоев нержавеющей стали на диаграмме нагружения площадка текучести сохраняется. Анализ закономерностей локализации пластической деформации показал, что полоса Людерса в основном слое низкоуглеродистой стали ограничена парой фронтов, движущихся в противоположных направлениях вдоль оси биметалла с разными скоростями. Таким образом, плакирующий слой из нержавеющей стали малой толщины хоть и вызывает сокращение продолжительности площадки текучести, но не подавляет полностью проявление деформации Людерса в биметалле.

В настоящей работе диаграммы образцов исследуемого аддитивно изготовленного биметалла не содержат площадку текучести, несмотря на значительное содер-

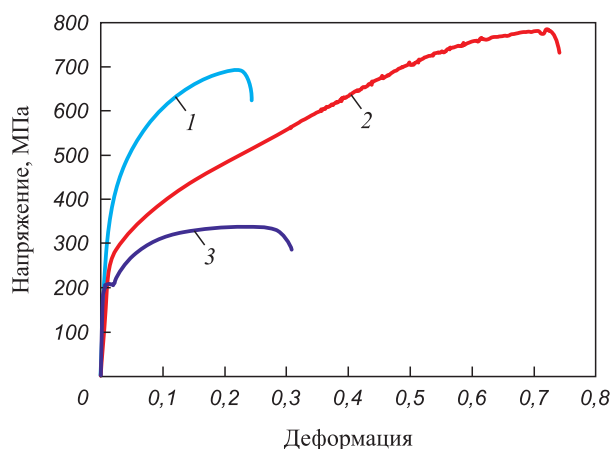


Рис. 2. Кривые нагружения в координатах условное напряжение – условная деформация биметалла (1) и литых металлов: 2 – аустенитная нержавеющая сталь; 3 – низкоуглеродистая сталь

Fig. 2. Engineering stress – engineering strain curves for bimetal composite (1) and cast metals: 2 – austenitic stainless steel; 3 – low carbon steel

Механические характеристики материалов и продолжительность $\Delta\epsilon$ стадий пластического течения

Mechanical characteristics of materials and total strain intervals $\Delta\epsilon$ for plastic flow stages

Металл		Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение	$\Delta\epsilon$ стадий пластического течения			
					$n = 0$	$n = 1,0$	$n = 0,5$	$n \leq 0,5$
Литые материалы	Углеродистая сталь	$209 \pm 4,5$	$339 \pm 4,5$	$0,30 \pm 0,05$	$0,008 - 0,022$	–	$0,028 - 0,057$	$0,07 - 0,28$
	Нержавеющая сталь	$262 \pm 3,0$	$780 \pm 5,0$	$0,70 \pm 0,10$	–	$0,05 - 0,32$	–	$0,32 - 0,69$
Биметалл		$330 \pm 5,0$	$693 \pm 5,0$	$0,25 \pm 0,05$	–	–	$0,022 - 0,17$	$0,17 - 0,22$

жание низкоуглеродистой стали (см. таблицу). Следовательно, автоволны переключения в виде фронта полосы Чернова–Людерса также не наблюдается.

На рис. 3, а, в представлено суммарное распределение локальных удлинений $\varepsilon_{xx}(x)$ в интервале параболического упрочнения с $n = 0,5$ в трех слоях исследуемого биметалла. Видно, что на всем протяжении этой стадии деформирования в каждом из выделенных слоев формируются стационарные периодические распределения зон локализации (стационарные диссипативные структуры) с пространственным периодом λ , подобно наблюдаемым в однородных образцах [9]. На стадии предразрушения с $n \leq 0,5$, следующей за параболическим участком, наблюдается рост амплитуды ε_{xx} в одной из зон локализованной деформации (рис. 3, а, б). В рамках автоволновой концепции это соответствует коллапсу автоволн.

Для анализа скорости накопления локальной деформации в образце на линии сплавления с шагом 5 мм были выделены области площадью 1,5 мм², обозначенные цифрами 1 – 7 (от координаты $x_1 = 1$ мм до $x_7 = 36$ мм по длине рабочей части образца). Скорость накопления локальной деформации ε_{xx} в этих областях показана на рис. 3, г. По наклону кривых видно, что в областях 1 – 7 накопление локальной деформации по мере нагружения идет с разными скоростями. Вначале интенсивнее всего деформация идет в области 1. Но в момент времени $t^* = 1860$ с ($\varepsilon = 15,5\%$) в области 7 происходит резкий рост скорости накопления локальной деформации ε_{xx} с $0,68 \cdot 10^{-4}$ до $8,37 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹, а координата $x_7 = 36$ мм соответствует реальному (фактическому) месту разрушения образца. Спад на диаграмме нагружения, соответствующий потере устойчивости образца, в виде видимой шейки раз-

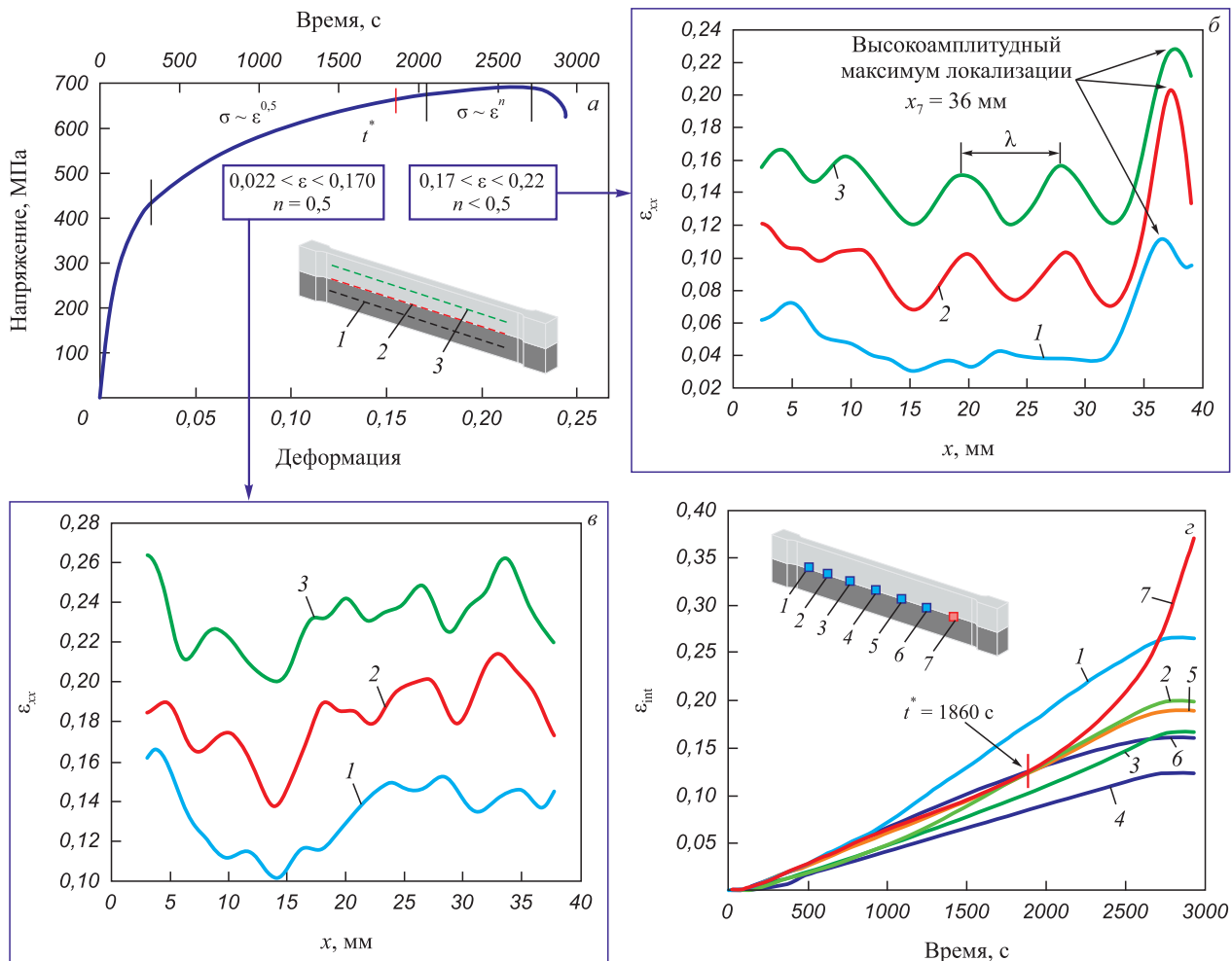


Рис. 3. Суммарное распределение локальных удлинений $\varepsilon_{xx}(x)$ в слоях биметаллического соединения (а – в)

и скорость накопления деформации на линии сплавления биметалла в точках 1 – 7 (г):

1 – углеродистая сталь; 2 – граница сплавления; 3 – наплавленный металл на параболической (а, в) и стадии предразрушения (а, б) (для наглядности ε_{xx} в слоях 2 и 3 смещена относительно слоя 1 по оси y на 0,05 и 0,10 соответственно)

Fig. 3. Total distribution of local elongations $\varepsilon_{xx}(x)$ in the layers of bimetallic compound (a – в)

and rate of deformation accumulation on bimetal fusion line at points 1 – 7 (г):

1 – carbon steel; 2 – fusion boundary; 3 – deposited metal at parabolic (a, в) and pre-fracture stages (а, б) (for clarity, ε_{xx} in layers 2 and 3 is shifted relative to layer 1 along the y axis by 0.05 and 0.10, respectively)

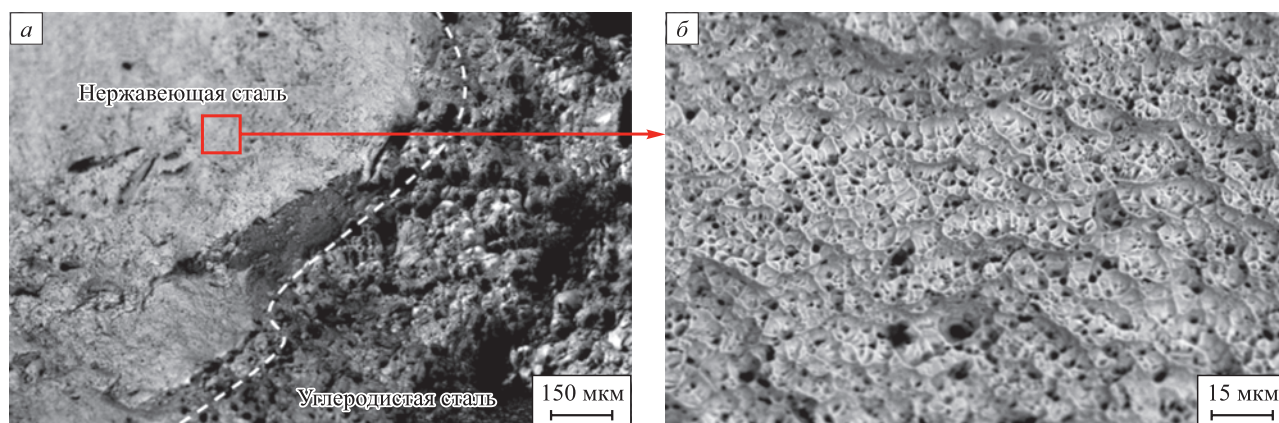


Рис. 4. Фрактография образца биметаллического соединения после растяжения

Fig. 4. Fractography of bimetallic compound sample after stretching

рушения произошел в момент времени $t = 2640$ с ($\varepsilon = 22\%$).

На рис. 3, *г* видно, что в этот момент накопление деформации во всех выбранных точках образца останавливается, а рост происходит только в точке 7, где формируется разрушающая трещина. Таким образом, картины распределения локальных удлинений позволяют за 30 % до потери устойчивости образца и за 8 % до наступления стадии предразрушения определить место зарождения трещины, приводящей к разрушению.

Разрушение образцов биметаллического соединения реализуется путем прорастания трещины от границы раздела в наплавленный слой. По-видимому, зарождение зоны разрушения в переходном слое связано с формированием хрупкого науглероженного слоя, происходящего из-за диффузии углерода из металла подложки в наплавленный металл (рис. 1). На рис. 4 представлена морфология изломов образцов после растяжения. Видно, что в наплавленном слое аустенитной стали на поверхности разрыва наблюдается большое количество ямок и микропустот, что указывает на «чашечный» излом при вязком разрушении. Наибольшую площадь в изломе занимают ямки размером 5 – 15 мкм. В слое углеродистой стали присутствуют гладкие блестящие участки, что свидетельствует о вязко-хрупком характере разрушения. Расслоения по границе сплавления разнородных металлов не наблюдается.

Выводы

В работе установили, что локализация пластической деформации на всем протяжении нагружения реализуется в каждом слое биметаллического соединения аустенитная нержавеющая сталь – низкоуглеродистая сталь, полученном аддитивным методом электронно-лучевой наплавки. Диаграмма нагружения биметалла содержит только две стадии (параболического упрочнения и стадию, предшествующую разрушению), а стадия площадки текучести подавляется.

Сначала на стадии параболического упрочнения с показателем упрочнения $n = 0,5$ формируется стационарное распределение зон локализованной пластичности. С наступлением стадии с $n \leq 0,5$ наблюдается высокоамплитудная зона деформации в переходном слое, которая совпадает с местом будущего разрушения образца. При этом рост амплитуды локализованной деформации начинается еще на параболической стадии диаграммы нагружения. Структурная неоднородность в виде границы раздела в биметаллическом соединении из низкоуглеродистой и аустенитной сталей является источником зарождения трещины разрушения в слое аустенитной стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Li Zh., Zhao J., Jia F., Zhang Q., Liang X., Jiao S., Jiang Zh. Numerical and experimental investigation on the forming behaviour of stainless/carbon steel bimetal composite. *Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019; 101:1075–1083. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2985-7>
2. Shen W., Feng L., Feng H., Cao Y., Liu L., Cao M., Ge Y. Preparation and characterization of 304 stainless steel/Q235 carbon steel composite material. *Results in Physics*. 2017;7:529–534. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2016.12.050>
3. Li H., Zhang L., Zhang B., Zhang Q. Interfacial fracture behavior of a stainless/carbon steel bimetal plate in a uniaxial tension test. *Results in Physics*. 2019;14:102470. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102470>
4. Dhib Z., Guermazi N., Gaspérini M., Haddar N. Cladding of low-carbon steel to austenitic stainless steel by hot-roll bonding: microstructure and mechanical properties before and after welding. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;656:130–141. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.088>
5. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;772:138633. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>

6. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;803:364–370.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.246>
7. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*. 2020;55:9211–9224.
<https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w>
8. Zuev L.B., Barannikova S.A., Danilov V.I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from crystal lattice to macroscopic phenomena. *Progress in Physics of Metals*. 2021;22(1):3–57.
<https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
9. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. Москва: Физматлит; 2024:320.
10. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Basic Concepts, Theory and Applications. Berlin: Springer; 2009:317.
<https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
11. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014.
<https://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
12. Margerit P., Weisz-Patrault D., Ravi-Chandar K., Constantinescu A. Tensile and ductile fracture properties of as-printed 316L stainless steel thin walls obtained by directed energy deposition. *Additive Manufacturing*. 2021;37:101664.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101664>
13. Liu B.X., Yin F.X., Dai X.L., He J.N., Fang W., Chen C.X., Dong Y.C. The tensile behaviors and fracture characteristics of stainless steel clad plates with different interfacial status. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;679:172–182
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.033>
14. Boyce B.L., Reu P.L., Robino C.V. The constitutive behavior of laser welds in 304L stainless steel determined by digital image correlation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37:2481–2492.
<https://doi.org/10.1007/BF02586221>
15. Горбатенко В.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. Неустойчивость пластического течения: полосы Чернова–Людерса и эффект Портевена–Ле Шателье. *Журнал технической физики*. 2017;87(3):372–377.
<https://doi.org/10.21883/JTF.2017.03.44241.1818>
Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin–Le Chatelier effect. *Technical Physics* 2017;87(3):372–377. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21883/JTF.2017.03.44241.1818>
16. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13(4):773.
<https://doi.org/10.3390/met13040773>
17. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Autowave description of the Lüders and Portevin–Le Chatelier phenomena. *Russian Physics Journal*. 2022;65(8):1411–1418. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02784-9>
18. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людерса как автоволнового процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(4):261–267.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of Lüders deformation as an autowave process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(4):261–267. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
19. Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Процессы Людерса и Портевена–Ле Шателье в аустенитно-мартенситной TRIP-стали. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2023;66(6):673–680.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>
Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Lüders and Portevin–Le Chatelier processes in austenitic-martensitic TRIP steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):673–680.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>
20. Бараникова С.А., Ли Ю.В. Кинетика развития фронтов пластического течения на границе раздела металлов. *Известия вузов. Физика*. 2020;63(5):19–24.
<https://doi.org/10.17223/00213411/63/5/19>
Barannikova S.A., Li Yu.V. Development kinetics of the plastic wave front at the metal interface. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2020;63(5):19–24. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17223/00213411/63/5/19>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Дина Владимировна Орлова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Галина Витальевна Шляхова, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Михаил Владимирович Надежкин, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-4819-7653

E-mail: mvn@ispms.ru

Dina V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Galina V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Mikhail V. Nadezhkin, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-4819-7653

E-mail: mvn@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Д. В. Орлова – анализ и обсуждение экспериментальных результатов, написание окончательного варианта рукописи.

Г. В. Шляхова – проведение металлографических исследований, описание структур биметалла.

М. В. Надежкин – проведение экспериментов методом корреляции цифровых изображений.

D. V. Orlova – analysis and discussion of experimental results, writing the article final version.

G. V. Shlyakhova – carrying out metallographic studies, describing composite structures.

M. V. Nadezhkin – conducting experiments using the DIC method.

Поступила в редакцию 09.12.2024

После доработки 25.12.2024

Принята к публикации 17.01.2025

Received 09.12.2024

Revised 25.12.2024

Accepted 17.01.2025



УДК 621.74.04:669.018

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-274-279



Оригинальная статья

Original article

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В МИКРОПОРАХ МАССИВНЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Ю. Н. Гойхенберг¹, Б. А. Кулаков¹, Д. С. Полухин² ¹ Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. Ленина, 76)² ООО «Научно-технический центр Конар» (Россия, 454010, Челябинск, Енисейская ул., 8)

poluhin.dmitriy@konar.ru

Аннотация. Изучение литой структуры отливок позволяет оптимизировать технологические параметры процесса литья и повысить качество литых заготовок. Проведены электронно-микроскопические исследования неметаллических включений и рентгеноспектральный анализ их микрообъемов в металлических пластинах, вырезанных из дефектных участков массивной отливки. Исследованы «свежие» изломы ударных образцов с острым *V*-образным надрезом, разрушенных при $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$. Установлено, что на границах и в теле зерен отливки практически отсутствуют окисные пленки и неметаллические включения. Последние встречаются на внутренней поверхности микропор или вблизи них по краю, а на границах зерен или в их теле присутствуют карбонитриды алюминия. Определение химического состава неметаллических включений в микрообъемах порядка $1\text{ }\mu\text{м}^3$ позволило установить их природу и возможные причины появления, а также сформулировать практические рекомендации по предотвращению визуально наблюдаемых дефектов в массивной отливке. Для повышения качества и уменьшения количества возникающих в отливке микропор необходимо использовать при выплавке стали более чистую шихту, не содержащую цинк, который имеет низкую температуру кипения. При заливке формы его пары вместе с другими газами поднимаются к прибыли, под которой в результате кристаллизации оседают в чистом виде или в виде соединений типа ZnO на стенках образующихся микропор, рыхлостей, раковин. Кроме того, требуется более тщательно удалять шлак, чтобы он не участвовал в образовании пор, и его частицы не осаждались в порах или вблизи них в виде магнезиальной шпинели, сульфидов кальция и марганца, оксидов железа, алюминия, кальция и др. Также требуется ограничить остаточное содержание алюминия в стали после ее раскисления до $0,03\text{ }\%$, как принято в металлургическом производстве, и минимизировать содержание смолы в материале формы.

Ключевые слова: массивная отливка, растровая электронная микроскопия, микропоры, плавка, неметаллические включения, рентгеноспектральный анализ

Для цитирования: Гойхенберг Ю.Н., Кулаков Б.А., Полухин Д.С. Неметаллические включения в микропорах массивных стальных отливок.

Известия вузов. Черная металлургия. 2025;68(3):274–279. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-274-279>

NON-METALLIC INCLUSIONS IN MICROPORES OF MASSIVE STEEL CASTINGS

Yu. N. Goikhenberg¹, B. A. Kulakov¹, D. S. Polukhin² ¹ South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)² LLC “Scientific and Technical Centre KONAR” (8 Eniseiskaya Str., Chelyabinsk 455030, Russian Federation)

poluhin.dmitriy@konar.ru

Abstract. The study of the cast structure of castings makes it possible to optimize the technological parameters of the casting process and improve the quality of cast billets. Electron microscopic studies of nonmetallic inclusions and *X*-ray spectral analysis of their micro-volumes in metal plates cut from defective sections of a massive casting were carried out. The “fresh” fractures of impact samples with a sharp *V*-shaped incision destroyed at $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ were investigated. It was found that there are practically no oxide films and non-metallic inclusions at the boundaries and in the body of the casting grains. The latter occur on the inner surface of micropores or near them at the edge, and aluminum carbonitrides are present at the grain boundaries or in their body. Determination of chemical composition of non-metallic inclusions in micro-volumes of the order of $1\text{ }\mu\text{м}^3$ allowed us to establish their nature and possible causes of their appearance, as well as formulate practical recommendations for the prevention of visually observable defects in a massive casting. To improve the quality and reduce the number of micropores occurring in the casting, it is necessary to use a cleaner charge that does not contain zinc. Zinc has a low boiling point ($907\text{ }^{\circ}\text{C}$ [10]), and, when casting the mold, its vapors, along with other gases, rise to a casting head, under which, as a result of crystallization, they settle in pure form or in the form of ZnO -type compounds on the walls of the resulting micropores, shrinkage porosities, cavities. In addition, it is necessary to remove the slag more carefully so that it does not participate in pores formation, and its particles do not precipitate in or near the pores in the form of magnesia spinel, calcium

and manganese sulfides, iron, aluminum, calcium oxides, etc. It is also required to limit the residual aluminum content in steel after its deoxidation to 0.03 %, as is customary in metallurgical production, and to minimize the resin content in the mold material.

Keywords: massive casting, scanning electron microscopy, melting, micropores, nonmetallic inclusions, X-ray spectral analysis

For citation: Goikhenberg Yu.N., Kulakov B.A., Polukhin D.S. Non-metallic inclusions in micropores of massive steel castings. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):274–279. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-274-279>

ВВЕДЕНИЕ

Качество литых деталей является важным экономическим фактором как при самом производстве отливок, так и в системах их дальнейшей эксплуатации, например, в нефтегазовом комплексе страны [1; 2]. Поэтому исследование литой структуры таких отливок позволяет оптимизировать технологические параметры процесса литья и повысить качество литых заготовок [3; 4]. Как показывают многочисленные исследования [5], вне зависимости от способа литья или материала дефекты отливок из черных и цветных металлов в виде несплошностей и включений являются главной причиной брака на производстве. Повышение качества литейных сталей непосредственно связано с уменьшением количества неметаллических включений (НВ) [6 – 10], их химическим составом, кристаллической структурой, морфологией, местом залегания, размерами, распределением и т. д. [11 – 13]. С развитием растровой электронной микроскопии, позволяющей осуществлять рентгеноспектральный анализ (МРСА) в микрообъемах порядка 1 мкм³, появилась возможность проводить исследования на новом уровне и возникли новые перспективы изучения происхождения и образования НВ в сталях [14 – 16].

Сочетание этих методов позволяет определять причины появления микропор, снижающих качество отливки, и намечать меры борьбы с ними. Представляет интерес установление связи НВ с микропорами, которые оказывают существенное влияние на свойства отливок. Целью работы является исследование НВ вблизи и внутри микропор массивной отливки и разработка мероприятий, уменьшающих их количество.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав исследованной массивной отливки «корпус» весом без прибылей 10 т, определенный по ковшевой пробе, соответствует литой микролегированной стали 20ГЛ (ГОСТ 977 – 88), а результаты МРСА свидетельствуют о более высоком содержании в ней никеля, меди и цинка. Выплавку стали производили в электродуговой печи типа ДСП с основной футеровкой емкостью 25 т. Литейные формы и стержни для нее изготовлены по α -set процессу. Следует отметить, что при заливке металла смоляное связующее формы и стержня подвергаются термодеструкции с выбросом большого количества различных углеводородов, которые, в свою очередь,

разлагаются на углерод и водород, способствующий формированию в отливках газовой пористости [17]. Проведены электронно-микроскопические исследования на растровом электронном микроскопе «свежих» изломов, микроструктуры и состава в дефектных участках отливки, находившихся под прибылями, где наиболее часто встречаются поверхностные дефекты. Из центральных участков темплетов, не содержащих видимых раковин, вырезали по три заготовки ударных образцов и по две заготовки для приготовления продольных и поперечных микрошлифов. На растровом электронном микроскопе JSM-7001F в диапазоне увеличений 30 – 20 000 $\times$ с использованием детекторов вторичных (SEI) и обратно-рассеянных (BSE) электронов исследовали «свежие» (практически сразу после испытаний) изломы разрушенных при температуре –60 °С ударных образцов с острым V-образным надрезом. Твердость темплетов HV10 измеряли с погрешностью нагрузки 10 кг. Исследование и фотографирование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Axio Observer.D1m. Одновременно с исследованием микроструктуры изучали элементный состав образцов с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра OXFORD INCA X-MAX 80 точно по структурам, а также в режиме картирования.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура темплетов состоит в основном из феррита и перлита разной степени дисперсности, а также содержит видманштетт, как и микроструктура стали 20 ГЛ, приведенная в справочнике [18]. Твердость пластин изменяется в широких пределах от 162 – 181 до 192 – 214, а ударная вязкость увеличивается от 5,1 – 34,0 до 43,0 – 98,0 Дж/см².

Исследование «свежих» изломов на растровом электронном микроскопе (РЭМ) свидетельствует о смешанном характере разрушения ударных образцов с острым V-образным надрезом при температуре –60 °С. В основном наблюдается хрупкое разрушение с незначительным количеством вязкой составляющей и вскрытые поры (рис. 1, а). На нетравленных продольных микрошлифах при сравнительно небольших увеличениях оптического микроскопа можно наблюдать участки с большим количеством круглых или вытянутых пор разных размеров. При этом в некоторых из них видны НВ. Размеры пор на наружной поверхности их выхода составляют 120 – 130 мкм, а размеры находя-

щихся в них включений колеблются от 1,24 до 2,7 мкм в диаметре. При общем обзоре видны чистые от включений границы и тело зерен. При больших увеличениях РЭМ можно видеть (рис. 1, б), что включения многофазные, а также определить химический состав каждой фазы (рис. 1, в). Так для включения, изображенного на рис. 1, б, установлено, что его центральная часть представляет собой магнезиальную шпинель ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), заключенную в более светлую сульфидную оболочку (CaS), которые должны были быть удалены вместе со шлаком.

Микроанализ элементного состава участков с НВ в разных режимах позволяет установить состав, природу, взаиморасположение и возможные причины их появления. Например, рис. 2, представляющий нало-

жение карт распределения железа, кремния, алюминия и углерода на микрофотографию электронного изображения внутренней поверхности микропоры показывает, что на фоне железной матрицы (зеленый цвет) в микропоре и рядом с ней наблюдаются частицы кремния (красный цвет), углерода (синий цвет) и алюминия (оранжевый цвет). Можно заметить, что частицы чаще всего состоят не из одного элемента, а из нескольких. Так, из сопоставления карт распределения кремния и алюминия видно, что большинство частиц содержат оба элемента. Кроме того, анализ спектра свидетельствует о наличии в данном участке кислорода и серы. По-видимому, эти элементы вместе с углеродом являются газообразными продуктами термодеструкции смолы в форме и их последующего пиролиза с выделением углерода с кислородом и серой [17], газы которых образуют поры и в последующем в них оседают. В данном участке микропоры также можно заметить неравномерное распределение алюминия, выделившегося из металла по границам зерен или в виде отдельных частичек (рис. 3, а). Алюминий часто образует с азотом нитриды, что иллюстрирует карта их распределения (рис. 3, б, в). Также видно, что в некоторых микропорах ударных образцов, разрушенных при -60°C , остались непереуведенные в шлак неметаллические частицы MnS, CaS, MgS и др. (рис. 4). При электронно-микроскопических исследованиях «свежих» изломов ударных образцов, вырезанных из других темплетов, кроме обнаруженных в порах и вблизи них НВ ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, CaS, SiC) найдены еще соединения (по данным микрорентгено-спектрального анализа), содержащие дополнительно углерод, кислород и фосфор ($\text{C} + \text{O} + \text{Ca} + \text{Mg} + \text{P} + \text{Si}$), а также магний и кремний ($\text{C} + \text{O} + \text{Mg} + \text{Si}$). В изломах образцов одного из темплетов вблизи надреза присутствует участок, усеянный частицами, содержа-

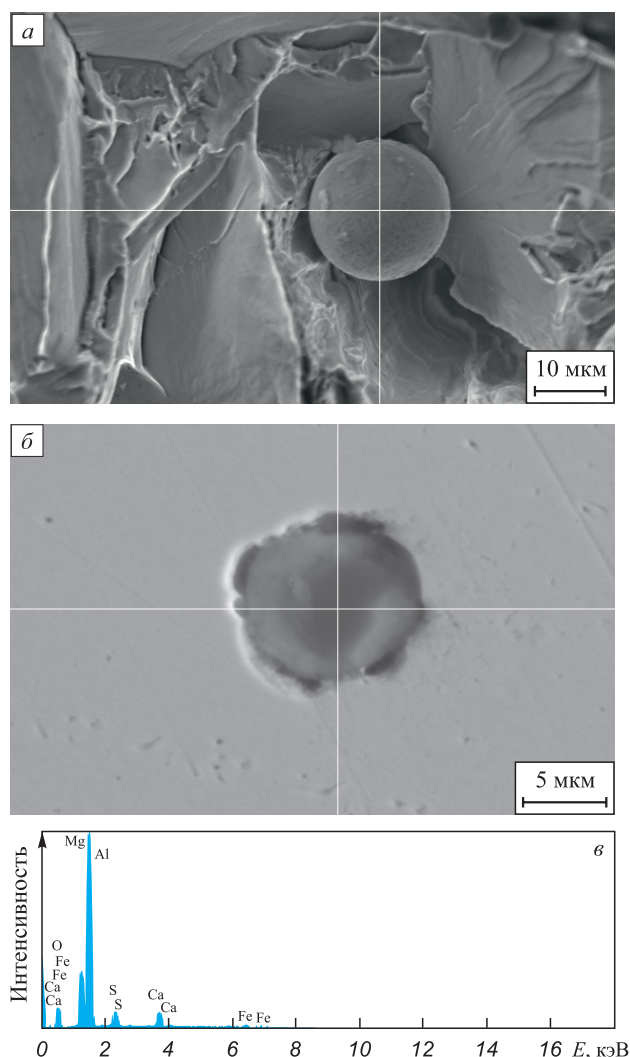


Рис. 1. Микрофотография «свежего» излома ударного образца: сферическая частица FeO в микропоре (а); магнезиальная шпинель ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) в сульфидной (CaS) оболочке (б); спектр, указанный в точке перекрестия (в)

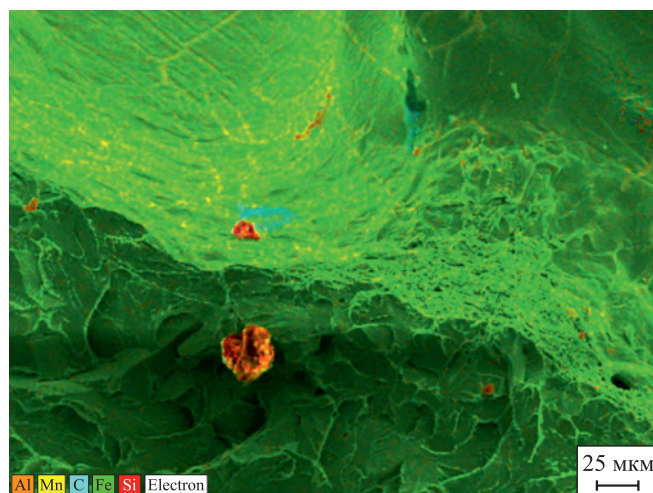


Рис. 2. Карта распределения Fe, Si, C и Al на внутренней поверхности микропоры

Fig. 2. Map of distribution of Fe, Si, C and Al on the micropore inner surface

Fig. 1. Photomicrography of the “fresh” fracture of the impact sample – spherical particle of FeO in a micropore (а), magnesian spinel ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) in a sulfide (CaS) and spectrum indicated at the crosshair point (в)

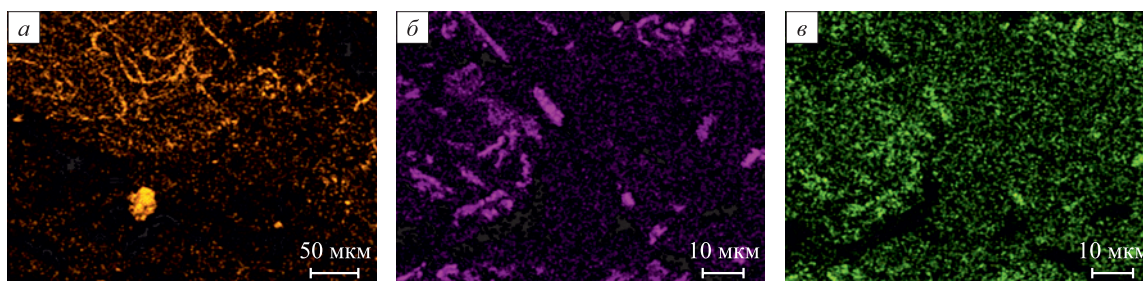


Рис. 3. Карты распределения алюминия (а, б) и азота (в) на участке разрушенного ударного образца

Fig. 3. Maps of distribution of Al (a, b) and N (c) in the area of destroyed impact sample



Элемент	C	Mg	Al	S	Ca	Mn	Fe	Итого
Мас. %	3,77	2,44	0,74	13,59	2,39	47,83	29,24	100,00

б

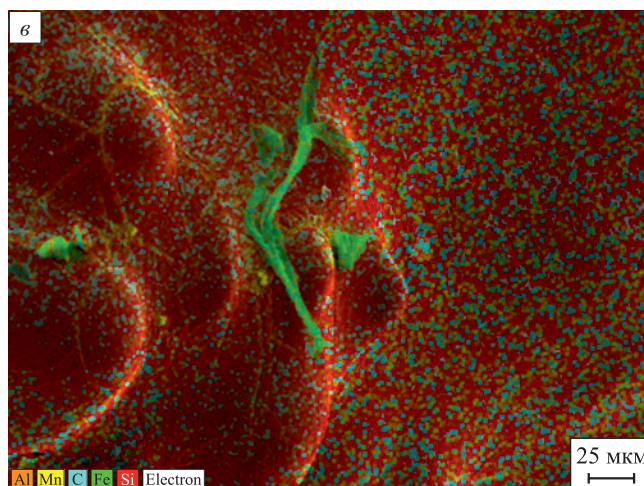


Рис. 4. Электронное изображение раскрытой микропоры (а), таблица химического состава одного из НВ в поре (б) и карта распределения углерода на внутренней поверхности в другой раскрытой поре (в)

Fig. 4. Electronic image of open micropore (a), Table of the chemical composition of one of the HBs in the pore (b) and map of C distribution on the inner surface of the other open pore (c)

щими Al, S и O. При этом в некоторых порах видны соединения (C + O + S) и (C + O + Ca), а в одной из пор частицы, содержащие много легких элементов

(C + Mg + Al + Si + S + K + Ca + Ti). В порах также наблюдаются карбиды кремния, оксиды железа, причем на одном из электронных изображений (рис. 1, а)

Результаты МРСА некоторых элементов в комплексных НВ в разных порах

Results of micro-X-ray spectral analysis of complex NMI in a different pores

Элемент	C	Mn	Fe	Zn
Мас. %	16,89 – 66,60	0,63 – 1,05	56,97 – 76,45	4,86 – 25,57

можно видеть, как сферическая частица оксида железа втягивается в микропору. Как показывают результаты МРСА, некоторые мелкие выделения круглой формы представляют собой чистый цинк или его окислы ZnO. При этом в комплексных НВ содержание цинка колеблется от 4,86 до 25,57 мас. % (таблица). Четко различаются расположение, форма и размеры частиц углерода на внутренней поверхности микропоры (рис. 4, в). В раскрытых порах иногда можно увидеть сульфиды кальция в окружении магнезимальной шпинели, карбонитриды алюминия и частицы меди.

Выводы

Таким образом, электронно-микроскопическими исследованиями «свежих» изломов и структуры теплов, вырезанных из массивной отливки, установлено, что на границах и в теле зерен практически отсутствуют окисные пленки и НВ. Последние встречаются в микропорах или вблизи них, а на границах зерен или в их теле присутствуют карбонитриды алюминия. Определение химического состава НВ (МРСА в микрообъемах порядка 1 мкм³) показало присутствие в них углерода, кислорода, серы, азота, цинка и других элементов, что позволило установить природу и возможные причины их появления, а также сформулировать практические рекомендации по предотвращению визуально наблюдаемых микропор в массивной отливке. Для уменьшения количества НВ в отливках необходимо не только уменьшать в 2 – 3 раза содержание кислорода, как предлагают в работе [19], но и выполнить следующие рекомендации.

- Использовать при выплавке стали более чистую шихту, не содержащую цинк, чтобы исключить его попадание в расплав. Цинк имеет низкую температуру кипения (907 °C [20]) и при заливке формы его пары вместе с другими газами поднимаются к прибыли, под которой в результате кристаллизации оседают в чистом виде или в виде соединений типа ZnO на стенках образующихся микропор, рыхлостей, раковин.

- Более тщательно удалять шлак, чтобы он не участвовал в образовании пор, и его частицы не осаждались в порах или вблизи них в виде магнезимальной шпинели, сульфидов кальция и марганца, оксидов железа, алюминия, кальция и др.

- Ограничить остаточное содержание алюминия в стали после ее раскисления до 0,03 %, так как алюминий, соединяясь с азотом, оседает в виде нитридов не только на границах зерен, предотвращая их рост и делая сталь наследственно мелкозернистой, но и выделяется

в виде тонких пластин внутри зерен или в виде участков неправильной формы в микропорах.

- Не допускать при плавке перегрев расплава стали, так как при дуговом процессе в печном пространстве образуется атомарный азот, который растворяется в жидкой стали и образует включения в виде нитридов и карбонитридов алюминия.

- Минимизировать содержание смоляного связующего в материале формы, поскольку ее излишки вызывают образование большого количества газообразных продуктов термодеструкции смолы в виде углеводородов и их последующего разложения с выделением углерода и водорода, провоцирующего образование газовых дефектов в виде пор и раковин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Производство стальных отливок: Учебник для вузов / Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.И. и др. / Под ред. Л.Я. Козлова. Москва: МИСИС; 2003:352.
2. Шульте Ю.А. Производство отливок из стали. Киев; Донецк: Вища школа; 1983:184.
3. Бабаскин Ю.В. Структура и свойства литой стали. Киев: Наукова думка; 1980:240.
4. Казанцев М.Н., Флегентов И.А., Жевелев О.Ю. Качество литых корпусных деталей запорной арматуры и насосов. *Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса*. 2016;(5):8–15.
Kazantsev M.N., Flegentov I.A., Zhevelev O.Yu. Quality of cast body parts of shut-off valves and pumps. *Oborudovanie i tekhnologii dlya neftegazovogo kompleksa*. 2016;(5):8–15. (In Russ.).
5. Чечуха В.И., Садоха М.А. Дефекты при литье под высоким давлением и меры предупреждения газовых дефектов. *Литье и металлургия*. 2023;(4):16–24.
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-4-16-24>
Chechukha V.I., Sadokha M.A. Defects in high-pressure casting and measures to prevent gas defects. *Lit'e i metallurgiya*. 2023;(4):16–24. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-4-16-24>
6. Григорович К.В., Красовский П.В., Трушников А.С. Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов. *Аналитика и контроль*. 2002;6(2):133–142.
Grigorovich K.V., Krasovskii P.V., Trushnikova A.S. Analysis of non-metallic inclusions as the basis for quality control of steel and alloys. *Analitika i kontrol'*. 2002;6(2):133–142. (In Russ.).
7. Harris M.L., Richards V.L., Lekakh S., O'Malley R. Evolution of Non-Metallic Inclusions in Foundry Steel Casting Processes: Masters Theses. 2016:22–39.

8. Panichkin A.V., Korotenko R.Yu., Kenzhegulov A.K., Kshibekova B.B., Alibekov Zh.Zh. Porosity and non-metallic inclusions in cast iron produced with a high proportion of scrap. *Complex Use of Mineral Resources*. 2022;4(323): 68–76. <https://doi.org/10.31643/2022/6445.42>
9. Li P., Liu D., Pan Zh., Zhang P., Zhang G. Separation of non-metallic inclusions from high strength low alloy steel by electromagnetic stirring. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2021;791:012085. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/791/1/012085>
10. Thiele K., Truschner C., Walkner C., Meisel T.C., Ilie S., Rössler R., Michelic S.K. Investigating the origin of non-metallic inclusions in Ti-stabilized ULC steels using different tracing techniques. *Metals*. 2024;14(1):103. <https://doi.org/10.3390/met14010103>
11. ГОСТ 1778-2022. Металлопродукция из сталей и сплавов. Металлографические методы определения неметаллических включений. Москва: Российский институт стандартизации; 2023.
12. Шульте Ю.А. Неметаллические включения в электро-стали. Москва: Металлургия; 1964:207.
13. Кислинг Р., Ланге Н. Неметаллические включения в стали. Москва: Металлургия; 1968:124.
14. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Москва: МИСИС; 1994:328.
15. Быков Ю.А., Карпунин С.Д. Растровая электронная микроскопия и применение: Учебное пособие по курсу «Современные методы исследования структуры материала» / Под ред. Ю.А. Быкова. Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана; 2002:30.
16. Guo J., Cheng S., Guo H., Yaguan Mail. Determination of non-metallic inclusions in an ingot of continuous casting of steel with an ultra-low carbon content, free of impurities, using the metallographic method, the electrolytic method and the RTO method. *Scientific Reports*. 2019;9(1):2929. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-36766-6>
17. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литые формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник. Москва: Машиностроение; 2006:507.
18. Металлография железа. Том 2. Шредер А., Розе А. Структура сталей. Монография с атласом микрофотографий / Пер. с англ. Ленинград: Металлургия; 1972:284.
19. Крылов С.А., Щербakov А.И., Макаров А.А., Тоньшева О.А. Снижение содержания неметаллических включений в коррозионностойкой азотсодержащей стали. *Труды ВИАМ*. 2017;53(5):3–13. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-5-1-1>
- Krylov S.A., Shcherbakov A.I., Makarov A.A., Tonyshcheva O.A. Reduction of the content of non-metallic inclusions in corrosion-resistant nitrogen-containing steel. *Trudy VIAM*. 2017. 2017;53(5):3–13. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-5-1-1>
20. Эстрин И.А. Анализ с точки зрения энергоэффективности теплотехнологий оксида цинка. *Труды Ростовского государственного университета путей сообщения*. 2021;(2(55)):147–150.
- Estrin I.A. Analysis from the point of view of energy efficiency of zinc oxide heat technologies. *Trudy Rostovskogo gosudarstvennogo universiteta putei soobshcheniya*. 2021;(2(55)):147–150.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Юрий Нафтулович Гойхенберг, д.т.н., старший научный сотрудник, профессор кафедры «Материаловедение и физико-химия материалов», Южно-Уральский государственный университет
E-mail: goikhenbergyn@susu.ru

Борис Алексеевич Кулаков, д.т.н., профессор кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии», Южно-Уральский государственный университет
E-mail: kulakovba@susu.ru

Дмитрий Сергеевич Полухин, к.т.н., исполнительный директор, ООО «Научно-технический центр КОНАР»
E-mail: polukhin.dmitriy@konar.ru

Yurii N. Goikhenberg, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Prof. of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University
E-mail: goikhenbergyn@susu.ru

Boris A. Kulakov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Pyrometallurgical and Foundry Technologies, South Ural State University
E-mail: kulakovba@susu.ru

Dmitrii S. Polukhin, Cand. Sci. (Eng.), Executive Director, LLC "Scientific and Technical Centre KONAR"
E-mail: polukhin.dmitriy@konar.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Ю. Н. Гойхенберг – идея статьи, исследования на растровом электронном микроскопе, формулирование выводов, написание статьи.
Б. А. Кулаков – металлографические исследования, формулирование выводов, написание статьи.
Д. С. Полухин – подготовка материала, проведение испытаний на ударную вязкость и твердость, совместная интерпретация результатов.

Yu. N. Goikhenberg – formation of the article idea, research on a scanning electron microscope, formulation of conclusions, writing the text.
B. A. Kulakov – metallographic research, formulation of conclusions, writing the text.
D. S. Polukhin – preparation of the material, conducting tests for impact strength and hardness, joint interpretation of the results.

Поступила в редакцию 25.07.2024
После доработки 15.04.2025
Принята к публикации 23.04.2025

Received 25.07.2024
Revised 15.04.2025
Accepted 23.04.2025



УДК 621.762:669.018

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-280-286



Оригинальная статья
Original article

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С КРУПНОЗЕРНИСТОЙ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ КРУЧЕНИИ

Н. А. Клевцова¹, Р. З. Валиев², Г. В. Клевцов¹ , М. В. Фесенюк³,
И. Н. Пигалева¹, В. М. Балашов¹

¹ Тольяттинский государственный университет (Россия, 445667, Самарская обл., Тольятти, Белорусская ул., 14)

² Уфимский университет науки и технологий (Россия, 450000, Республика Башкортостан, Уфа, ул. К. Маркса, 12)

³ АО ПО «Стрела» (Россия, 460005, Оренбург, ул. Шевченко, 26)

 klevtsov11948@mail.ru

Аннотация. В работе исследованы мартенситные превращения в различных областях поверхности излома образцов из крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после испытания на кручение. Авторы изучили тонкую структуру УМЗ стали на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 и провели испытания на твердость с помощью твердомера TN 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм выполняли при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине H50KT. Испытания на кручение цилиндрических образцов диаметром 10 мм и длиной 100 мм проводили при температуре 20 °С на установке МК-50. Равноканальное угловое прессование, формируя УМЗ структуру, повышает механические свойства стали при растяжении и кручении, а также способствует стабилизации аустенитной структуры стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении. На поверхности изломов образцов из КЗ стали формируется 100 % α-мартенсита. На поверхности изломов образцов из УМЗ стали максимальное количество α-мартенсита (30 %) образуется в периферийной области излома, а минимальное (15 %) – в его центральной части. Авторы провели сравнительный анализ распределения мартенситных фаз на поверхности изломов образцов после испытания на кручение с распределением мартенситных фаз в образцах той же стали после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), когда образуется как ε-, так и α-мартенсит. Отсутствие ε-мартенсита на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении авторы связывают с незначительным для данного вида нагружения давлением, меньшим, чем в процессе ИПДК.

Ключевые слова: аустенитная сталь, испытание на кручение, излом, рентгеноструктурный фазовый анализ, α- и ε-мартенсит, равноканальное угловое прессование (РКУП), интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), крупнозернистая (КЗ) и ультрамелкозернистая (УМЗ) структуры

Для цитирования: Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Фесенюк М.В., Пигалева И.Н., Балашов В.М. Мартенситные превращения в метастабильной аустенитной стали с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой при кручении. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):280–286. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-280-286>

MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN METASTABLE AUSTENITIC STEEL WITH COARSE-GRAINED AND ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE DURING TORSION

N. A. Klevtsova¹, R. Z. Valiev², G. V. Klevtsov¹ , M. V. Fesenyuk³,
I. N. Pigaleva¹, V. M. Balashov¹

¹ Togliatti State University (14 Belorusskaya Str., Togliatti, Samara Region 445667, Russian Federation)

² Ufa University of Science and Technology (12 K. Marksa Str., Ufa, Republic of Bashkortostan 450000, Russian Federation)

³ JSC Production Association “Strela” (26 Shevchenko Str., Orenburg 460005, Russian Federation)

 klevtsov11948@mail.ru

Abstract. The X-ray method was used to study martensitic transformations in different areas on the fracture surface of the samples made of coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel after torsion testing. The fine structure of UFG steel was analyzed

on JEM-2100 transmission electron microscope (TEM). The authors carried out the steel hardness tests on TN 300 hardness tester. Static tension of cylindrical samples with a diameter of 3 mm was performed at a temperature of 20 °C on N50KT universal testing machine. Torsion testing of cylindrical samples with a working part diameter of 10 mm and a length of 100 mm was carried out at a temperature of 20 °C using MK-50 unit. The equal-channel angular pressing (ECAP), forming UFG structure, improves the mechanical properties of steel under tension and torsion, and also helps to stabilize the austenitic structure of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel under torsion. 100 % of α -martensite is formed on the fracture surface of CG steel samples, regardless of the X-ray diffraction area. On the fracture surface of UFG steel samples, the maximum amount of α -martensite (30 %) is formed in the peripheral area of the fracture; the minimum amount of α -martensite (15 %) – in the fracture central part. The authors made a comparative analysis of the martensitic phases distribution on the samples fracture surface after torsion testing with the martensitic phases distribution in the samples of the same steel after severe plastic deformation by torsion (SPDT), when both ϵ - and α -martensite are formed. The absence of ϵ -martensite on the fracture surface of the samples made of CG and UFG Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel during torsion is associated with an insignificant pressure for this type of loading, less than in the SPDT process.

Keywords: austenitic steel, torsion testing, fracture, X-ray phase analysis, α - and ϵ -martensite, equal-channel angular pressing (ECAP), severe plastic deformation by torsion (SPDT), coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) structures

For citation: Klevtsova N.A., Valiev R.Z., Klevtsov G.V., Fesenyuk M.V., Pigaleva I.N., Balashov V.M. Martensitic transformations in metastable austenitic steel with coarse-grained and ultrafine-grained structure during torsion. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):280–286.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-280-286>

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали, обладая высокими механическими и технологическими свойствами, находят широкое применение в медицине, химической промышленности, машиностроении, приборостроении и других отраслях техники [1–4]. Однако в процессе охлаждения и деформации некоторые стали данного класса проявляют склонность к мартенситным превращениям, которые не всегда однозначно влияют на механические и физические свойства [4–6]. Последнее затрудняет прогнозирование поведения таких сталей в реальных условиях эксплуатации и ограничивает возможности их применения.

Известно, что в метастабильных аустенитных сталях возможны как $\gamma \rightarrow \alpha$, так и $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситные превращения. За последнее время достигнуты значительные успехи в понимании природы α - и ϵ -мартенсита в аустенитных сталях и сплавах [7–12]. Мартенситные превращения с образованием ϵ -мартенсита наиболее полно изучены в марганцовистых сталях и сплавах [1; 10–12]. В хромоникелевых сталях $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращение изучено довольно слабо, так как наблюдаемое количество ϵ -фазы, как правило, не превышает 15 % [11–14]. Особый интерес представляют мартенситные превращения, происходящие в наноструктурированных метастабильных аустенитных сталях с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальным угловым прессованием (РКУП), интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК), всесторонней изотермической ковкой или иными методами [15]. Мартенситные превращения в аустенитных сталях при РКУП и ИПДК рассмотрены, например, в работах [4; 16; 17]. В частности, отмечено [17], что при определенных режимах ИПДК в условиях высокого гидростатического давления в метастабильных аустенитных сталях возможны не только прямые, но и обратные мартенситные превращения.

Говоря о применении аустенитных Cr–Ni сталей с УМЗ структурой в медицине, следует отметить, что многие изделия-имплантаты (винты, спицы и т.д.) работают на кручение. Поэтому образование мартенситных фаз в процессе ИПД таких сталей или в процессе эксплуатации медицинских изделий может повлиять не только на прочностные свойства изделий, но и на биосовместимость материала. Однако влияние мартенситных фаз на свойства аустенитных УМЗ материалов при кручении остается недостаточно изученным. Кроме того, изучение мартенситных превращений при кручении УМЗ аустенитных сталей позволит расширить представление о физической природе и механизмах мартенситных превращений в сталях данного класса при различных видах нагружения.

Целью работы является определение влияния различных методов ИПД (РКУП и ИПДК) на механизм мартенситных превращений в аустенитной Cr–Ni стали, а также установление связи интенсивности мартенситных превращений с механизмом разрушения крупнозернистой (КЗ) и УМЗ аустенитной стали при деформации кручением.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого материала была выбрана аустенитная сталь Fe–0,02C–18Cr–8Ni (мас. %, 0,023 C; 17,95 Cr; 7,95 Ni; 1,85 Mn; 0,6 Cu; 0,38 Si; 0,35 Mo; 0,15 Co). Сталь исследовали в исходном КЗ состоянии после закалки в воде от температуры 1050 °C с выдержкой 1 ч и в УМЗ состоянии после РКУП. Равноканальное угловое прессование стали проводили по следующему режиму: закалка по вышеуказанному режиму + РКУП при температуре 350 °C (маршрут Вс, количество проходов $n = 4$, угол между каналами $\phi = 1200$) [15].

Структуру КЗ стали изучали на металлографическом микроскопе Axiovert 40 MAT. Тонкую структуру УМЗ стали исследовали в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100. Твердость опреде-

ляли на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм выполняли при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине Н50КТ. Испытание на кручение цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 10 мм и длиной 100 мм проводили при температуре 20 °С на установке МК-50 согласно ГОСТ 3565 – 80 с учетом ГОСТ Р 50581 – 93 (ИСО 6475 – 89). По диаграмме «Крутящий момент – угол закручивания» рассчитывали пределы прочности (τ_k), текучести ($\tau_{0,3}$) и относительный сдвиг (g) при кручении [18]. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JCM-6000 фирмы JEOL.

Объемное содержание мартенситных фаз в эффективно рассеивающем слое материала в различных участках на поверхности образцов или изломов определяли по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) K_α γ -фазы, (110) K_α α -фазы и (101) K_α ε -фазы [5; 19]. Выбор этих линий обоснован тем, что они связаны условием одновариантного фазового превращения, т. е. исходная ориентировка матричной фазы после превращения образует новые фазы в ориентации, почти полностью описываемой выбранными линиями [20], что сводит к минимуму влияние текстуры на соотношение интенсивностей вышеуказанных линий. Расчет процентного содержания γ -аустенита, α - и ε -мартенсита производили по формулам [5; 19]:

$$V_\gamma = \frac{C_1 I_{111\gamma}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%;$$

$$V_\alpha = \frac{C_2 I_C - C_4 I_{101\varepsilon}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%;$$

$$V_\varepsilon = \frac{C_5 I_{101\varepsilon}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%.$$

Коэффициенты $C_1 \dots C_5$ для FeK_α излучений представлены в табл. 1. За $I_{111\gamma}$, $I_{101\varepsilon}$ и $I_C = I_{110\alpha} + I_{002\varepsilon}$ принимали интегральную интенсивность соответствующих дифракционных линий (в последнем случае на линию (110) K_α α -фазы накладывается линия (002) K_α ε -фазы).

Рентгенографирование поверхности изломов, имеющих шероховатость и степень искаженности кристаллической структуры материала, приводит к ушире-

нию рентгеновских дифракционных линий. Поэтому в отдельных случаях наблюдалось неполное разделение линий (110) K_α α -фазы и (111) K_α γ -фазы. Тогда графическое разделение данных линий осуществляли, основываясь на требовании симметричности линий [19]. Съемку поверхности образцов и изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 ($U = 22$ кВ, $I = 8$ мА) в FeK_α излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Структура и механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni

Сталь Fe–0,02C–18Cr–8Ni в исходном состоянии имела однофазную структуру γ -железа со средним размером зерна 30 мкм (рис. 1, а). После РКУП наблюдается вытянутая полосовая УМЗ структура. На фоне развивающейся ячеистой структуры образуются микрополосы и полосы сдвига (рис. 1, б). В теле мезополос имеет место высокая плотность дислокаций, их скопления и клубки. Средний размер зерна составляет 0,55 мкм. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что после РКУП сталь сохраняет однофазную структуру γ -железа. Механические свойства стали при растяжении и кручении представлены в табл. 2.

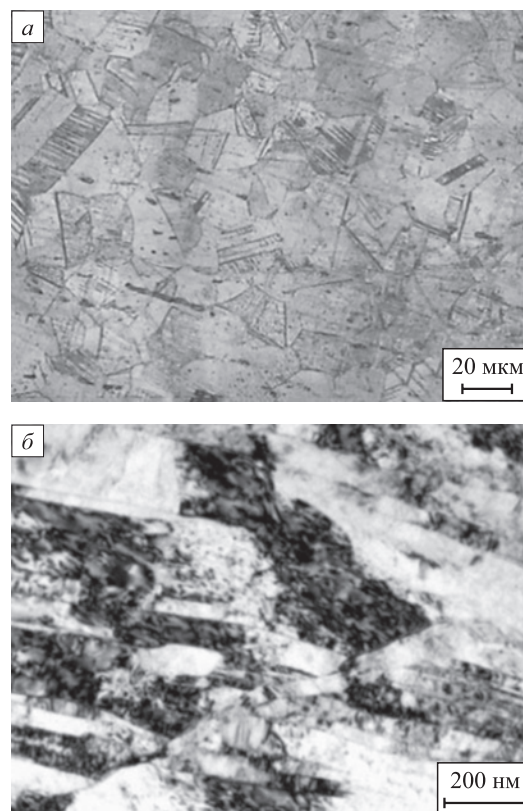


Рис. 1. Микроструктура стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni в КЗ (а) и УМЗ (б) состоянии

Fig. 1. Microstructure of CG (a) and UFG (b) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel

Таблица 1. Коэффициенты для расчета объемного содержания фаз для FeK_α -излучения

Table 1. Coefficients for calculating the volumetric phase content for FeK_α radiation

Вид излучения	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
FeK_α	2,459	1,799	2,025	0,444	2,469

Таблица 2. Средний размер зерна и механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni в КЗ и УМЗ состоянии при растяжении и кручении

Table 2. Average grain size and mechanical properties of CG and UFG Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel at tension and torsion

Состояние	$d_{\text{ср}}$, мкм	Твердость, НВ	Свойства при растяжении			Свойства при кручении		
			$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	τ_k , МПа	$\tau_{0,3}$, МПа	g , %
КЗ (исходное)	30,00	159	624 ± 6	283 ± 8	$65 \pm 0,7$	688 ± 8	194 ± 10	89 ± 3
УМЗ (после РКУП)	0,55	363	1112 ± 8	1065 ± 15	$20 \pm 0,5$	917 ± 10	740 ± 15	37 ± 1

Мартенситные превращения в изломах образцов стали Fe – 0,02C – 18Cr – 8Ni при кручении

Разрушение образцов при кручении из КЗ и УМЗ стали произошло по механизму сдвига. Средняя шеро-

ховатость поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали была практически одинаковая (рис. 2, а, д). На поверхности всех полученных изломов можно выделить три области: относительно гладкую периферийную, переходную (среднюю) и вязкую центральную

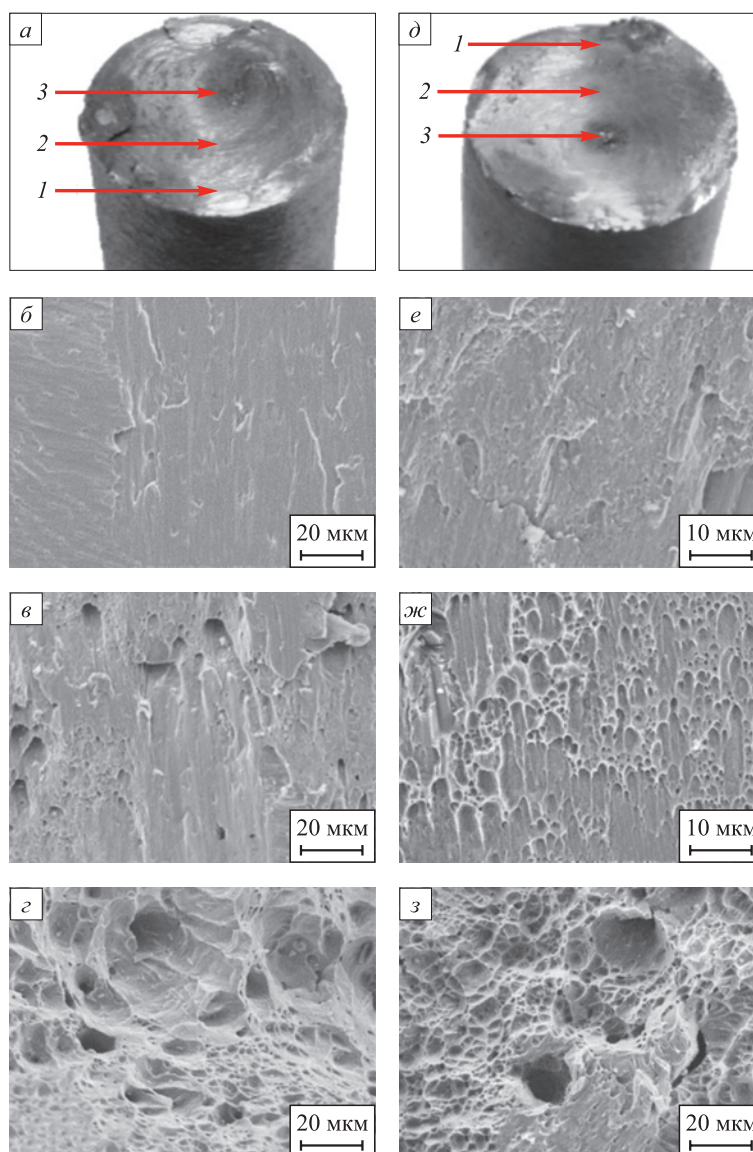


Рис. 2. Общий вид (а, д) и микрорельеф (б – з, е – и) изломов на кручение образцов из КЗ (а – г) и УМЗ (д – и) стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni. Микрорельеф получен с периферийной зоны 1 (б, е), переходной зоны 2 (в, ж) и центральной зоны 3 (г, з)

Fig. 2. Torsional general form (a, d) and fracture surface microrelief (б – з, е – и) of the samples from CG (a – г) and UFG (д – и) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel. Microrelief was taken from peripheral part 1 (б, е), middle part 2 (в, ж) and central part 3 (г, з)

часть излома, имеющую сильно шероховатый макрорельеф (рис. 2, а, д). В периферийной части излома микрорельеф малоструктурный (рис. 2, з, э), образовавшийся в результате взаимного трения ответных поверхностей излома. В средней части излома доминируют ямки сдвига (рис. 2, в, ж), причем в изломе УМЗ стали они наблюдаются более четко. В центральной части изломов, независимо от состояния стали, микрорельеф состоит из равноосных ямок отрыва (рис. 2, з, э).

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа позволили установить, что на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из КЗ стали, независимо от области рентгенографирования образуется 100 % α -мартенсита (табл. 3). На поверхности изломов УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита (30 %) образовалось в периферийной области излома, а минимальное количество α -мартенсита (15 %) – в центральной части излома (табл. 3). Наличие ε -мартенсита на поверхности изломов не было обнаружено.

Таким образом, РКУП, формируя УМЗ структуру, повышает механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при растяжении и кручении и стабилизирует аустенитную структуру стали при кручении. В результате пластической деформации кручением аустенитная сталь испытывает $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситные превращения.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты проведенных исследований показали, что наноструктурирование стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni путем РКУП, формируя УМЗ структуру, не только повышает прочностные свойства стали при растяжении и кручении (табл. 2), но и стабилизирует аустенитную структуру при деформации кручением (табл. 3). При разрушении образцов из КЗ стали, независимо от механизма разрушения, на поверхности изломов образовалось 100 % α -мартенсита. При разрушении образцов из УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита сформировалось в периферийной и переходной облас-

тях изломов, где доминируют ямки сдвига и участки взаимного трения ответных поверхностей, а минимальное количество α -мартенсита – в центральной части изломов, где доминируют ямки отрыва (рис. 2).

Представляет интерес сравнение механизма образования и распределения мартенситных фаз на поверхности изломов образцов из УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после испытаний на кручение с распределением мартенситных фаз в образцах из данной стали после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). В последнем случае в образце реализуются аналогичные сдвиговые напряжения, но дополнительно приложены большие сжимающие напряжения [15]. Как отмечено в работе [4], фазовый состав стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni изучали на образцах диаметром 20 мм, подвергнутых ИПДК при давлении 6 ГПа, количество оборотов – 2. Размер зерен УМЗ стали после ИПДК в средней части диаметра образцов составлял 0,20 – 0,25 мкм. После ИПДК шероховатость поверхности по всему диаметру образцов была практически одинаковая. Однако имела место сильная неоднородность микротвердости стали по диаметру образцов, которая изменялась от 350 HV в центральной части образцов до 550 – 600 HV в периферийной части [4]. Рентгенографирование поверхности образцов после ИПДК проводили в периферийной, переходной и центральной частях образцов. В результате исследования рентгеновским методом было выявлено наличие как α -, так и ε -мартенсита. Причем максимальное количество ε -мартенсита (около 11 %) образовалось в центральной части. В периферийной области ε -мартенсит отсутствовал [4] (табл. 4).

Мартенситные превращения на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали при кручении происходят без значительных сжимающих напряжений. Поэтому превращение аустенита в мартенсит происходит до конечной стадии, т.е. до образования α -мартенсита. При ИПДК, как было отмечено выше, помимо деформации кручением, имеют место значительные (6 ГПа) сжимающие напряжения. Высокое давление, особенно в центральной области образца [15], способствует $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращению, но препятствует $\varepsilon \rightarrow \alpha$ превращению из-за разности объемов ГЦК, ГПУ

Таблица 3. Количество α -мартенсита в различных участках на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni, %

Table 3. Amount of α -martensite in different parts on fracture surface of the samples made of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel at torsion

Состояние	Область рентгенографирования		
	периферийная	переходная	центральная
КЗ (исходное)	100	100	100
УМЗ (после РКУП)	30	23	15

Таблица 4. Количество α - и ε -мартенсита в различных участках на поверхности образцов из стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после ИПДК [4], %

Table 4. Amount of α - and ε -martensite in different parts on surface of the samples made of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel after HPDT [4]

Вид мартенсита	Область рентгенографирования		
	периферийная	переходная	центральная
α -мартенсит	37	36	28
ε -мартенсит	0	3	11

и ОЦК решеток. Поэтому в центральной, а частично и в переходной области образца, помимо α -мартенсита рентгеноструктурный анализ фиксирует и ε -мартенсит. В периферийной области образца из-за высокой искаженности кристаллической структуры и более низкого сжимающего давления, по сравнению с центральной областью, образуется только α -мартенсит (табл. 4). В подтверждение вышеуказанного предположения указывает тот факт, что во всех областях образца после ИПДК суммарное количество ε - и α -мартенсита составляет 37 – 39 % (табл. 4).

Выводы

Равноканальное угловое прессование, формируя УМЗ структуру, повышает прочностные свойства аустенитной стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при растяжении и кручении, а также увеличивает стабильность стали к мартенситным превращениям при кручении.

При разрушении образцов на кручение из КЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni, независимо от механизма разрушения, на поверхности изломов образуется 100 % α -мартенсита. При разрушении образцов из УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита (30 %) формируется в периферийной области изломов, где доминируют ямки сдвига и участки взаимного трения ответных поверхностей, а минимальное количество α -мартенсита (15 %) – в центральной части изломов, где доминируют ямки отрыва.

Отсутствие ε -мартенсита на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении авторы связывают с незначительным для данного вида нагружения давлением сжатия, меньшим, чем в процессе ИПДК, при котором рентгеноструктурный анализ фиксирует в данной стали ε -мартенсит.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН; 2013:720.
- Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Фесенюк М.В., Клевцова Н.А., Тюрков М.Н., Абрамова М.М., Рааб Г.И. Прочность и механизм разрушения при кручении ультрамелкозернистой аустенитной стали медицинского назначения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(11):832–838. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>
- Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Fesenyuk M.V., Klevtsova N.A., Tyur'kov M.N., Abramova M.M., Raab G.I. Strength and fracture mechanism during torsion of ultrafine-grained austenitic steel for medical applications. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):832–838. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>
- Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Peregudov A.A. Research of properties of austenitic steels. *Key Engineering Materials*. 2021;(887):242–246. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.887.242>
- Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A., Enikeev N.A., Pigaleva I.N., Abramova M.M., Frolova O.A. Effect of severe plastic deformation on martensitic transformations in a metastable austenitic steel. *Letters on Materials*. 2023;13(4s):397–402.
- Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. Москва: Академия Естествознания; 2005:155.
- Lecroissey F., Pineau A. Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe–Ni–Cr–C system. *Metallurgical Transactions*. 1972;3:387–396. <https://doi.org/10.1007/BF02642042>
- Ullrich C., Eckner R., Krüger L., Martin S., Klemm V., Rafaja D. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;649:390–399. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.021>
- Das A. Magnetic properties of cyclically deformed austenite. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2014;361:232–242. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2014.02.006>
- Park M.C., Yun J.Y., Shin G.S., Kim S.J. Strain-induced α' - ε -martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe–Cr–C–Mn–Ni alloys. *Tribology Letters*. 2014;54(1):51–58. <https://doi.org/10.1007/s11249-014-0306-3>
- Korshunov L.G., Chernenko N.L. Effect of $\gamma \rightarrow \varepsilon$ martensitic transformation the tribological properties of chromium–manganese austenitic steels. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2019;(5):48–59. <https://doi.org/10.17804/2410-9908.2019.5.048-059>
- Hans-Jocnen V. Mechanische Eigenschaften austenitischer, kohlenstoffarmer Cr–Ni–Stahl. *Neue Hütte*. 1970;15(4):234–237. (In Germ.).
- Bhattacharya K. Microstructure of Martensite: Why It Forms and How It Gives Rise to the Shape-Memory Effect: Oxford Series on Materials Modelling. Oxford University Press; 2004:323.
- Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;312(1-2):207–218. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01877-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01877-3)
- Cakmak E., Vogel S., Choo H. Effect of martensitic phase transformation on the hardening behavior and texture evolution in a 304L stainless steel under compression at liquid nitrogen temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;589:235–241. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.093>
- Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons; 2014:440.
- Li J.G., Umemoto M., Todaka Y., Fujisaku K., Tsuchiya K. The dynamic phase transformation and formation of nanocrystalline structure in SUS304 austenitic stainless steel subjected to high pressure torsion. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2008;18:577–582.
- Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Zahozheva M.I., Korznikov A.V. Direct and reverse martensitic transformation and formation of nanostructured states during severe plastic deformation of metastable austenitic stainless steel. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2012;31:47–53.

18. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва: МИСИС; 1998:400.
19. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. Москва: ВНИИНМАШ Госстандарта России; 1994:28.
20. Агеев Н.В., Бабарэко А.А., Бецофен С.Я. Описание текстуры методом обратных полюсных фигур. *Известия АН СССР. Металлы*. 1974;(1):94–97.
Ageev N.V., Babareko A.A., Betzofen S.Ya. Texture description using the inverse pole figures method. *Izvestiya of the USSR Academy of Sciences. Metals*. 1974;(1):94–97. (In Russ.).

Сведения об авторах

Наталья Артуровна Клевцова, д.т.н., доцент, профессор кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

ORCID: 0000-0001-8667-656X

E-mail: inshtet@mail.ru

Руслан Зуфарович Валиев, д.ф.-м.н., профессор, директор НИИ физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий

ORCID: 0000-0003-4340-4067

E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Геннадий Всеволодович Клевцов, д.т.н., профессор кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

ORCID: 0000-0002-4928-7415

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Максим Викторович Фесенюк, к.т.н., начальник отдела, АО «ПО «Стрела»

ORCID: 0000-0002-4584-6638

E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Ирина Николаевна Пигалева, заведующий лабораториями кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

E-mail: irina1.985@mail.ru

Вадим Михайлович Балашов, магистрант кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

E-mail: zeus348@mail.ru

Information about the Authors

Natal'ya A. Klevtsova, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

ORCID: 0000-0001-8667-656X

E-mail: inshtet@mail.ru

Ruslan Z. Valiev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Director of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa University of Science and Technology

ORCID: 0000-0003-4340-4067

E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Gennadii V. Klevtsov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

ORCID: 0000-0002-4928-7415

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Maksim V. Fesenyuk, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Division, JSC Production Association "Strela"

ORCID: 0000-0002-4584-6638

E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Irina N. Pigaleva, Head of Laboratories of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

E-mail: irina1.985@mail.ru

Vadim M. Balashov, MA Student of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

E-mail: zeus348@mail.ru

Вклад авторов

Н. А. Клевцова – планирование и организация эксперимента, оформление статьи.

Р. З. Валиев – получение стали в УМЗ состоянии.

Г. В. Клевцов – рентгеноструктурный фазовый анализ поверхности изломов стали.

М. В. Фесенюк – проведение испытания образцов на кручение.

И. Н. Пигалева – изготовление и подготовка образцов из КЗ и УМЗ стали для испытания.

В. М. Балашов – расчет прочностных свойств КЗ и УМЗ стали и фазового состава при кручении.

Contribution of the Authors

N. A. Klevtsova – planning and organizing the experiment, writing the text.

R. Z. Valiev – obtaining steel in UMP condition.

G. V. Klevtsov – X-ray structural phase analysis of steel fracture surfaces.

M. V. Fesenyuk – conducting torsion testing of the samples.

I. N. Pigaleva – manufacturing and preparation of the samples from CG and UFG steel for testing.

V. M. Balashov – calculation of strength properties of CG and UFG steel and phase composition under torsion.

Поступила в редакцию 21.12.2024

После доработки 11.03.2025

Принята к публикации 23.04.2025

Received 21.12.2024

Revised 11.03.2025

Accepted 23.04.2025



УДК 669.162.275.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-287-296



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ОКСИДА БОРА НА ВЯЗКОСТЬ И ТЕМПЕРАТУРУ ПЛАВЛЕНИЯ СИСТЕМЫ CaO – SiO₂ – Al₂O₃ – MgO

А. С. Вусихис¹, М. А. Михеенков¹, Л. И. Леонтьев^{1, 2, 3},
С. Н. Агафонов¹

¹ Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН (620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

³ Президиум РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 32а)

✉ AgafonovS@yandex.ru

Аннотация. Доля местного железорудного сырья металлургических предприятий Уральского региона составляет 50 – 60 %. Остальное завозится из Центральной России, Кольского полуострова и Казахстана. Вопрос замены привозного сырья на местное, более дешевое, является весьма актуальным. Добыча сидеритовой железной руды Бакальского месторождения (Южный Урал), запасы которой составляют около 1 млрд т, во много раз меньше, чем это позволяют горно-геологические условия, что связано с незначительным спросом на это сырье из-за низкого качества. Высокое содержание в руде оксида магния делает затруднительным или невозможным ведение доменной плавки с использованием более 20 % сидеритов в шихте. Основой любого доменного шлака является четырехкомпонентная система CaO–SiO₂–Al₂O₃–MgO состава, мас. %: 30 – 40 SiO₂, 31 – 49 CaO, 3 – 18 MgO, 7 – 20 Al₂O₃. Температура плавления таких шлаков составляет 1280 – 1320 °С. При температуре 1450 °С их вязкость имеет значение ~0,5 Па·с. Увеличение содержания оксида магния (>20 %) приводит к резкому повышению температуры плавления шлаков, сокращает интервал кристаллизации и делает их нестабильными. В связи с этим материалы, изготовленные из сидеритовой руды с использованием различных технологий подготовки их к доменной плавке (сырая руда, обжиг-магнитное обогащение, агломерация), вводят в шихту только в качестве добавок. Их доля не превышает 20 %. С использованием современных методов статистической обработки экспериментальных данных изучено влияние борного ангидрида на вязкость высокомагнезиальных доменных шлаков, содержащих 15 – 36 % MgO. Показано, что добавление борного ангидрида в исходную шихту позволяет снизить температуру плавления шлака и увеличить интервал кристаллизации. Это дает возможность вести доменную плавку на шлаках, содержащих около 40 % MgO, что соответствует доле сидерита 40 – 50 % в исходной шихте.

Ключевые слова: доменный шлак, вязкость, температура плавления, сидеритовая руда, оксид магния, оксид бора, моделирование, доменная плавка

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда по проекту № 25-29-00363 с использованием оборудования ЦКП «Урал-М».

Для цитирования: Вусихис А.С., Михеенков М.А., Леонтьев Л.И., Агафонов С.Н. Влияние добавок оксида бора на вязкость и температуру плавления системы CaO – SiO₂ – Al₂O₃ – MgO. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):287–296.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-287-296>

EFFECT OF BORON OXIDE ADDITIVES ON VISCOSITY AND MELTING POINT OF THE $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ SYSTEM

A. S. Vusikhis¹, M. A. Mikheenkova¹, L. I. Leont'ev^{1, 2, 3},S. N. Agafonov¹✉¹ Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsen Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)² National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)³ Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences) (32a Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ AgafonovS@yandex.ru

Abstract. The share of local iron ore raw materials of metallurgical enterprises of the Ural region is 50 – 60 %. The rest is brought from Central Russia, the Kola Peninsula and Kazakhstan. The issue of replacing imported raw materials with local, cheaper ones, is very relevant. The extraction of siderite iron ore of the Bakalskoye deposit (Southern Urals), the reserves of which are about 1 billion tons, is many times less than the mining and geological conditions allow because of the insignificant demand for this raw material due to its low quality. The high content of magnesium oxide in the ore makes blast furnace smelting difficult or impossible using more than 20 % of siderites in the charge. The basis of any blast furnace slag is a four-component system $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ with the following composition, wt. %: 30 – 40 SiO_2 , 31 – 49 CaO , 3 – 18 MgO , 7 – 20 Al_2O_3 . The melting point of such slags is 1280 – 1320 °C. At a temperature of 1450 °C, their viscosity is about 0.5 Pa·s. An increase in the magnesium oxide content (>20 %) leads to a sharp increase in melting point of the slags, reduces the crystallization interval and makes them unstable. In this regard, the materials made from siderite ore using various technologies for preparing them for blast furnace smelting (raw ore, roasting-magnetic separation, agglomeration) are introduced into the blast furnace charge only as additives. Their share does not exceed 20 %. The effect of boric anhydride on the viscosity of high-magnesia blast furnace slags containing 15 – 36 % MgO was studied using modern methods of statistical processing of experimental data. It was shown that addition of boric anhydride to the initial charge allows to reduce the melting point of the slag and to increase the crystallization interval. This makes it possible to conduct blast furnace smelting on slags containing about 40 % MgO , which corresponds to a siderite share of 40 – 50 % in the initial charge.

Keywords: blast furnace slag, viscosity, melting point, siderite ore, magnesium oxide, boron oxide, modeling, blast furnace smelting

Acknowledgements: The work was performed with the support of the Russian Science Foundation under project No. 25-29-00363 using the equipment of the Ural-M Common Use Center.

For citation: Vusikhis A.S., Mikheenkova M.A., Leont'ev L.I., Agafonov S.N. Effect of boron oxide additives on viscosity and melting point of the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):287–296. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-287-296>

ВВЕДЕНИЕ

Шлак, образующийся в процессе доменной плавки, для обеспечения ее успешного хода должен обладать устойчивыми физико-химическими свойствами, слабо изменяющимися при колебаниях химического состава и температуры.

Вязкость шлакового расплава является одним из важнейших физико-химических свойств, определяющих стабильность работы и производительность доменной печи. Конечный доменный шлак должен обладать хорошей текучестью при выпуске из печи. При температурах, соответствующих температуре выпуска передельного чугуна (от 1450 до 1550 °C), его вязкость должна составлять около 0,5 Па·с [1; 2].

В шлаках переход от твердого состояния к жидкому происходит в определенном интервале температур, поэтому температура плавления ($T_{\text{пл}}$) – величина условная. Теоретической мерой температуры плавления является температура ликвидуса ($T_{\text{л}}$) – температура полного исчезновения твердой фазы при нагреве. Практической

мерой этой температуры выступает температура, при которой шлак начинает свободно вытекать из коксовой насадки, что возможно, когда его вязкость становится менее 2,5 Па·с. Обычно она ниже температуры на выпуске на 200 – 300 °C и составляет 1250 – 1350 °C [3].

Большое влияние на вязкость шлака оказывает его химический состав, который определяется химическим и минералогическим составами пустой породы железных руд, флюсов и золы кокса, зависит от характера процесса доменной плавки и теплового состояния печи, а также от сорта выплавляемого чугуна. Содержание основных компонентов конечных шлаков при выплавке чугунов на большей части предприятий России, Украины, Европы и Америки составляет, мас. %: 30 – 40 SiO_2 , 31 – 49 CaO , 3 – 18 MgO , 7 – 20 Al_2O_3 , в незначительных количествах присутствуют MnO (0,1 – 3,0 %), FeO (0,2 – 0,8 %), S (0,8 – 2,2 %) [4; 5]. Без учета примесных оксидов (MnO , FeO , S) можно с высокой степенью достоверности принять, что в основе любого доменного шлака лежит четырехкомпонентная система $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$.

Взаимосвязь с основными компонентами шлака (CaO, SiO₂, Al₂O₃, MgO) зависимости его вязкости от температуры рассмотрена в исследованиях, результаты которых представлены в большом количестве работ.

В таких расплавах, содержащих менее 15 % глинозема, увеличение основности (R) от 0,6 до 1,5, а доли оксида магния от 0 до 20 % приводит к росту температуры плавления до 1350 – 1400 °C и уменьшению интервала температур загустевания. Шлаки становятся более короткими. При температурах ниже 1400 °C шлаки, содержащие более 25 % MgO, не текучи [6 – 9].

Изменение доли MgO с 0 до 25 % в шлаке с основностью в интервале 0,6 – 1,5 приводит к уменьшению вязкости до определенного минимума, область составов которого зависит от содержания глинозема и температуры, причем в кислых шлаках вязкость снижается интенсивнее, чем в основных [10].

В шлаках, содержащих 5 % оксида алюминия, минимальная вязкость, соответствующая температуре 1500 °C, составляет 0,15 Па·с в области составов $R \sim 0,9 - 1,1$, 17 – 20 % MgO, 36 – 38 % SiO₂. Снижение температуры до 1400 °C приводит к увеличению минимальной вязкости до 0,35 Па·с и расширению области ее достижения по содержанию MgO до 13 – 20 %, сдвигая в сторону более кислых шлаков с 39 – 41 % SiO₂.

Увеличение содержания глинозема до 10 % повышает минимальную вязкость. С уменьшением температуры с 1500 до 1400 °C она увеличивается с 0,2 до 0,3 Па·с, а область составов ее достижения уменьшается с $R \sim 0,8 - 1,2$, 13 – 24 % MgO, 35 – 40 % SiO₂ (1500 °C) до $R \sim 1,05 - 1,2$, 14 – 16 % MgO, 39 – 41 % SiO₂ (1400 °C) соответственно.

При 15 % Al₂O₃ происходит дальнейшее увеличение минимальной вязкости с 0,30 до 0,55 Па·с и уменьшение соответствующей ей области составов с $R \sim 0,9 - 1,2$, 15 – 26 % MgO, 30 – 33 % SiO₂ до $R \sim 0,8 - 1,05$, 18 – 22 % MgO, 33 – 35 % SiO₂ при снижении температуры от 1500 до 1400 °C. С ростом содержания MgO особенно резко снижается вязкость кислых шлаков, содержащих 25 – 35 % CaO. В таких шлаках с $R \sim 0,5 - 0,8$, содержащих 13 – 18 % Al₂O₃ и 16 – 25 % MgO, шлаки достаточно подвижны при 1350 – 1400 °C.

В шлаках, содержащих 20 % Al₂O₃, в интервале $R \sim 1,2 - 1,5$ температура плавления выше 1500 °C при любых содержаниях MgO. Если $R \sim 1,1 - 1,2$, кристаллизация происходит при >16 % MgO, с уменьшением R до 0,6 критическое содержание MgO увеличивается до 20 %. Если отношение MgO/Al₂O₃ $\sim 0,5$, то при $R \sim 1,1 - 1,2$ $T_{\text{д}}$ близко к 1450 °C, уменьшение R до 0,6 снижает $T_{\text{д}}$ до 1350 °C. В таких шлаках минимальная вязкость меняется от 0,4 Па·с (1500 °C) до 1,0 Па·с (1400 °C) при содержании SiO₂ 34 – 36 % [11 – 13].

Анализ приведенных данных показывает, что в шлаках с основностью менее 1,0 содержание MgO может достигать 15 – 20 %, не вызывая больших затруднений

в плавке, поскольку шлаки достаточно текучи и плавятся при температуре ниже 1350 °C. Согласно расчетам [14], такие шлаки образуются из шихты доменной плавки, содержащей порядка 20 – 30 % сидеритов, в составе которых имеется 10 – 15 % MgO. Дальнейшее увеличение содержания оксида магния приводит к резкому росту температуры плавления шлаков, делает их короткими и неустойчивыми. Плавка на такой шихте затруднительна или невозможна.

Доля оксида магния в пустой породе сидеритов составляет около 50 % [15 – 17]. В связи с этим в доменной плавке их используют в виде добавок как непосредственно в исходную шихту, так и при производстве агломерата. Ведение процесса на моношихте из бакальских сидеритов невозможно, поскольку образующиеся шлаки будут обладать очень высокой температурой плавления. В то же время известно [18 – 21], что добавка в доменные шлаки оксида бора снижает их вязкость во всем диапазоне температур и делает их более длинными.

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

С помощью балансовой логико-статистической модели, допуская возможность проведения доменной плавки при увеличении содержания оксида магния в шлаке от 15 до 30 % за счет добавок 50 % концентрата обжиг-магнитного обогащения (ОК), оценили влияние добавок 1 – 3 % B₂O₃ на ее показатели [14].

Согласно расчетам, показатели плавки меняются незначительно, в пределах 3 %. Производительность снижается, а расход кокса и общий расход руды увеличиваются. Добавление B₂O₃ приводит к уменьшению содержания в шлаке всех оксидных составляющих, в том числе MgO, и появлению B₂O₃.

Для оценки влияния добавок оксида бора на вязкость и температуру плавления системы CaO–SiO₂–Al₂O₃–MgO был использован симплекс-решетчатый метод планирования эксперимента, который способен дать картину процесса, максимально приближенную к реальной, так как учитывает одновременное влияние всех меняющихся факторов.

По диаграммам состав – свойства, которые являются геометрическим изображением многокомпонентной равновесной системы, состоящим из концентрационного элемента диаграммы, описывающего химический состав системы, и геометрического комплекса свойств (поверхность отклика), представляющего собой совокупность точек, линий, либо поверхностей, располагающегося над ним, можно получить информацию о количественных значениях какого-либо свойства, соответствующего определенному составу многокомпонентных систем.

Однако для построения таких диаграмм необходимо проведение большого числа опытов, выявляющих зависимость изучаемых свойств от химического состава многокомпонентной системы.

Трудоемкость экспериментальных исследований требует оптимизации количества опытов. Для этого проводится планирование эксперимента путем построения математической модели объекта, позволяющей анализировать влияние различных составляющих на исследуемое свойство, т. е. получить достаточно полную информацию при минимально возможных затратах. Это дает возможность существенно сократить число экспериментов и получить требуемые результаты с достаточной степенью достоверности. К таким методам относится, в частности, метод симплексных решеток, позволяющий выразить аналитически зависимости свойств от состава в виде непрерывной функции [22].

При симплекс-решетчатом методе планирования эксперимента предполагается, что свойства любой смеси компонентов зависят только от их соотношения, а не от общего количества смеси. Примером таких свойств являются плотность, поверхностные свойства, вязкость, удельная электропроводность гомогенных металлических и шлаковых расплавов, растворимость

газов в смеси растворителей, а также водородный показатель смеси водных растворов при условии неизменности их фазового состава.

Подготовка матрицы планирования эксперимента предназначена для изучения методов планирования, проведения и статистической обработки результатов экспериментов.

При построении матрицы эксперимента исходили из допущения возможности аппроксимации искомой зависимости в виде полиномиальной модели третьей степени с начальными условиями:

$$\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} = R = 0,9 \div 1,2; \text{MgO} = 15 - 36 \%; \\ \text{B}_2\text{O}_3 = 0 - 15 \%; \text{Al}_2\text{O}_3 = 5 - 20 \%.$$

При определении начальных условий основывались на том, что, согласно расчетам, при изменении доли сидеритов в шихте от 0 до 50 % содержания SiO_2 и MgO увеличиваются от 35 до 38 % и от 9 до 36 %, а CaO

Таблица 1. Матрица эксперимента

Table 1. Experiment matrix

Номер смеси	Состав смеси				Индекс шлака	Состав смеси				Состав шлака				
	X1	X2	X3	X4		R	MgO	B ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	B ₂ O ₃	Al ₂ O ₃
1	1	0	0	0	Y1	1,2	15	0	5	43,6	36,4	15,0	0	5,0
2	0	1	0	0	Y2	0,9	36	0	5	27,9	31,1	36,0	0	5,0
3	0	0	1	0	Y3	0,9	15	15	5	30,8	34,2	15,0	15,0	5,0
4	0	0	0	1	Y4	0,9	15	0	20	30,8	34,2	15,0	0	20,0
5	0,333	0,667	0	0	Y122	1,0	29	0	5	33,0	33,0	29,0	0	5,0
6	0,333	0	0,667	0	Y133	1,0	15	10	5	35,0	35,0	15,0	10,0	5,0
7	0,333	0	0	0,667	Y144	1,0	15	0	15	35,0	35,0	15,0	0	15,0
8	0	0,333	0,667	0	Y233	0,9	22	10	5	29,8	33,2	22,0	10,0	5,0
9	0	0,333	0	0,667	Y244	0,9	22	0	15	29,8	33,2	22,0	0	15,0
10	0	0	0,333	0,667	Y344	0,9	15	5	15	30,8	34,2	15,0	5,0	15,0
11	0,667	0,333	0	0	Y112	1,1	22	0	5	38,2	34,8	22,0	0	5,0
12	0,667	0	0,333	0	Y113	1,1	15	5	5	39,3	35,7	15,0	5,0	5,0
13	0,667	0	0	0,333	Y114	1,1	15	0	10	39,3	35,7	15,0	0	10,0
14	0	0,667	0,333	0	Y223	0,9	29	5	5	28,9	32,1	29,0	5,0	5,0
15	0	0,667	0	0,333	Y224	0,9	29	0	10	28,9	32,1	29,0	0	10,0
16	0	0	0,667	0,333	Y334	0,9	15	10	10	30,8	34,2	15,0	10,0	10,0
17	0,333	0,333	0,333	0	Y123	1,0	22	5	5	34,0	34,0	22,0	5,0	5,0
18	0,333	0,333	0	0,333	Y124	1,0	22	0	10	34,0	34,0	22,0	0	10,0
19	0,333	0	0,333	0,333	Y134	1,0	15	5	10	35,0	35,0	15,0	5,0	10,0
20	0	0,333	0,333	0,333	Y234	0,9	22	5	10	29,8	33,2	22,0	5,0	10,0
21	0,625	0,125	0,125	0,125	Y1112	1,0875	17,625	1,875	6,875	38,4	35,3	17,6	1,9	6,9
22	0,125	0,625	0,125	0,125	Y2221	0,9375	28,125	1,875	6,875	30,5	32,6	28,1	1,9	6,9
23	0,125	0,125	0,625	0,125	Y3331	0,9375	17,625	9,375	6,875	32,0	34,1	17,6	9,4	6,9
24	0,125	0,125	0,125	0,625	Y4441	0,9375	17,625	1,875	14,375	32,0	34,1	17,6	1,9	14,4
25	0,250	0,250	0,250	0,250	Y1234	0,9750	20,250	3,750	8,750	33,2	34,1	20,3	3,8	8,8

и Al₂O₃ уменьшаются от 40 до 17 % и от 14 до 8 % соответственно. Добавка до 3 % борного ангидрида в шихту приводит к появлению до 15 % B₂O₃ в конечном шлаке.

Учитывая то, что MgO обладает значительно меньшей десульфуризирующей способностью, чем CaO, приняли, что основность должна быть в интервале 0,9 – 1,2. Содержание в доменном шлаке MgO меняется в интервале 15 – 36 %, так как количество MgO менее 15 % слабо влияет на ход плавки. В подавляющем большинстве конечных доменных шлаков при выплавке чугунов в РФ и странах Запада содержание Al₂O₃ меняется от 5 до 20 %.

Таким образом, исследуемая область составов в полной пятикомпонентной системе CaO–SiO₂–Al₂O₃–MgO–B₂O₃ представлена тетраэдром, вершинами которого являются псевдокомпоненты Y₁; Y₂; Y₃ и Y₄. Для изготовления опытных шлаков, согласно матрице планирования эксперимента, рассчитано точное содержание каждого компонента в шлаке соответствующего состава (табл. 1).

Для проведения экспериментов предварительно были изготовлены синтетические шлаки, содержащие CaO и SiO₂ в соотношении $R = 0,9 \div 1,2$. Взятый для экспериментов оксид кальция (ЧДА) предварительно прокален в муфельной печи при температуре 910 °C в течение 6 ч. Исходные образцы готовили нагревом и плавлением в графитовом тигле смеси оксидов

(CaO–SiO₂) при температуре 1500 – 1550 °C (выдержка 30 мин). Расплав выливали в изложницу и охлаждали.

Полученные шлаки смешивали в соответствующих пропорциях с оксидом магния, прокаленным при 400 °C, оксидом алюминия и борным ангидридом, перед этим проплавленным в печи угольного сопротивления при 900 °C в течение 4 ч. Полученные смеси плавил в графитовом тигле при температуре 1500 – 1550 °C (выдержка 30 мин), выливали в изложницу, охлаждали и измельчали.

Из порошков брикетировали таблетки, помещали их в молибденовый тигель, нагревали до 1550 °C и проводили измерения вязкости. Для этого использовали вибрационный вискозиметр, работающий в режиме вынужденных колебаний [23; 24] с фиксацией температуры расплава вольфрам-ренийовой термпарой. Измерительный щуп был изготовлен из молибдена. Процесс осуществляли в режиме охлаждения со скоростью 5 – 7 °C/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты экспериментов представлены в табл. 2 и на рис. 1 – 4.

На рис. 1 показаны изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания B₂O₃ от 0 до 10 %. В соот-

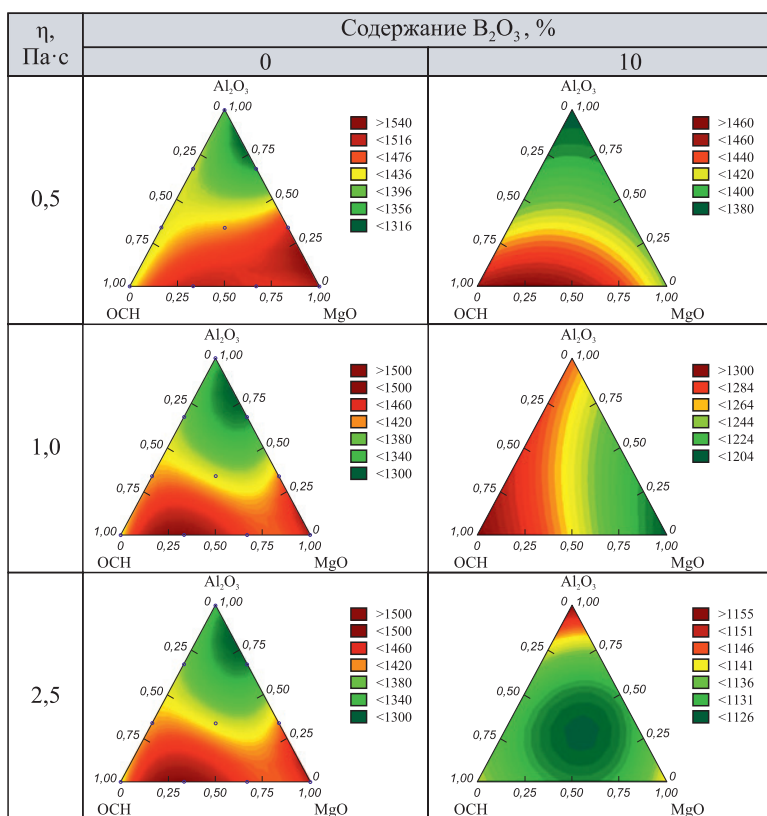


Рис. 1. Изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания B₂O₃ от 0 до 10 %

Fig. 1. Isolines of the temperature response function at which a given viscosity is achieved with an increase in B₂O₃ content from 0 to 10 %

Таблица 2. Результаты экспериментов

Table 2. Experimental results

Номер смеси	Температура шлага, °С при вязкости, Па·с					Вязкость шлага, Па·с при температуре, °С				
	0,4	0,5	0,6	1,0	2,5 ($T_{пл}$)	1550	1500	1450	1400	1350
1	1449	1434	1422	1398	1378	0,120	0,188	0,350	0,680	–
2	1554	1532	1510	1475	1462	0,432	0,651	5,102	–	–
3	1430	1380	1317	1200	1130	0,124	0,295	0,384	0,461	0,548
4	1422	1388	1372	1340	1290	0,162	0,215	0,264	0,461	0,900
5	1532	1513	1479	1448	1440	0,295	0,567	0,807	–	–
6	1545	1493	1430	1323	1140	0,384	0,478	0,548	0,629	0,750
7	1435	1418	1400	1378	1335	0,137	0,210	0,374	0,601	1,314
8	1426	1433	1386	1204	1137	0,124	0,232	0,369	0,461	0,495
9	1350	1330	1319	1314	1306	0,490	0,071	0,113	0,215	0,392
10	1399	1373	1354	1310	1210	0,600	0,103	0,198	0,384	0,629
11	1515	1493	1498	1485	1450	0,287	0,542	2,427	–	–
12	1350	1290	1275	1260	1248	0,110	0,124	0,174	0,315	0,404
13	1435	1409	1407	1398	1387	0,150	0,243	0,364	0,836	7,000
14	1358	1357	1356	1350	1340	0,082	0,096	0,096	0,110	0,994
15	1535	1510	1490	1420	1403	0,305	0,550	0,842	2,800	–
16	1545	1407	1360	1276	1150	0,384	0,461	0,461	0,530	0,608
17	1455	1430	1392	1333	1270	0,174	0,305	0,414	0,536	0,857
18	1510	1454	1420	1397	1388	0,370	0,403	0,524	0,730	1,200
19	1380	1348	1330	1291	1200	0,082	0,215	0,215	0,355	0,478
20	1490	1410	1380	1320	1225	0,248	0,355	0,478	0,548	0,868
21	1418	1416	1415	1409	1400	0,103	0,143	0,198	2,350	–
22	1440	1410	1397	1389	1378	0,105	0,162	0,399	0,495	–
23	1360	1322	1290	1243	1150	0,124	0,162	0,248	0,355	0,414
24	1378	1362	1337	1300	1240	0,103	0,162	0,215	0,325	0,530
25	1426	1377	1356	1282	1258	0,162	0,221	0,335	0,456	0,659

ветствии с результатами, приведенными на рис. 1, видно, что при увеличении содержания в шлаке B_2O_3 , в области симплекса с высоким содержанием MgO , она достигается при меньшей температуре.

На рис. 2 показаны изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении основности шлага от 0,9 до 1,1 ед. В соответствии с результатами, приведенными на рис. 2, видно, что при увеличении основности шлага, в областях симплекса с высоким содержанием MgO и Al_2O_3 , требуемая вязкость достигается при более высокой температуре. При этом, в области симплекса с высоким содержанием B_2O_3 , вне зависимости от основности шлага, требуемая вязкость достигается при достаточно низких температурах – от 1100 до 1300 °С.

На рис. 3 показаны изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания MgO от 15 до 29 %.

Результаты испытаний, приведенные на рис. 3, свидетельствуют, что, несмотря на увеличение MgO в шлаке почти в 2 раза, в области симплекса с максимальным содержанием B_2O_3 , для достижения температуры заданной вязкости требуется незначительное увеличение температуры, не превышающее при минимальной вязкости 1380 °С и 1340 °С при максимальной вязкости.

На рис. 4 показаны изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания Al_2O_3 от 5 до 15 %.

Результаты испытаний, приведенные на рис. 4, свидетельствуют, что увеличение содержания в шлаке содержания Al_2O_3 приводит к снижению температуры достижения требуемой вязкости в области симплекса с максимальным содержанием MgO . Еще больше эта температура снижается при увеличении содержания в шлаке B_2O_3 .

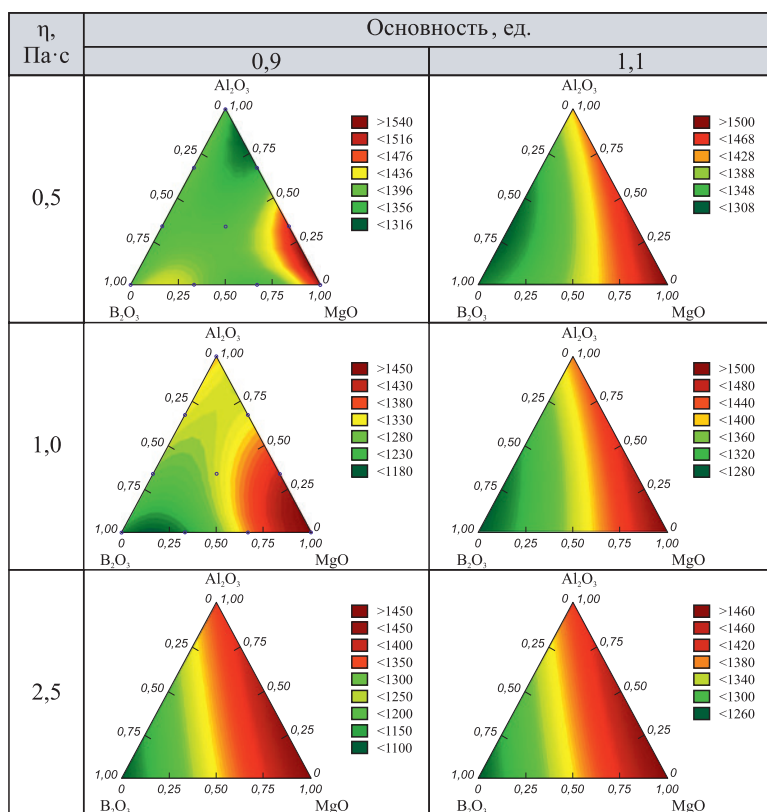


Рис. 2. Изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении основности от 0,9 до 1,1 ед.

Fig. 2. Isolines of the temperature response function at which a given viscosity is achieved with an increase in basicity from 0.9 to 1.1 units

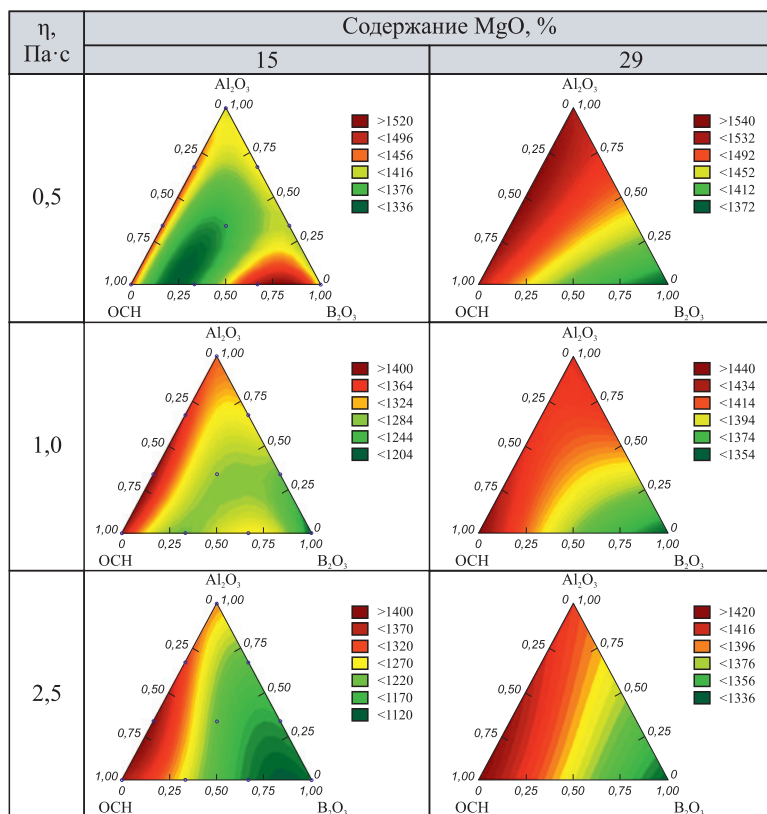


Рис. 3. Изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания MgO от 15 до 29 %

Fig. 3. Isolines of the temperature response function at which a given viscosity is achieved with an increase in MgO content from 15 to 29 %

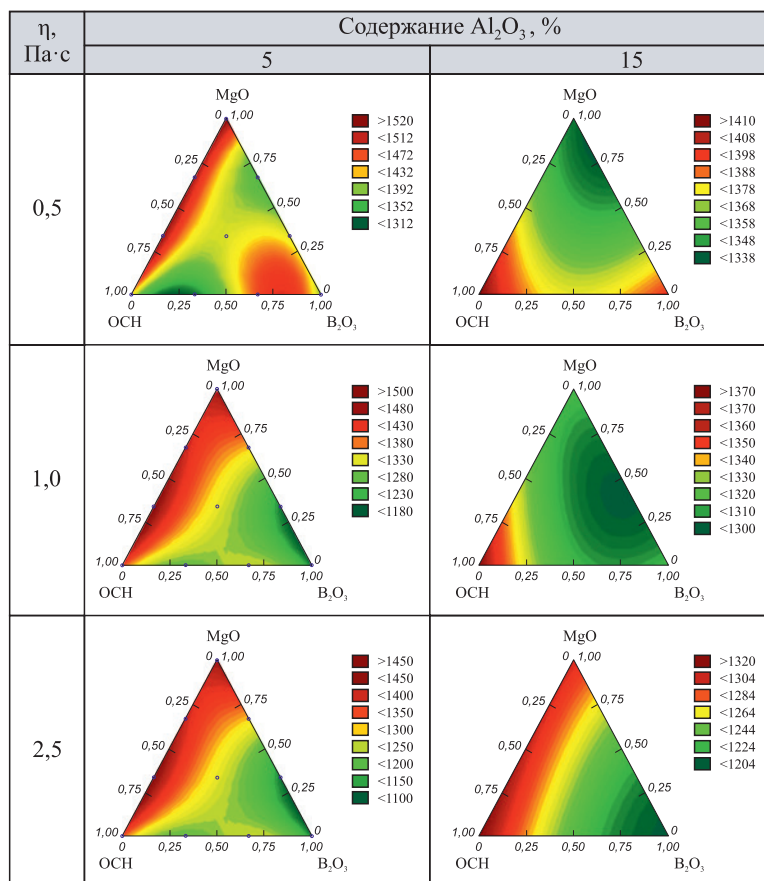


Рис. 4. Изолинии функции отклика температуры, при которой достигается заданная вязкость, при увеличении содержания Al_2O_3 от 5 до 15 %

Fig. 4. Isolines of the temperature response function at which a given viscosity is achieved with an increase in Al_2O_3 content from 5 to 15 %

Во всем диапазоне составов исследованных расплавов системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$ в отсутствии борного ангидрида температура, принятая за температуру плавления шлака (вязкость 2,5 Па·с), выше 1390 °С. При основности менее 1,1, содержании MgO менее 20 %, а Al_2O_3 более 10 % она находится в интервале 1300–1400 °С, а вязкость 0,5 Па·с, соответствующая вязкости шлака на выпуске, достигается при температурах 1300–1440 °С при любой основности, если содержание MgO менее 20 %, а соотношение $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$ более 0,5. Причем, чем выше это соотношение, тем ниже температура. Это говорит о том, что доменная плавка на шлаках такого состава будет протекать без затруднений.

Дальнейшее увеличение содержания оксида магния приводит к резкому увеличению температуры плавления вплоть до 1500 °С с уменьшением интервала кристаллизации, а температуры, при которых достигается вязкость на выпуске, повышаются вплоть до 1540 °С при росте содержания оксида магния до 36 %, что делает плавку на таких шлаках затруднительной или невозможной.

Добавки B_2O_3 приводят к тому, что температура, при которой вязкость расплава равна 2,5 Па·с, снижается, и при содержании в расплаве 15 % B_2O_3 составляет

менее 1150 °С. При наличии борного ангидрида шлаки становятся длинными и устойчивыми.

Выводы

В настоящее время в большинстве доменных шлаков содержание основных компонентов составляет, мас. %: 30–40 SiO_2 , 31–49 CaO , 3–18 MgO , 7–20 Al_2O_3 , в незначительных количествах присутствуют MnO (0,1–3,0 %), FeO (0,2–0,8 %), S (0,8–2,2 %). Такие шлаки жидкоподвижны (вязкость менее 0,5 Па·с) при температуре выше 1450 °С. Увеличение содержания оксида магния (>25 %) делает их короткими и тугоплавкими, поэтому доменная плавка на таких шлаках затруднительна. В связи с этим в шихту доменной плавки материалы, изготовленные из сидеритовой руды, по различным технологиям подготовки их к доменной плавке (сырая руда, обжиг-магнитное обогащение, агломерация) вводят только в качестве добавок. Их доля в исходной шихте составляет менее 20 % и подбирается таким образом, чтобы содержание MgO в образующемся шлаке не превышало 15–20 %.

Добавление в исходную шихту материалов, содержащих борный ангидрид, позволяет снизить температуру плавления шлака. Это делает возможным веде-

ние доменной плавки на шлаках, содержащих около 40 % MgO, что соответствует доле сидеритов в исходной шихте 40–50 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е. Металлургия чугуна. Москва: Металлургия; 1988:308–323.
- Вегман Е.Ф., Жеребин Б.Н., Похвиснев А.Н., Юсфин Ю.С., Курунов И.Ф., Пареньков А.Е., Черноусов П.И. Металлургия чугуна. Москва: ИКЦ «Академкнига»; 2004:774.
- Приходько Э.В., Тогобицкая Д.Н. Физико-химические проблемы формирования расплавов в доменной печи / *Познание процессов доменной плавки* / Под ред. Большакова В.И. и Товаровского И.Г. Днепропетровск: Пороги; 2006:248–276.
- Плискановский С.Т., Полтавец В.В. Оборудование и эксплуатация доменных печей. Днепропетровск: Пороги; 2004:495.
- Badich A., Senk D., Gudenau H.W., Mavrommatis K.Th. Ironmaking. Aachen: RWTH Aachen University; 2008:402.
- Большакова Л.И., Жило Н.Л. Физические свойства высокомагнезиальных доменных шлаков при выплавке бакальских сидеритов // *Шлаковый режим доменных печей* / Под ред. Н.Л. Жило и М.Я. Остроухова. Москва: Металлургия; 1967:173–185.
- Жило Н.Л. Формирование и свойства доменных шлаков. Москва: Металлургия; 1974:120.
- Воскобойников В.Г., Дунаев Н.Е., Михалевич А.Г. и др. Свойства жидких доменных шлаков: Справочное пособие. Москва: Металлургия; 1975:182.
- Saito N., Hori N., Nakashima K., Mori K. Viscosity of blast furnace type slags. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2003;34(5):509–516. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0018-9>
- Kou M., Wu Sh., Ma X., Wang L., Chen M., Cai Q., Zhao B. Phase equilibrium studies of CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃ system with binary basicity of 1.5 related to blast furnace slag. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2016;47(2):1093–1102. <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0584-2>
- Liu Y., Lv X.W., Li B., Bai C.G. Relationship between structure and viscosity of CaO–SiO₂–MgO–30.00 wt.% Al₂O₃ slag by molecular dynamics simulation with FT-IR and Raman spectroscopy. *Ironmaking & Steelmaking*. 2018;45(6):492–501. <https://doi.org/10.1080/03019233.2017.1288309>
- Shen F., Hu X., Zheng H., Jiang X., Gao Q., Han H., Long F. Proper MgO/Al₂O₃ ratio in blast-furnace slag: Analysis of proper MgO/Al₂O₃ ratio based on observed data. *Metals*. 2020;10(6):784. <https://doi.org/10.3390/met10060784>
- Das K., Agrawal A., Reddy A.S., Ramma R.V. FactSage studies to identify the optimum slag regime for blast furnace operation. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2021;74:419–428. <https://doi.org/10.1007/s12666-020-02144-y>
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Агафонов С.Н. Оценка эффективности использования Бакальских сидеритов в доменной плавке. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(7):504–510. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-7-504-510>
- Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Agafonov S.N. Assessment of the efficiency of using Bakal siderites in blast furnace smelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(7):504–510. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-7-504-510>
- Красноборов В.А., Ярошевский С.Л., Денисов А.А., Рудин В.С., Бирючев В.И., Полушкин М.Ф. Эффективность и перспективы применения сидеритовых руд в доменной плавке. Донецк; 1996:88.
- Юрьев Б.П., Меламуд С.Г., Спирин Н.А., Шацилло В.В. Технологические и теплотехнические основы подготовки сидеритовых руд к металлургическим переделам. Екатеринбург: ООО АМК «День РА»; 2016:428.
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И. Применение сидеритовых руд при производстве чугуна и стали. Москва: Вологда: Инфра-Инженерия; 2022:116.
- Ren Sh., Zhang J., Wu L., Liu W., Bai Y., Xing X., Su B., Kong D. Influence of B₂O₃ on viscosity of high Ti-bearing blast furnace slag. *ISIJ International*. 2012;52(6):984–991. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.984>
- Kim G. H., Sohn I. Role of B₂O₃ on the viscosity and structure in the CaO–Al₂O₃–Na₂O-based system. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014;45(2):86–95. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9953-2>
- Wang G., Wang J.-S., Xue Q.-G. Properties of boron-rich slag separated from boron-bearing iron concentrate. *Journal of Central South University*. 2018;25(4):783–794. <https://doi.org/10.1007/s11771-018-3783-y>
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Гуляева Р.И., Сергеева С.В., Тюшняков С.Н. Влияние B₂O₃ на вязкость высокомагнезиальных доменных шлаков. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(1):89–96. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-1-89-96>
- Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Gulyaeva R.I., Sergeeva S.V., Tyushnyakov S.N. Effect of B₂O₃ on viscosity of high-magnesia blast furnace slag. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(1):89–96. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-1-89-96>
- Ким В.А., Николай Э.И., Акбердин А.А., Куликов И.С. Планирование эксперимента при исследовании физико-химических свойств металлургических шлаков: Методическое пособие. Алма-Ата: Наука; 1989:116.
- Selivanov E., Gulyaeva R., Istomin S., Tyushnyakov S., Bykov A., Belyaev V. Viscosity and thermal properties of slag in the process of autogenous smelting of copper–zinc concentrates. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*. 2015;124(2):88–95. <https://doi.org/10.1179/1743285514Y.00000000078>
- Vusikhis A.S., Selivanov E.N., Dmitriev A.N., Chentsov V.P., Ryabov V.V. Structure sensitive properties of system B₂O₃–CaO melts. *Defect and Diffusion Forum*. 2020;400:186–192. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.400.186>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Семенович Вусихис, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии цветных металлов, Институт металлургии УрО РАН

ORCID: 0000-0002-6395-0834

E-mail: vas58@mail.ru

Михаил Аркадьевич Михеенков, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории проблем техногенных образований, Институт металлургии УрО РАН

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН

ORCID: 0000-0002-4343-914X

E-mail: leo@presidium.ras.ru

Сергей Николаевич Агафонов, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории редких тугоплавких металлов, Институт металлургии УрО РАН

ORCID: 0000-0001-6731-3595

E-mail: agafonovs@ya.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

Mikhail A. Mikheenkoy, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of Problems of Man-Made Formations, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Leopol'd I. Leont'ev, Academician, Adviser, Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

ORCID: 0000-0002-4343-914X

E-mail: leo@presidium.ras.ru

Sergei N. Agafonov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Rare Refractory Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

ORCID: 0000-0001-6731-3595

E-mail: agafonovs@ya.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. С. Вусихис – постановка задачи исследования, проведение расчетов, подготовка текста, формирование выводов.

М. А. Михеенков – проведение расчетов, анализ результатов исследований.

Л. И. Леонтьев – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование статьи.

С. Н. Агафонов – проведение расчетов, проведение экспериментов.

A. S. Vusikhis – setting the research task, performing calculations, writing the text, formation of conclusions.

M. A. Mikheenkoy – performing calculations, analysis of the research results.

L. I. Leont'ev – scientific guidance, analysis of the research results, editing the article.

S. N. Agafonov – performing calculations, conducting the experiments.

Поступила в редакцию 24.03.2025

После доработки 01.04.2025

Принята к публикации 23.04.2025

Received 24.03.2025

Revised 01.04.2025

Accepted 23.04.2025

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-297-304



Оригинальная статья

Original article

ОПТИМИЗАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КЕРАМИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ В НЕЙ СТАЛЬНОЙ ОТЛИВКИ

А. И. Евстигнеев[✉], Д. В. Чернышова, В. И. Одинокоев,
Э. А. Дмитриев, А. А. Евстигнеева

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

✉ diss@knastu.ru

Аннотация. В статье приводится подробный анализ отечественных и зарубежных работ по исследованию напряженно-деформированного состояния в оболочковой форме (ОФ) при получении металлических отливок. Экспериментальные и теоретические исследования являются важными для совершенствования технологии получения качественных литейных изделий. В настоящей работе сформулирована и решена задача по снижению уровня напряженно-деформированного состояния в литейной керамической оболочковой форме путем уменьшения образующихся растягивающих напряжений на ее наружной поверхности за счет выполнения температурных швов (выточек). В качестве определяющего трещиностойкость параметра принимается нормальное растягивающее напряжение σ_{22} , возникающее на наружной поверхности ОФ в начальный момент заливки металла и охлаждения в ней стальной отливки. Рассматриваемая задача является осесимметричной. Оболочковая форма имеет сферические и цилиндрические участки. Авторы сформулировали целевую функцию, привели численную схему и разработанный алгоритм решения задачи на основе уравнений линейной теории упругости, уравнений теплопроводности и апробированных численных методов. Результатом решения модельной задачи являются найденное оптимальное геометрическое местоположение температурных швов в форме кольцевых выточек и их количество. Поля напряжений приводятся в виде эпюр по сечениям рассматриваемой области при наличии и отсутствии температурных швов. Для убедительности предлагаемого способа (выполнения температурных швов) в тестовом примере рассматривается наиболее жесткий вариант, в котором не используются установленные ранее в предыдущих работах факторы, влияющие на уменьшение растягивающих напряжений на внешней поверхности ОФ. Полученные результаты характеризуют стойкость керамической литейной формы к образованию трещин и демонстрируют целесообразность и эффективность предложенной технологии изготовления литейной керамической оболочковой формы.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, оболочковая форма, напряженное состояние, температурные швы, трещиностойкость, алгоритм решения, напряжение

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00214, <https://rscf.ru/project/24-29-00214/>.

Для цитирования: Евстигнеев А.И., Чернышова Д.В., Одинокоев В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеева А.А. Оптимизационное моделирование трещиностойкости керамической оболочковой формы при охлаждении в ней стальной отливки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):297–304. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-297-304>

OPTIMIZATION MODELING OF CRACK RESISTANCE OF CERAMIC SHELL MOLD DURING COOLING OF STEEL CASTING IN IT

A. I. Evstigneev[✉], D. V. Chernyshova, V. I. Odínokov,

E. A. Dmitriev, A. A. Evstigneeva

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

✉ diss@knastu.ru

Abstract. The article provides a detailed analysis of domestic and foreign research works on the stress-strain state in a shell mold during production of metal castings. Experimental and theoretical studies are important for improving the technology of producing high-quality foundry products. In this paper, the problem of reducing the stress-strain state in a cast ceramic shell mold is formulated and solved by reducing the resulting tensile stresses on its outer surface by performing temperature seams (recesses). The parameter determining crack resistance is the normal tensile stress σ_{22} , which occurs on the outer surface of the shell mold at the initial moment of casting the metal and cooling the steel casting in it. The problem under consideration is axisymmetric. The shell mold has spherical and cylindrical sections. The authors formulated the objective function, provided a numerical scheme and a developed algorithm for solving the problem based on the equations of linear elasticity theory, equations of thermal conductivity and proven numerical methods. The result of solving the model problem is the optimal geometric location of the temperature seams in the form of annular recesses and their number. Stress fields are shown in the form of plots along the sections of the area under consideration in the presence and absence of temperature seams. For the sake of convincing the proposed method (performing temperature seams), the test example considers the most rigid option, which does not use the factors established earlier in previous studies that affect the reduction of tensile stresses on external surface of the shell mold. The results obtained characterize the resistance of ceramic casting mold to cracking and demonstrate the feasibility and effectiveness of the proposed technology for manufacturing ceramic casting shell molds.

Keywords: investment casting, shell mold, stress state, temperature seams, crack resistance, solution algorithm, stress

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-29-00214, <https://rscf.ru/project/24-29-00214/>.

For citation: Evstigneev A.I., Chernyshova D.V., Odínokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneeva A.A. Optimization modeling of crack resistance of ceramic shell mold during cooling of steel casting in it. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):297–304. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-297-304>

ВВЕДЕНИЕ

Высокий уровень напряженно-деформированного состояния (НДС) является основной причиной образования макро- и микротрещин в оболочковых формах (ОФ), а также их полного разрушения за счет температурного воздействия при заливке жидким металлом на начальной стадии охлаждения затвердевающей отливки.

Изучению НДС ОФ посвящены работы как отечественных, так и зарубежных исследователей. Рассмотрены влияние формы и геометрии ОФ [1; 2], толщины стенки формы [3; 4], материала формы [5; 6], геометрии отливки [7 – 9].

Настоящая работа является продолжением целой серии работ, в которых рассматривались различные факторы, влияющие на стойкость литейной ОФ при кристаллизации в ней стальной отливки: физические свойства исходных материалов и самой ОФ; ее морфологическая структура; факторы внешнего воздействия со стороны опорного наполнителя (ОН). Значительное влияние на трещиностойкость оказывает конфигурация ОФ. Было показано, что наиболее опасными являются нормальные растягивающие напряжения, которые возникают на наружной поверхности оболочковой формы в начальный момент заливки металла и охлаждения в ней стальной отливки.

В работах [10 – 12] представлено математическое моделирование рассматриваемых процессов с использованием численных методов. В работе [13] приводится общая постановка задачи по построению математической модели расчета НДС и температуры в ОФ при затвердевании в ней сферической отливки, а в работе [14] – результаты решения поставленной задачи по предложенной математической модели, численной схеме и алгоритму с использованием численного метода [15] и авторской программы [16].

Поиски новых решений по снижению критического уровня НДС в ОФ базируются на новейших конструкторско-технологических разработках, результатах изучения их структурного морфологического строения. Так, в работах [17; 18] рассчитаны температурные напряжения в сферической керамической оболочковой форме в процессе заливки и затвердевания металла. Одной из последних разработок является литейная керамическая ОФ, предложенная в Комсомольском-на-Амуре государственном университете, на конструкцию которой получен патент¹.

¹ Пат. № 2828801 Литейная многослойная оболочковая форма / Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеева А.А., Чернышова Д.В., Ткачева Ю.И., Намоконов А.Н. Заявл. 05.03.2024; опубл. 21.10.2024 г. Бюл. № 30.

кого металла; $k_p(\theta) = \frac{1-2\mu}{E}$ – коэффициент объемного сжатия; m – коэффициент Пуассона; E – модуль Юнга; $G_p(\theta)$ – модуль сдвига в области p ($p = II, III$); α_p – коэффициент линейного расширения; a_1 – температуропроводность в области I ; τ – время; θ – температура; C_p – удельная теплоемкость в области p ; γ – удельный вес металла; θ_p^* – начальная температура в области p ; $\lambda = \lambda(\theta)$ – коэффициент теплопроводности; δ_{ij} – символ Кронекера; используется суммирование по повторяющимся индексам.

В процессе охлаждения жидкого металла при условии $\theta_m \leq \theta_k$ (где θ_m и θ_k – температура металла и кристаллизации) определяется толщина затвердевшего слоя Δ_i из решения уравнения межфазового перехода [19]:

$$\Delta_n = C\sqrt{\tau}; \quad C = \sqrt{\frac{2\Delta\theta_1\lambda_1}{\rho L}}; \quad (4)$$

здесь $\Delta\theta_1$ – перепад температур в твердой фазе вблизи фронта кристаллизации; λ_1 – коэффициент теплопроводности в твердой фазе; L – скрытая теплота плавления; ρ – плотность твердой фазы; Δ_n – толщина корочки на n -ом временном шаге.

Начальные условия задачи:

– $\Delta|_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла;

– $\theta_I^*|_{\tau=0} = \theta_m^*$ – температура разливаемого жидкого металла;

тала;

– $\theta_{III}^*|_{\tau=0} = \theta^*$ – начальная температура формы.

Граничные условия задачи (рис. 1) в ортогональных координатах:

– для осесимметричной задачи

$$\begin{aligned} U_3 = 0; \quad \sigma_{31} = \sigma_{32} = 0; \quad \varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = 0; \\ \frac{\partial u_i}{\partial x_3} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_{3i}}{\partial x_3} = 0; \quad i = 1, 2, 3; \end{aligned} \quad (5)$$

– на оси симметрии

$$U_2 = 0; \quad \sigma_{21} = 0; \quad q_n = 0; \quad \theta = \theta_m;$$

– на поверхностях S_1, S_3, S_4

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{S_1} = -P; \quad \sigma_{12}|_{S_1} = 0; \quad U_1|_{S_3} = 0; \quad \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \\ \sigma_{22}|_{S_4} = 0; \quad \sigma_{11}|_{S_3} = 0; \\ \sigma_{12}|_{S_3} = -\psi \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \tau_s \cos(n_1 x_1); \quad \theta|_{S_3} = \theta^*; \quad \theta|_{S_2} = \theta_m, \end{aligned} \quad (6)$$

где $U_{\text{ск}}$ – скольжение материала формы относительно ОН (песка); U^* – нормирующее перемещение; ψ – параметр, характеризующий условия трения между формой и опорным наполнителем; τ_s – условный предел текучести при сдвиге; q_n – тепловой поток; S_3' – контактная поверхность; S_3'' – свободная поверхность.

Решение систем уравнений (2), (3) при наличии начальных и граничных условий (6) осуществляется численным методом, описанным в работе [15].

При решении температурной задачи использовали граничные условия первого рода. Для определения $\theta_m(\tau)$ и $\theta^*(\tau)$ воспользуемся данными работы [20], по которым получим следующие формулы:

$$\begin{aligned} \theta_m = \theta_m^* - \frac{\tau}{\tau_1} \theta_1; \\ 0 \leq \tau < 60 \text{ с}; \end{aligned} \quad (7)$$

$$\theta^* = \theta_0 \left(1 + \sqrt{\frac{\tau}{\tau_2}} \right),$$

где τ – время охлаждения, с; $\theta_m^* = 1550$ °С; $\theta_1 = 100$ °С; $\tau_1 = 60$ с; $\tau_2 = 1$ с.

Время τ не превышает 60 с, так как при $\tau \geq 60$ с напряжения в ОФ не представляют опасности разрушения.

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ F

1. Время охлаждения τ разбивается на конечное число шагов: $\tau = \sum \Delta\tau_n$; здесь n – номер временного шага; задаются геометрические размеры.

2. Исследуемая область разбивается системой ортогональных поверхностей на конечное число элементов.

3. В соответствии с работой [15] вычисляются длины дуг элементов $S_{ij}^k(i, k = 1, 2, 3; i \neq k; j = 1, 2)$.

4. Задаются начальные и граничные условия по элементам, образующим рассматриваемую область, и константы физико-механических свойств материалов.

5. Определяется поле температур на временном шаге $\Delta\tau_n$ численным решением уравнения теплопроводности с использованием итерационной формулы, полученной в работе [15], при наличии начальных и граничных условий на рассматриваемом временном шаге.

6. Если температура в области I (рис. 1) у поверхности $S_2(\theta|_{S_2} \leq \theta_k)$, то вычисляется толщина закристаллизовавшейся корочки Δ_n по формуле (4).

7. Решается система уравнений (3) с учетом начальных и граничных условий, разностных аналогов и разработанной методики, описанной в работе [15], с использованием комплекса программ [16]. Определяются поля напряжений σ_{ij} и перемещений $U_i(i, j = 1, 2, 3)$.

8. На поверхности S_3 проводится оценка прилегания формы к ОН по каждому элементу: если $\sigma_{11}|_{S_3} > 0 \Rightarrow \sigma_{11} = 0, \sigma_{12} = 0$, следует переназначение граничных условий и выполняется операция 7. Уточняются физические величины, зависящие от температуры.

9. По области Q анализируются напряжения σ_{22} , выбирается наибольшее и запоминается в соответствии с данным временным шагом. Формируется матрица $\|\sigma_{22}^*\|$.

10. Проводится шаг по времени. По формулам (7) уточняются граничные условия решения температурной задачи. Если на n -ой итерации $\max|\sigma_{22}|_n < \max|\sigma_{22}|_{n-1}$, тогда выполняется операция 11, если $\max|\sigma_{22}|_n > \max|\sigma_{22}|_{n-1}$, то выполняется операция 5.

11. Из матрицы $\|\sigma_{22}^*\|$ находим $\max\sigma_{22}$ и соответствующее время $\tau = \tau^*$.

РЕЗУЛЬТАТЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

Геометрические параметры: $S = 5$ мм, $R = 20$ мм.

Временные интервалы $\Delta\tau_n$: 0,01; 0,02; 0,03; 0,04; 0,05; 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 2,0; 5,0; 5,0; 5,0; 3,0; 3,0; 5,0; 5,0; 5,0; 5,0 с;

Разбиение области: $N_1 \times N_2 = 9 \times 13$;

Приняты следующие физические параметры разливной стали при $\theta > 1000$ °C ($\theta_m^* = 1500$ °C) [20]:

$$\begin{aligned} G &= 1000 \text{ кГ/мм}^2; \alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}; \\ \lambda &= 0,0298 \text{ Вт/(мм} \cdot ^\circ\text{C)}, \end{aligned} \quad (8)$$

где $L = 270 \cdot 10^3$ Дж/кг (скрытая теплота плавления); $C = 444$ Дж/(кг · °C); $\gamma = 7,80 \cdot 10^{-6}$ кг/мм³; $\theta_k = 1450$ °C.

Физические свойства керамической формы:

$$\begin{aligned} G_\phi &= 2960 \text{ кГ/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}; \\ \lambda &= 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot ^\circ\text{C)}; \\ C &= 840 \text{ Дж/(кг} \cdot ^\circ\text{C)}; \gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3. \end{aligned} \quad (9)$$

Принято усредненное значение модуля сдвига формы G_ϕ , не зависящее от температуры.

Расчет по приведенному выше алгоритму с использованием комплекса программ работы [16] показал следующее:

$$F = 26,1 \text{ МПа}; \tau^* = 21,65 \text{ с}. \quad (10)$$

Результат решения приведен на рис. 2 в виде эпюр по сечению рассматриваемой оболочки. Напряжения σ_{22} весьма значимы. На облицовочном слое σ_{22} отрицательны и достигают величины $-42,7$ МПа. На наружном слое (контакте с опорным наполнителем) напряжения σ_{22} положительны и возрастают к верхней части формы. Напряжения σ_{22} при заливке стали в керамическую форму с физическими характеристиками (8), (9) довольно высоки.

Зная значения τ^* (10), перейдем к решению задачи по определению множества $\{A\}$. При рассмотрении процесса охлаждения стали в керамической форме, имеющей температурные швы (круговые выточки) на поверхности S_3 , имеет место ограничение:

$$\sigma_{22} < 20 \text{ МПа}. \quad (11)$$

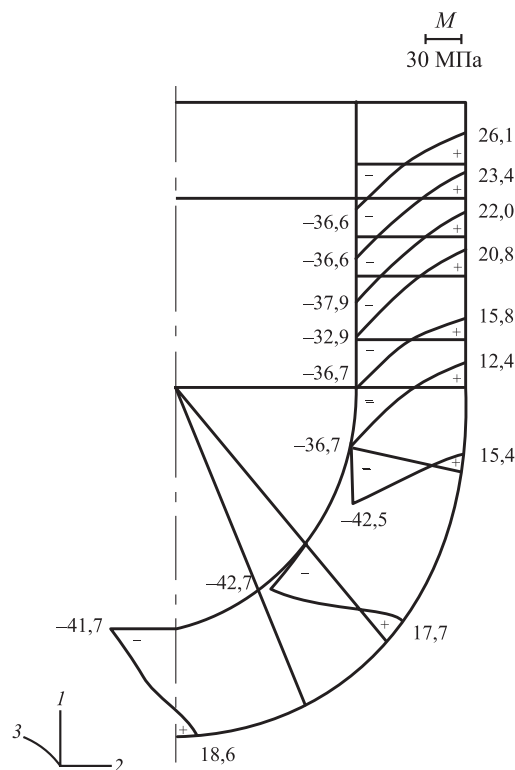


Рис. 2. Эпюры нормальных напряжений σ_{22} по сечению литейной ОФ

Fig. 2. Plots of normal stresses σ_{22} across the cross section of the casting shell mold

В отличие от предыдущей задачи сечение Q представляет многосвязную область. Начальные и граничные условия во многом совпадают с предыдущей задачей. Граничные условия (6) дополняются (рис. 1):

$$(\sigma_{22} = \sigma_{21})|_{S_i} = 0; i = 7, 8; (\sigma_{11} = \sigma_{12})|_{S_j} = 0; i = 5, 6. \quad (12)$$

Выполняется также соотношение (7).

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

1. Задаются геометрические размеры области, конечное время охлаждения τ^* , геометрические размеры выточек (выточки). Время охлаждения τ^* разбивается на конечное число шагов: $\tau^* = \sum \Delta\tau_n$; здесь n – номер временного шага.

2. Исследуемая область разбивается системой ортогональных поверхностей на конечное число элементов.

3. Вычисляются длины дуг элементов $S_{ij}^k (i, k = 1, 2, 3; i \neq k; j = 1, 2)$ в соответствии с работой [15].

4. Задаются начальные и граничные условия по элементам, образующим рассматриваемую область ((5), (6), (12)), и константы физико-механических свойств материалов.

5. Определяется поле температур на временном шаге $\Delta\tau_n$ численным решением уравнения теплопроводности с использованием итерационной формулы,

полученной в работе [15], при наличии начальных и граничных условий на рассматриваемом временном шаге. Наличие выточек при решении температурной задачи не учитывалось.

6. Если в области I у поверхности S_2 выполняется условие $\theta|_{S_2} \leq \theta_k$, то вычисляется толщина закристаллизовавшейся корочки Δ_n по формуле (4).

7. Решается система уравнений (2), (3) с учетом начальных и граничных условий (5), (6), (12), разностных аналогов и разработанной методики, описанной в работе [15], с использованием программы [16]. Определяются поля напряжений σ_{ij} и перемещений U_i ($i, j = 1, 2$).

8. На поверхности S_3 проводится оценка прилегания формы к ОН по каждому элементу: если $\sigma_{11}|_{S_3} > 0 \Rightarrow \sigma_{11} = 0$, $\sigma_{12} = 0$, то осуществляется переназначение граничных условий и выполняется операция 7.

9. Проводится шаг по времени. По формулам (7) уточняются граничные условия решения температурной задачи: если $\sum \Delta\tau_n > \tau^*$, то выполняется операция 5; если $\sum \Delta\tau_n = \tau^*$ – выполняется операция 10.

10. По области Q анализируются напряжения σ_{22} и выбираются наибольшие.

11. Находятся первые по координате x_2 напряжения $\sigma_{22}|_{S_3}$, превосходящие ограничения (11), и в этом сечении по координате x_2 устанавливается выточка a_i . В случае, если после установки и последующего просчета 5 получим, что $\sigma_{22_n} > \sigma_{22_{n-1}}$, то выточка $(a_i)_{n-1}$ остается на месте по поверхности S_3 и вводится следующая выточка a_i на месте, где σ_{22_n} больше ограничений, и следует операция 5.

12. Процесс расчета заканчивается, когда по области Q будут выполнены ограничения (11).

РЕЗУЛЬТАТЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

Геометрические размеры, временные интервалы, разбиение области такие же, как и в предыдущей задаче. Физические свойства разливаемой стали (8), физические свойства керамики (9), размеры выточек: $a_i = (\Delta x_1, \Delta x_2)$, $\Delta x_1 = 1$ мм, $\Delta x_2 = 3$ мм.

Расчет по приведенному выше алгоритму показал следующие значения: $A \{1, 2, 3, 4\}$; $\max \sigma_{22} = 19,2$ МПа, геометрическое местоположение выточек и температуры в сечении показаны на рис. 3. Полученные результаты по напряжениям σ_{22} приведены на рис. 4.

Видим, что внутренняя область ОФ, контактирующая с металлом, находится в состоянии сжатия, а внешний (наружный) и прилегающие слои находятся под воздействием небольших растягивающих напряжений. Наибольшие по модулю сжимающие напряжения имеют место в облицовочном слое донной сферической части ОФ, а растягивающие – в прилегающих к наружному слоях. Все максимальные значения напряжений отвечают ограничению (11), хотя и очень близки в некоторых сечениях к граничным значениям.

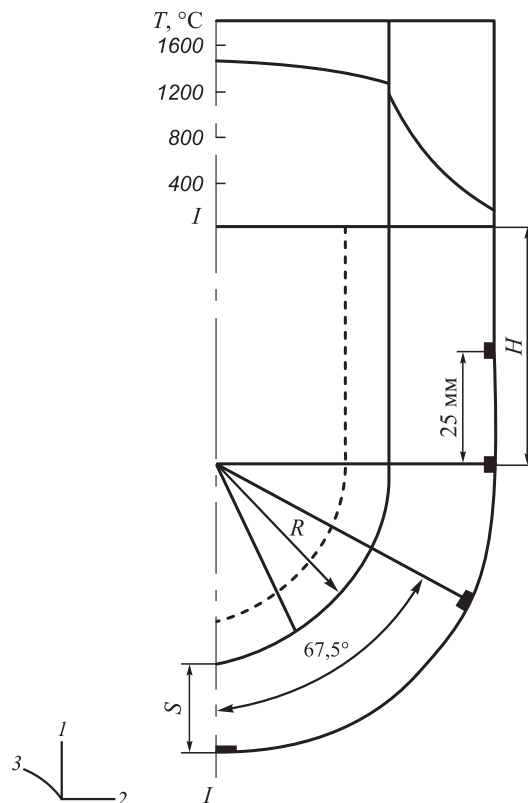


Рис. 3. Схема расположения выточек в сечении ОФ и температуры охлаждения отливки (S – толщина ОФ)

Fig. 3. Layout of recesses in the shell mold cross section and cooling temperature of casting (S – thickness of the shell mold)

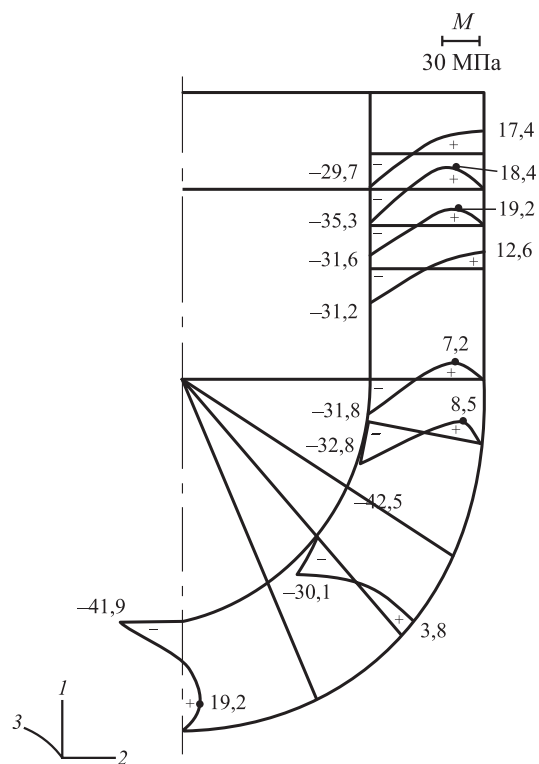


Рис. 4. Эпюры нормальных напряжений σ_{22} по сечению ОФ

Fig. 4. Plots of normal stresses σ_{22} across the shell mold cross section

Новизной настоящей работы являются как постановка задачи, так и значения напряжений в ОФ, а также алгоритм решения. Сформулирована и решена задача математического программирования по влиянию на НДС ОФ выточек и мест их нанесения при затвердевании стальной отливки на НДС ОФ. Аналогичных задач в такой постановке не решалось, полученные результаты имеют важное практическое значение.

Выводы

Поставлена осесимметричная задача математического программирования по оптимизации процесса охлаждения стальной отливки в керамической форме, поверхность которой имеет как цилиндрические, так и сферические участки, на которых выполнены температурные швы (кольцевые выточки). На основе уравнений линейной теории упругости и численных методов разработаны алгоритм и программа по определению оптимального влияния выточек на НДС ОФ при затвердевании стальной отливки. На примере решения частной задачи показана эффективность выполнения кольцевых температурных швов на наружной поверхности ОФ, соприкасающейся с ОН, для снижения образующихся растягивающих напряжений на внешней поверхности ОФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kanyo J.E., Schafföner S., Uwanyuze R.Sh., Leary K.S. An overview of ceramic molds for investment casting of nickel superalloys. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020;40(15):4955–4973. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.013>
2. Rafique M.M.A., Iqbal J. Modeling and simulation of heat transfer phenomena during investment casting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2009;52(7-8):2132–2139. <http://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2008.11.007>
3. Singh R. Mathematical modeling for surface hardness in investment casting applications. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2012;26:3625–3629. <http://dx.doi.org/10.1007/s12206-012-0854-0>
4. Jafari H., Idris M.H., Ourdjeni A. Effect of thickness and permeability of ceramic shell mould on in situ melted AZ91D investment casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2014;465-466:1087–1092. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.465-466.1087>
5. Bansode S.N., Phalle V.M., Mantha S.S. Taguchi approach for optimization of parameters that reduce dimensional variation in investment casting. *Archives of Foundry Engineering*. 2019;19(1):5–12. <https://dx.doi.org/10.24425/afe.2018.125183>
6. Pattnaik S., Karunakar D.B., Jha P.K. Developments in investment casting process – A review. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(11):2332–2348. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.06.003>
7. Zhang J., Li K.W., Ye H.W., Zhang D.Q., Wu P.W. Numerical simulation of solidification process for impeller investment casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2011;80-81:961–964. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.80-81.961>
8. Dong Y.W., Li X.L., Zhao Q., Jun Y., Dao M. Modeling of shrinkage during investment casting of thin-walled hollow turbine blades. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;244:190–203. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.005>
9. Rakoczy L., Cygan R. Analysis of temperature distribution in shell mould during thinwall superalloy casting and its effect on the resultant microstructure. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2018;18(4):1441–1450. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2018.05.008>
10. Sabau A.S. Numerical simulation of the investment casting process. *Transactions of American Foundry Society*. 2005;113:407–417.
11. Zheng K., Lin Y., Chen W., Liu L. Numerical simulation and optimization of casting process of copper alloy water-meter shell. *Advances in Mechanical Engineering*. 2020;12(5):1–12. <http://dx.doi.org/10.1177/1687814020923450>
12. Manzari M.T., Gethin D.T., Lewis R.W. Optimisation of heat transfer between casting and mould. *International Journal of Cast Metals Research*. 2000;13(4):199–206. <https://doi.org/10.1080/13640461.2000.11819402>
13. Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Намоконов А.Н., Евстигнеева А.А., Чернышова Д.В. Напряженно-деформированное состояние керамической оболочковой формы при формировании в ней стальной шарообразной отливки. Часть 1. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(2):211–218. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-211-218>
- Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Namokov A.N., Evstigneeva A.A., Chernyshova D.V. Stress-strain state of ceramic shell mold during formation of spherical steel casting in it. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(2):211–218. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-211-218>
14. Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Намоконов А.Н., Евстигнеева А.А., Чернышова Д.В. Напряженно-деформированное состояние керамической оболочковой формы при формировании в ней стальной шарообразной отливки. Часть 2. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):463–470. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-463-470>
- Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Namokov A.N., Evstigneeva A.A., Chernyshova D.V. Stress-strain state of ceramic shell mold during formation of spherical steel casting in it. Part 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):463–470. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-463-470>
15. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокоев, Б.Г. Каплунов, А.В. Песков, А.В. Баков. Москва: Наука; 2008:178.
16. Одинокоев В.И., Прокудин А.Н., Сергеева А.М., Севастьянов Г.М. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012111389. ОДИССЕЙ. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.
17. Ткачева А.В., Евстигнеева А.А. Об оценке влияния степени охвата опорным наполнителем сферической керамической оболочки и предварительной прокалики на уровень напряжений в материале формы при заливке и затвердевании в ней отливки. *Вестник Чувашского государственного педагогического университета им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния*. 2024;(2(60)):24–34. <https://doi.org/10.37972/chgpu.2024.60.2.002>

Tkacheva A.V., Evstigneeva A.A. On assessment the influence of the degree of coverage of a spherical ceramic shell by the supporting filler and preliminary calcination on the level of stress in the mold material during pouring and hardening of the casting in it. *Bulletin of the I.Ya. Yakovlev Chuvash State Pedagogical University. Series: Mechanics of the limit state*. 2024;(2(60)):24–34. (In Russ.).
<https://doi.org/10.37972/chgpu.2024.60.2.002>

18. Ткачева А.В., Евстигнеева А.А. О напряжениях в сферической керамической форме. В кн.: *Вычислительные технологии и прикладная математика. Материалы III научн. конференции с международ. участием, Комсомольск-на-Амуре, 7 – 11 октября 2024*; отв. ред. Э.А. Дмитриев. Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВО «КНАГУ»; 2024;351–355.

19. Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Одинок В.И., Евстигнеева А.А., Иванкова Е.П. Моделирование внешнего силового воздействия на стойкость оболочковой формы при заливке в нее стали. *Математическое моделирование*. 2022;34(5):61–72.
<https://doi.org/10.20948/mm-2022-05-04>

Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Odnokov V.I., Evstigneeva A.A., Ivankova E.P. Modeling of external force action on a shell mold for pouring steel. *Matematicheskoe modelirovanie*. 2022;34(5):61–72. (In Russ.). <https://doi.org/10.20948/mm-2022-05-04>

20. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Свиридов А.В. Математическое моделирование процессов получения отливок в керамические оболочковые формы. Москва: Инновационное машиностроение; 2020:224.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Дарья Витальевна Чернышова, аспирант кафедры «Авиационное», Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Валерий Иванович Одинок, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Анна Алексеевна Евстигнеева, магистрант кафедры «Прикладная математика», Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Dar'ya V. Chernyshova, Postgraduate of the Chair of Aircraft Engineering, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Valerii I. Odnokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Anna A. Evstigneeva, MA Student of the Chair "Applied Mathematics", Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследования, подготовка текста.

Д. В. Чернышова – проведение и обработка расчетов, подготовка библиографического списка, обработка графического материала.

В. И. Одинок – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

Э. А. Дмитриев – проведение и анализ расчетов, подготовка и корректировка текста.

А. А. Евстигнеева – проведение расчетов, подготовка текстового и графического материала.

A. I. Evstigneev – conceptualization, determining the purpose and objectives of the study, analysis of research results, writing the text.

D. V. Chernyshova – conducting and processing calculations, preparing references, processing graphic material.

V. I. Odnokov – scientific guidance, analysis of research results, editing and correction of the article final version.

E. A. Dmitriev – conducting calculations and their analysis, writing and correction of the text.

A. A. Evstigneeva – conducting calculations, preparation of the text and graphic material.

Поступила в редакцию 01.11.2024
После доработки 10.01.2025
Принята к публикации 17.01.2025

Received 01.11.2024
Revised 10.01.2025
Accepted 17.01.2025



УДК 669:519.22

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-305-315



Оригинальная статья

Original article

О ВОЗМОЖНЫХ ПОСЛЕДСТВИЯХ, ВЫЗВАННЫХ УМЕНЬШЕНИЕМ КОЛИЧЕСТВА ОБРАЗЦОВ ПРИ ПРИЕМО-СДАТОЧНЫХ ИСПЫТАНИЯХ ЕДИНИЦЫ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ЕЕ КАЧЕСТВА

Э. А. Соколовская[✉], Е. В. Босов, А. В. Кудря,
Д. Ф. Кодиров, В. И. Алексеев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

✉ sokolovskaya@misis.ru

Аннотация. Для листовой стали 13Г1С-У и крупногабаритных поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА-Ш, изготовленных по существующим технологиям, были проанализированы возможные последствия для оценки качества металлопродукции, связанные с изменением количества образцов, используемых при тестировании единицы продукции (партии, поковки). На основе расчета коэффициентов асимметрии и эксцесса авторы оценили изменение вида распределения значений ударной вязкости, сопутствующее вариации количества образцов. Выборка значений диапазона ударной вязкости, полученных в результате тестирования двух образцов (трех возможных парных комбинаций) на единицу продукции, сравнивалась с использованием критериев Стьюдента и Смирнова как между собой, так и с исходной выборкой (три образца для оценки одной партии листа). Полученные результаты также показали, что в условиях, когда статистическая природа распределений значений параметров качества металлопродукции отличается от нормального вида распределения, необходимо использование критериев непараметрической статистики. Были оценены риски возможной потери информации о качестве металлопродукции при уменьшении количества образцов, испытываемых в рамках отдельной партии. Для получения адекватных результатов статистического анализа необходимо выявить и устранить возможные побочные явления, искажающие результаты анализа: тренды, сезонные колебания, ошибки в записи данных. Для металлопродукции, отличающейся развитой неоднородностью структур, объективная информация о запасе вязкости сталей может быть получена на основе микромеханических испытаний образцов, габариты которых сопоставимы с масштабом структурной неоднородности. Полученные результаты могут быть полезны при статистическом анализе баз данных производственного контроля процесса и продукта в металлургии для подготовки обоснованных технологических рекомендаций (в рамках функционирования сквозной системы управления качеством), направленных на повышение однородности качества металлопродукции.

Ключевые слова: статистический анализ в металлургии, оценка качества металлопродукции, информативность результатов механических испытаний, статистическая природа данных производственного контроля продукта, критерии непараметрической и классической статистики, Big Data

Для цитирования: Соколовская Э.А., Босов Е.В., Кудря А.В., Кодиров Д.Ф., Алексеев В.И. О возможных последствиях, вызванных уменьшением количества образцов при приемо-сдаточных испытаниях единицы металлопродукции для оценки ее качества. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):305–315. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-305-315>

POSSIBLE CONSEQUENCES CAUSED BY REDUCING THE NUMBER OF SAMPLES DURING ACCEPTANCE TESTS OF A UNIT OF METAL PRODUCTS TO ASSESS ITS QUALITY

E. A. Sokolovskaya , E. V. Bosov, A. V. Kudrya,
D. F. Kodirov, V. I. Alekseev

National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

 sokolovskaya@isis.ru

Abstract. For 13G1S-U sheet steel and large forgings made of heat-treatable 38KhN3MFA-Sh steel, produced by existing technologies, the possible consequences for quality assessment of metal products were analyzed related to changes in the number of samples used in testing a single product unit (batch, forging). Based on the calculation of skewness and kurtosis coefficients, the authors estimated the change of distribution type of impact strength values accompanying the change in the number of samples. The sampling of impact strength range values obtained from testing two samples (three possible paired combinations) per unit of products were compared using the Student's and Smirnov's criteria, both among themselves and with the original sampling (three samples for evaluating one batch of sheet). The obtained results also showed that in conditions when the statistical nature of values distributions of the metal products quality parameters differs from the normal distribution type, it is necessary to use the criteria of nonparametric statistics. The risks of possible loss of information on the metal products' quality when reducing the number of samples tested within a single batch were assessed. In order to obtain adequate results of statistical analysis, it is necessary to identify and eliminate possible side effects that distort results of analysis: trends, seasonal fluctuations, and data recording errors. For metal products characterized by the developed heterogeneity of structures, obtaining objective information on the toughness reserve of steels can be obtained on the basis of micromechanical tests of samples whose dimensions are comparable to the scale of structural heterogeneity. The obtained results can be useful in the statistical analysis of production process and product control databases in metallurgy to obtain reasonable technological recommendations (within the framework of operation of the end-to-end quality management system) aimed at improving the uniformity of metal product.

Keywords: statistical analysis in metallurgy, quality assessment of metal products, informativeness of mechanical testing results, statistical nature of production control data, nonparametric and classical statistics, Big Data

For citation: Sokolovskaya E.A., Bosov E.V., Kudrya A.V., Kodirov D.F., Alekseev V.I. Possible consequences caused by reducing the number of samples during acceptance tests of a unit of metal products to assess its quality. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):305–315.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-305-315>

ВВЕДЕНИЕ

Производство стали – сложный и многоступенчатый процесс, каждый этап которого хорошо оснащен средствами измерения и сбора информации. Уровень качества металлопродукции, в зависимости от ее назначения, обычно контролируется на основе определения ее механических свойств, оценки структуры и изломов. Объективность оценки важна также для решения обратной задачи: определения связи свойств со структурой, выделения критических параметров структуры, определяющих разброс качества металла, и выработки на этой основе технологических рекомендаций, направленных на повышение его однородности [1 – 2]. В этой связи, в частности, все больше применяются современные ИТ: нейросети, алгоритмы Big Data, машинного обучения и т. п. для обработки больших массивов данных производственного контроля процесса и продукта [3 – 6].

Логичен интерес к развитию методов оценки качества металлопродукции, особенно в связи с теми возможностями, которые появляются при цифровизации измерений структур и изломов, проведении и обработке результатов экспериментов [7 – 8]. Например, несмотря на десятилетние наработки в практике механических испытаний, не до конца ясно, как различие в количестве образцов при проведении приемо-сдаточ-

ных испытаний металлопродукции может сказаться на полноте ее оценки. В частности, учитывая широкий спектр неоднородных структур, формирующихся в рамках штатной отлаженной технологии и сопутствующий этому существенный разброс свойств, в первую очередь вязкости.

При определении качества металлопродукции на основе механических испытаний существуют различные подходы к выбору количества образцов на единицу продукции [9]. Такие стандарты могут устанавливать нормативные документы, например, ГОСТ 4543–2016 «Металлопродукция из конструкционной легированной стали» предусматривает отбор от каждого выбранного для контроля прутка, полосы или мотка по одному образцу для испытаний на растяжение, на ударный изгиб (каждого типа для соответствующих условий испытаний). Возможно также проведение испытаний с учетом условий соглашения между производителем и потребителем (с учетом назначения продукции). Обычно количество однотипных испытаний на контрольную единицу металлопродукции варьируется от одного до трех, максимальное значение, как правило, соответствует ударным испытаниям, которые сопровождаются большим разбросом значений. Нормы отбора образцов – результат «естественного отбора» в рамках испытательной практики, в своей основе функционируют

уже достаточно длительное время. Консервативность норм отражает хронология дат их актуализации, например для ГОСТ 4543 это 1948, 1971 и 2016 гг.

По мере накопления представительных баз данных производственного контроля процесса и продукта на предприятиях, роста вычислительных мощностей, появления программных продуктов появилась возможность оценки различий в уровне аттестации качества металлопродукции при использовании разного количества образцов на единицу продукции. Неизбежность потери полезной информации при уменьшении объема испытаний очевидна, однако ее масштабы требуют своего уточнения. Это важно не только для понимания объективности оценки уровня аттестации качества металлопродукции, но и для выработки на ее основе обоснованных решений, направленных на коррекцию технологии в связи с наблюдаемым обычно на практике существенным разбросом значений прямо-сдаточных характеристик. Интерес к проблеме также определяется массовым характером механических испытаний и их вкладом в себестоимость металлопродукции.

Применение ретроспективного подхода при рассмотрении данной проблемы предусматривает также возможность учета статистической природы рассматриваемого объекта (большие массивы данных производственного контроля металлопродукции), в частности, обоснованного выбора соответствующих статистических инструментов как средства, повышающего объективность полученных оценок [10 – 11].

В связи с этим целью работы является оценка степени полноты информации, получаемой при вариации количества образцов в рамках механических испытаний единиц металлопродукции, как основы для повышения эффективности прогноза качества металла при статистическом анализе баз данных производственного контроля процесса и продукта в металлургии.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования были выбраны базы данных производственного контроля технологий получения крупных поковок переменного сечения из улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш и листа из стали 13Г1С-У (произведенных по принятым технологиям в течение одного-двух лет [1]). Базы данных производственного контроля представляли собой матрицу $A_{m \times n}$, где строкам m соответствовало количество плавок (партий/поковок), столбцам n – значения технологических параметров (n_t) и характеристик качества металлопродукции (n_q). Для стали 38ХНЗМФА-Ш количество строк в матрицах с привязкой к химическому составу после электрошлакового переплава составило $m = 342$ – поковки (из 40 исходных плавок), а для стали 13Г1С-У для толщин листа 8, 10 и 12 мм $m = 751$ (668 и 1281) – партий соответственно. Количество столбцов n в матрицах составило (n_t/n_q) 91/20 и 33/16 соответственно. Выходные

параметры включали в себя, в частности, значения пределов прочности (σ_b), текучести ($\sigma_{0.2}$), относительного удлинения (δ) и ударной вязкости (KCU/KCV), полученные при различных температурах испытания. Тангенциальные образцы для механических испытаний из поковок стали 38ХНЗМФА-Ш вырезались из торцевых темплетов с максимальным D_l и минимальным D_s диаметром, по два образца на каждую температуру испытания: на растяжение (при $+20$ °C) и удар: при $+20$ (KCU_i и KCU_j) и -50 °C (KCU_i^{-50} и KCU_j^{-50}). Из листовой стали 13Г1С-У от каждой партии отбиралось по одному поперечному образцу на растяжение (при комнатной температуре) и по три поперечных ударных образца (KCU_i^{-40} , KCU_j^{-40} , KCU_k^{-40} и KCV_i^0 , KCV_j^0 и KCV_k^0) для испытаний при температурах -40 и 0 °C соответственно.

Статистическая оценка выборок (или партий) значений прямо-сдаточных параметров проводилась в программе Microsoft Excel на основе определения их максимальных ($x_{i \max}$), минимальных ($x_{i \min}$), средних $\bar{X}_i$ с ошибкой (s) и размаха ($\Delta = x_{i \max} - x_{i \min}$) величин. Статистическую природу вида распределения значений параметров определяли на основе построения соответствующих гистограмм распределения значений, исходя из равномерной разбивки на разряды, число которых определялось как корень кубический из числа измерений [12], вычисления их коэффициентов асимметрии A_s и эксцесса E_x с соответствующими ошибками [13 – 14].

Сопоставление выборок проводили с использованием критериев Смирнова и Стьюдента (далее по тексту критерии C_n и C_p) с определением уровня риска выдвигаемых гипотез.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Нередко причиной отсутствия прогресса в применении современных программных решений при обработке больших массивов данных является недостаточное внимание к этапу работы, связанному с выявлением факторов, способных внести искажения, часто существенные, в дальнейшую статистическую обработку массивов данных. Это относится как к входным, так и выходным (результаты прямо-сдаточных испытаний) параметрам. Например, построение хронологических рядов значений характеристик качества металлопродукции и технологии позволило выявить в стали 13Г1С-У взаимосвязанные «сезонные» колебания ударной вязкости и содержания ниобия (рис. 1). Это означает, что исходная база данных фактически разделена на два подмассива: с низким ($Nb \leq 0,03$ мас. %) и высоким ($Nb > 0,03$ мас. %) содержанием ниобия, количество партий в которых для толщин 8, 10 и 12 мм составило: 269, 395, 260 и 489, 273, 1021 штук соответственно. Их совместный статистический анализ привел бы к усреднению как выходных, так и входных значений параметров. Это исказило бы действительный вид гистограмм распределения значений параметров и осложнило при-

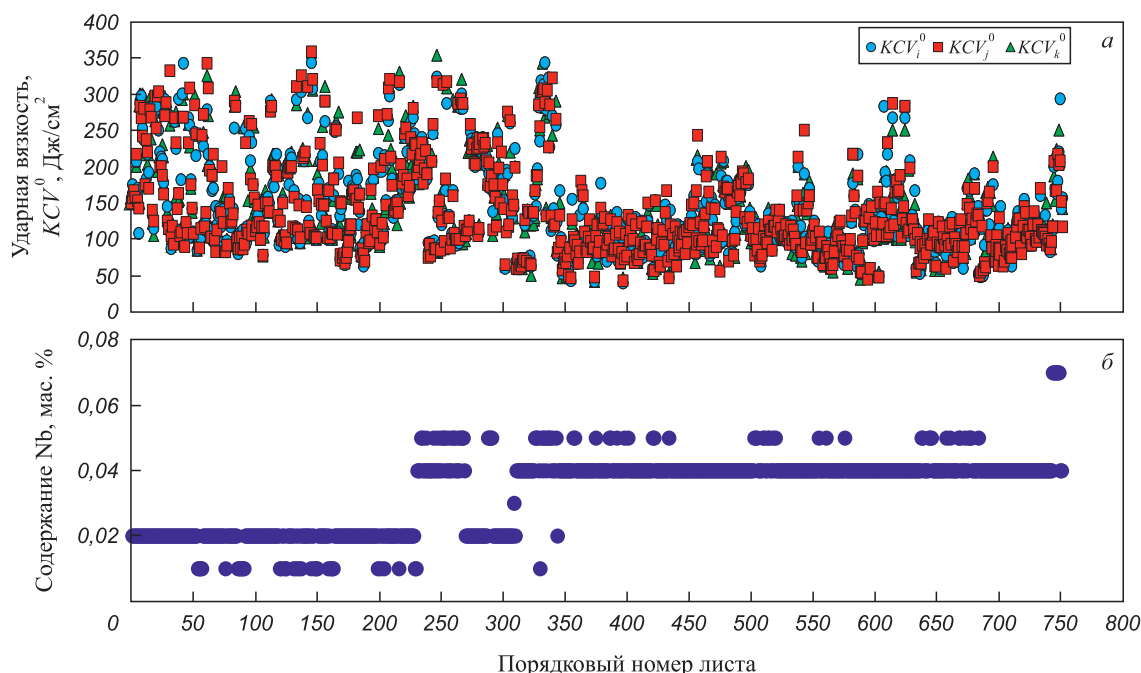


Рис. 1. Хронологические ряды распределения ударной вязкости KCV^0 (по трем образцам на партию) (а) и содержания ниобия (б) в листе толщиной 8 мм из стали 13Г1С-У

Fig. 1. Chronological series of distribution of impact strength KCV^0 (for three samples per batch) (a) and niobium content (b) in a sheet 8 mm thick made of 13G1S-U steel

менение статистических инструментов, в частности регрессии. В этой связи последующий статистический анализ проводился отдельно для двух подмассивов данных, в работе же представлены его результаты для подмассива данных с содержанием ниобия более $Nb > 0,03$ мас. %, как наиболее представительного по объему выборки.

Следует отметить, что подобные явления имеют весьма разнообразные формы проявления, и необязательно только применимо к ударной вязкости. Например, в хронологическом ряду значений условного предела текучести трубной стали (категории прочности K65 и толщиной стенки 27,7 мм), соответствующих левой и правой частям бимодальной гистограммы их распределения, наблюдалось последовательное их чередование [15].

Для всех исследуемых баз данных, структурированных подобным или иным образом (выявление трендов, удаление ошибок записи и т. п.), были определены основные статистические характеристики приемо-сдаточных параметров, которые выявили наличие существенного разброса механических свойств (табл. 1, 2).

Наибольший разброс значений свойств наблюдался для ударной вязкости (по сравнению с показателями прочности). Так, у стали 13Г1С-У максимальное значение вязкости превышало минимальное в 5 – 6 раз, а для стали 38ХНЗМФА-Ш – в 2 раза (это было характерно и для других видов металлопродукции [10]). Такая неоднородность вязкости обусловлена различиями в сценариях протекания технологической наследственности – реализацией разнообразных механизмов эволюции структур и дефектов по технологической цепочке и, как

Таблица 1. Масштаб неоднородности качества листовой стали 13Г1С-У

Table 1. Scale of heterogeneity of 13G1S-U sheet steel quality

Толщина листа, мм	Параметр	KCU^{-40} , Дж/см ²	KCV^0 , Дж/см ²	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
8	$x_{i \max} - x_{i \min} = \Delta$	382 – 48 = 334	343 – 40 = 303	660 – 487 = 173	545 – 391 = 454	36 – 18 = 18
	$\bar{x}_i \pm s$	135 ± 51	121 ± 52	568 ± 29	450 ± 25	28 ± 3
10	$x_{i \max} - x_{i \min} = \Delta$	280 – 48 = 232	372 – 52 = 320	560 – 399 = 161	655 – 515 = 140	36 – 19 = 17
	$\bar{x}_i \pm s$	136 ± 40	118 ± 47	464 ± 26	577 ± 24	27 ± 3
12	$x_{i \max} - x_{i \min} = \Delta$	489 – 14 = 475	365 – 26 = 339	640 – 492 = 148	545 – 379 = 166	36 – 17 = 19
	$\bar{x}_i \pm s$	132 ± 50	117 ± 50	568 ± 20	455 ± 27	28 ± 2

Таблица 2. Масштаб неоднородности качества поковок из стали 38ХНЗМФА-Ш по испытаниям образцов, вырезанных из торцевых темплетов поковок диаметром D_l и D_s

Table 2. Scale of heterogeneity of quality of forgings from 38KhN3MFA-Sh steel according to the tests of samples cut in end templates of forgings with diameters D_l and D_s

Диаметр темплета	Параметр	KCU , Дж/см ²	KCU^{-50} , Дж/см ²	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
D_s	$x_{i \max} - x_{i \min} = \Delta$	63 – 28 = 35	58 – 20 = 38	1580 – 1190 = 390	1490 – 1110 = 380	16,5 – 9,3 = 7,2
	$\bar{x}_i \pm s$	47 ± 6	40 ± 6	1278 ± 40	1375 ± 35	13,6 ± 1,1
D_l	$x_{i \max} - x_{i \min} = \Delta$	56 – 31 = 25	51 – 20 = 31	1570 – 1340 = 230	1490 – 1230 = 260	17,5 – 8,8 = 8,7
	$\bar{x}_i \pm s$	43 ± 4	33 ± 5	1483 ± 31	1377 ± 23	12,3 ± 1,1

следствие, многообразием морфологии номинально однотипных конечных структур [1; 16; 17]. Это предполагает необходимость объективной оценки масштабов разброса ударной вязкости, в связи с чем возможное различие в количестве испытываемых образцов (в данном случае применимо к отдельной поковке или партии листов) может оказаться существенным фактором, определяющим корректность оценки.

Однако сопоставление различных выборок по их средним значениям и размахам не всегда может дать полную информацию о масштабах неоднородности исследуемых характеристик качества металлопродукции. Так, например, большой размах может быть связан с наличием единичных выбросов, а средние значения и их дисперсии будут иметь смысл при нормальном характере распределения значений парамет-

ров качества [10]. Этим определялся интерес к построению их гистограмм распределения. Гистограммы строили отдельно для результатов первого $\{KCU_i^{-40}\}$, второго $\{KCU_j^{-40}\}$ и третьего $\{KCU_k^{-40}\}$ испытаний – стали 13Г1С-У и первого $\{KCU_i^{-50}\}$ и второго $\{KCU_j^{-50}\}$ испытаний – стали 38ХНЗМФА-Ш, где номер испытания соответствовал определенному номеру столбца в матрице данных (рис. 2).

Для распределений значений ударной вязкости наблюдалось отклонение от нормального распределения. Его масштаб оценивали по соответствующим величинам коэффициентов асимметрии и эксцесса, их вариация была в достаточно широких пределах. Для стали 38ХНЗМФА-Ш коэффициенты асимметрии A_s и эксцесса E_x значений ударной вязкости изменялись в пределах: $[-0,43; -0,31]$ и $[0,70; 0,80]$ для темпле-

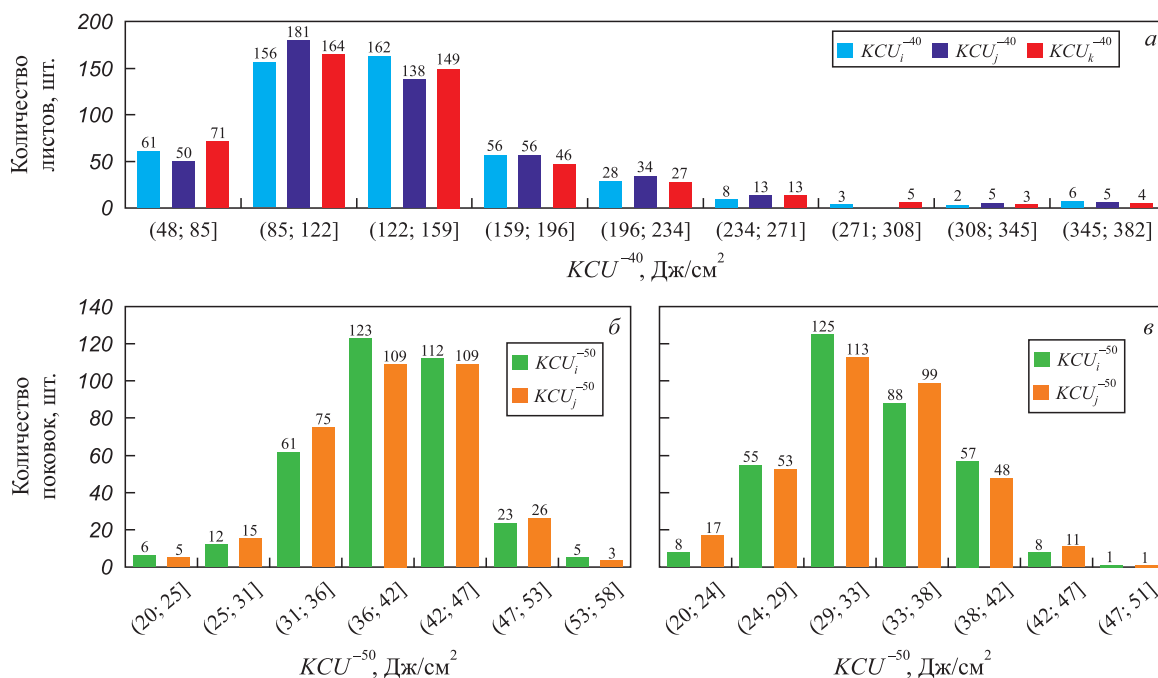


Рис. 2. Гистограммы распределения значений ударной вязкости (KCU^{-40}) стали 13Г1С-У (толщина листа 8 мм) (а) и стали 38ХНЗМФА-Ш (KCU^{-50}) для торцевых темплетов поковок диаметром D_s (б) и D_l (в)

Fig. 2. Histograms of distribution of impact strength values (KCU^{-40}) of 13G1S-U steel (sheet thickness – 8 mm) (a) and 38KhN3MFA-Sh steel (KCU^{-50}) for end-templates with diameters D_s (b) and D_l (c)

тов диаметром D_s и $[-0,31; 0,35]$ и $[-0,14; 0,23]$ для темплетов диаметром D_l соответственно. Для распределений значений ударной вязкости KCV^0 и KCU^{-40} в стали 13Г1С-У, например, для листа толщиной 8 мм: $[1,64; 1,68]$; $[1,54; 1,81]$ и $[3,12; 3,40]$; $[3,4; 5,29]$ соответственно. Различие статистических показателей для результатов отдельных испытаний: $\{KCU_i^{-40}\}$, $\{KCU_j^{-40}\}$, $\{KCU_k^{-40}\}$ и $\{KCV_i^0\}$, $\{KCV_j^0\}$, $\{KCV_k^0\}$ (де-факто исходя из предположения, что ударную вязкость оценивали, испытывая по одному образцу на каждую единицу продукции – партию листа или поковку) – признак отличий в их статистической природе, а их абсолютные значения – мера отклонения от нормального вида распределения. Это, в частности, указывает на необходимость учета данного обстоятельства при выборе количества образцов, необходимого для аттестации качества металлопродукции.

При статистической обработке полученный результат во многом определяется объемом выборки данных [1; 13]. Для выборок с максимальным объемом данных V_i , имеющихся в распоряжении, была характерна минимальная ошибка определения коэффициентов асимметрии и эксцесса: 0,23 и 0,77 соответственно. При последовательном уменьшении объема выборок V_i , начиная со значения $V_i = 200 - 250$ для листов (в зависимости от толщины листа) и $V_i = 150 - 200$ для поковок, становится существенным разброс величин коэффициентов асимметрии и масштаб ошибки их определения. При дальнейшем уменьшении объема выборки, напри-

мер, для значений ударной вязкости (KCU^{-40} , для всех трех образцов на партию) стали 13Г1С-У (лист толщиной 12 мм), значения коэффициента асимметрии A_s , рассчитанные по 20 выборкам (объемом 50 партий каждая), отобранном последовательно из исходной выборки объемом 1000 шт., варьировались в диапазоне $-0,2 \leq A_s \leq 2,2$ при погрешности определения 3,0. Очевидно, что при таких значениях вариации коэффициента A_s и ошибке его определения, статистические оценки не будут представительными. Подобное утверждение было справедливо и по отношению к выборкам ударной вязкости поковок из стали 38ХНЗМФА-Ш.

В этой связи применение средних значений по выборкам в сочетании с критериями классической статистики для их сопоставления может внести неопределенность в получаемые оценки. Например, попарное сравнение между собой выборок значений ударной вязкости стали 13Г1С-У (взятых из полученных при штатном испытании трех образцов на партию результатов) (табл. 3) показало, что различие в уровне риска гипотезы о совпадении выборок при оценках по критериям Стьюдента и Смирнова [18] могло существенно отличаться (до 30 %). Фактически это означает, что для различных выборок ударной вязкости – трех сочетаний ее исходных результатов, полученных в рамках каждой партии (единицы продукции), может отличаться вид распределения значений вязкости, что указывает на различие в их статистической природе. В этой связи идентичность выборок не всегда можно подтвердить на основе критериев

Таблица 3. Сопоставление различных выборок ударной вязкости (полученных при их попарном извлечении из результатов штатной оценки вязкости по трем образцам на партию) по критериям Стьюдента (C_p) и Смирнова (C_n), сталь 13Г1С-У*

Table 3. Comparison of different impact strength samplings (obtained by their pairwise extraction from the results of standard toughness evaluation of three samples per batch) by Student's (C_p) and Smirnov's (C_n) criteria, 13G1S-U* steel

Ударная вязкость, Дж/см ²	Толщина листа, мм	Экспериментальные значения критериев/уровень риска для пар результатов испытания					
		$\{KCU(V^0)_i^{-40}\}, \{KCU(V^0)_j^{-40}\}$		$\{KCU(V^0)_i^{-40}\}, \{KCU(V^0)_k^{-40}\}$		$\{KCU(V^0)_j^{-40}\}, \{KCU(V^0)_k^{-40}\}$	
		C_n	C_p	C_n	C_p	C_n	C_p
KCU^{-40}	8	0,741 0,640	0,157 0,900	0,870 0,430	0,521 0,700	0,870 0,430	0,679 0,500
	10	0,513 0,950	0,091 0,900	0,427 0,990	0,115 0,900	0,470 0,980	0,025 0,900
	12	0,509 0,950	0,437 0,700	0,464 0,980	0,345 0,800	0,553 0,920	0,096 0,900
KCV^0	8	0,322 0,990	0,094 0,900	0,322 0,990	0,175 0,900	0,419 0,990	0,080 0,900
	10	0,557 0,910	0,217 0,900	0,514 0,950	0,215 0,900	0,729 0,660	0,429 0,700
	12	0,553 0,920	0,165 0,900	0,664 0,770	0,420 0,700	0,487 0,970	0,254 0,800

* Выделены ячейки таблицы с отличающимися результатами сравнения выборок по двум критериям.

классической статистики (Стюдента), а в ряде случаев привести к противоположным заключениям при применении одновременно критериев Стюдента и Смирнова.

Очевидно, что применение двух образцов для испытания единицы продукции должно повысить полноту аттестации ее качества (по сравнению с одним образцом). Однако при этом неизбежны сложности при выборе значения, характеризующего показатель качества металлопродукции в целом. По двум значениям некорректно рассчитывать их среднее $\bar{X}_j$, так как одному и тому же среднему может соответствовать разный размах Δ между максимальным и минимальным значением, а образцам с одинаковыми значениями размаха – разный абсолютный уровень свойств (их медианное значение). Как вариант, для последующего статистического анализа может быть выбрано минимальное (худшее) значение вязкости, но предпочтительнее делать выбор на основе рассмотрения всех возможных вариантов оценки [19].

Из общих соображений, очевидно, что отбор трех образцов для испытания единицы продукции даст

не только возможность оценить ошибку среднего s , но и позволит более объективно оценить неоднородность качества продукции и по величине среднеквадратичного отклонения, и по уровню размаха Δ .

Построение распределений величин размахов ΔKCU^{-40} по результатам всех трех испытаний (для каждой партии листов из стали 13Г1С-У толщиной 12 мм) или возможных сочетаний пар результатов, выбранных из них (Δ_{i-j} , Δ_{i-k} и Δ_{j-k} – индексы соответствуют номерам столбцов в матрице данных), при единой разбивке на разряды, позволило их сопоставить (рис. 3).

Показано, что для всех гистограмм значений размахов характерна правосторонняя асимметрия. Это подтверждается расчетами коэффициентов асимметрии A_s и эксцесса E_x (табл. 4).

Очевидно, что абсолютные значения коэффициентов асимметрии и эксцесса распределений размахов ударной вязкости трех образцов $\Delta = KCU_{\max} - KCU_{\min}$ оказались меньше, по сравнению со значениями размахов по каждой из трех пар образцов. Однако абсолютные значения размахов для трех образцов были больше парных

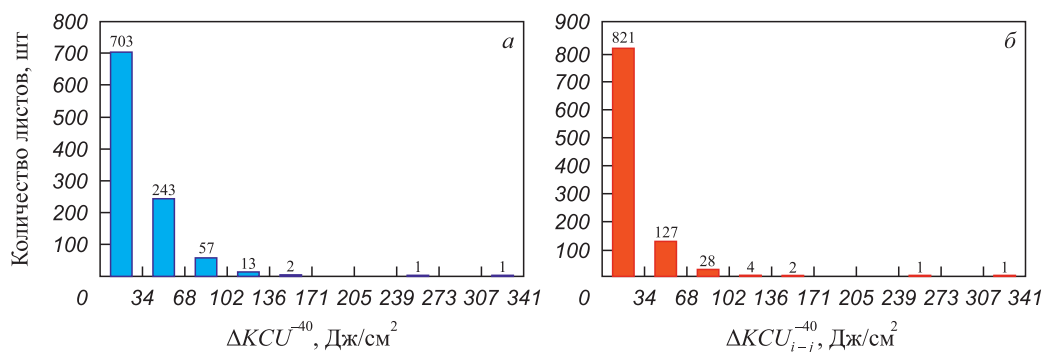


Рис. 3. Гистограммы распределения значений размахов ударной вязкости ΔKCU^{-40} стали 13Г1С-У (толщина листа 12 мм), рассчитанные по трем (ΔKCU^{-40}) (а) и двум (ΔKCU_{i-j}^{-40}) (б) образцам (от каждой партии – единицы контролируемой продукции)

Fig. 3. Histograms of distribution of impact strength range values ΔKCU^{-40} for 13G1S-U steel (sheet thickness – 12 mm), calculated for three (ΔKCU^{-40}) – (a) and two (ΔKCU_{i-j}^{-40}) – (b) samples (one from each batch of controlled products)

Таблица 4. Коэффициенты эксцесса E_x и асимметрии A_s выборок величин размахов ударной вязкости $\Delta = KCU(KCV)_{\max} - KCU(KCV)_{\min}$ листовой стали 13Г1С-У для трех образцов Δ и выборок возможных сочетаний пар (Δ_{i-j-k}) из этих же образцов

Table 4. Coefficients of kurtosis E_x and asymmetry A_s for samplings of impact strength ranges $\Delta = KCU(KCV)_{\max} - KCU(KCV)_{\min}$ of 13G1S-U sheet steel for three samples Δ and samplings of possible combinations of pairs (Δ_{i-j-k}) from the same samples

Толщина листа, мм	Коэффициенты асимметрии и эксцесса	KCU^{-40}				KCV^0			
		Δ	Δ_{i-j}	Δ_{i-k}	Δ_{j-k}	Δ	Δ_{i-j}	Δ_{i-k}	Δ_{j-k}
8	A_s	2,02	2,40	2,40	2,55	2,48	3,02	2,69	3,25
	E_x	5,19	8,17	7,53	8,57	7,37	11,28	9,37	13,89
10	A_s	1,20	1,67	1,72	1,45	1,75	1,94	1,76	2,26
	E_x	1,22	3,14	3,17	2,38	4,55	5,11	4,38	7,39
12	A_s	1,25	1,74	1,58	1,70	1,76	2,11	2,05	2,36
	E_x	1,34	3,62	2,56	3,48	3,52	5,72	5,12	7,32

размахов пар образцов Δ_{i-j} , Δ_{i-k} и Δ_{j-k} в 56,4 – 67,7 % случаев (для всех толщин и партий листов). Для парных сочетаний величины размахов минимизировались, большее количество попаданий наблюдалось в первом разряде, возможны были совпадения значений (нулевой размах), в последующих разрядах гистограммы количество значений размахов в 1,5 – 2,5 раз было меньше, по сравнению с гистограммой распределения размахов, полученных по результатам испытаний трех образцов. Все парные выборки значений размахов Δ_{i-j} , Δ_{i-k} и Δ_{j-k} (для ударной вязкости KCU^{-40} и KCV^0 листов толщиной 8, 10 и 12 мм) значимо отличались от исходной выборки – экспериментальные величины критериев Стьюдента и Смирнова были не менее 4,61 и 2,77 соответственно (риск менее 0,0001).

Однако при проверке значимости различий выборок размахов парных значений ударной вязкости KCU^{-40} и KCV^0 полного «единодушия» между результатами проверки по двум критериям уже не наблюдалось. В 9 вариантах сравнения пар из возможных 18 (три варианта выборок Δ_{i-j} , Δ_{i-k} и Δ_{j-k} для трех толщин листа 8, 10 и 12 мм и двух типов ударной вязкости KCU^{-40} и KCV^0 стали 13Г1С-У) риск гипотезы о различии выборок по двум критериям варьировался в интервале от 0,22 до 0,50. При сравнении 9 пар из 18 было выявлено их статистическое соответствие, в шести и трех случаях с риском не более 0,20 и 0,30 (хотя бы по одному из критериев) соответственно выборки пар отличались (для всех толщин листа и видов ударной вязкости).

По отношению к значениям ударной вязкости, полученным исходно на двух образцах, у показателя ударной вязкости третьего образца может быть другой вариант расположения (на соответствующей оси координат значений ударной вязкости): не только левее или правее минимального и максимального показателей вязкости соответственно, но и между ними (если они не совпадают), например, левее или правее медианного значения (для исходной пары результатов испытаний).

Статистика расположения значений ударной вязкости третьего образца KCU_k^{-40} (относительно соответствующих показателей пар образцов KCU_i^{-40} и KCU_j^{-40}) имела достаточно типичный характер. Например, для листов толщиной 12 мм из стали 13Г1С-У доля выходов ударной вязкости KCU_k^{-40} левее и правее границ интервала вязкости отдельных пар образцов $[KCU_i^{-40}, KCU_j^{-40}]$ была близкой (рис. 4, а). Очевидно, что даже при небольшом превышении границы этот результат может существенно изменить статистику медианных значений при их трансформации в средние значения (как в меньшую, так и в большую сторону), а при больших превышениях влияние таких отклонений становится еще сильнее. В интервал парных показателей ударной вязкости $[KCU_i^{-40}, KCU_j^{-40}]$ третий образец «попадал» от 373 до 402 раз (36,5 – 39,4 % от общего числа партий), из них от 180 до 184 показателей вязкости были

меньше медианных значений $\tilde{x}_i = \frac{KCU_i^{-40} + KCU_j^{-40}}{2}$, а от 175 до 202 – больше (рис. 4, б). Совпадение с медианными значениями было в пределах от 1,6 до 1,8 % и фактически трансформировало его в среднее значение по партии, а все остальные показатели, так или иначе, изменяли оценку ударной вязкости партии. В целом, отсюда вытекает и масштаб рисков при обратных действиях в том случае, когда решается задача, связанная с уменьшением количества образцов, используемых для оценки ударной вязкости отдельных партий листа, с трех до двух единиц.

Однако в сталях с развитой неоднородностью структур далеко не всегда использование даже трех образцов для аттестации качества металлопродукции, в первую очередь вязкости, может обеспечить получение объективных оценок. Это, в частности, относится к сталям с сохранившейся литой структурой (крупные поковки из улучшаемой стали типа 38ХНЗМФА-Ш, 15Х2НМФА), к высокопрочному прокату – листовые стали с феррито-перлитной, феррито-бейнитной полосчатостью в микроструктуре [7; 20 – 22]. Наличие развитой неоднородности морфологии разнородных структур, включая неметаллические включения (НВ), как от образца к образцу, так и в пределах отдельных образцов приводит к большому разбросу значений ударной вязкости, причем во всем диапазоне температур испытания. Это вносит неопределенность в оценку вязкости, в том числе и в определение хладостойкости.

В этой связи перспективным может оказаться использование микрообразцов, при сопоставимости габаритов которых с масштабом структурной неоднородности можно получить оценки хладостойкости отдельных структурных составляющих, ранжировать их по степени опасности, определяя энергию хрупкого разрушения по измерениям акустической эмиссии [7]. Это важно для понимания причин разброса вязкости при использовании стандартных схем испытаний. Именно такой подход позволил показать, что в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш в интервале от –130 до 100 °С хрупко разрушается только межосевое пространство, а ниже –130 °С хрупко разрушаются и оси дендритов. Различия же в рисунке дендритной структуры от одного ударного образца к другому (включая их дальние последствия в микроструктуре и морфологии НВ [1]) приводят к повышенному разбросу вязкости при всех температурах испытания и риску прогноза хладостойкости.

Для стали 15Х2НМФА такие испытания позволили уточнить диапазон температур вязко-хрупкого перехода с привязкой к механизму хрупкого разрушения (транскристаллитное, зернограничное и смешанное). Это важно для оценки возможной деградации хладостойкости металла в ходе длительной эксплуатации, когда ограничено число образцов-свидетелей, и при малом количестве образцов в рамках приемо-сдаточных испытаний.

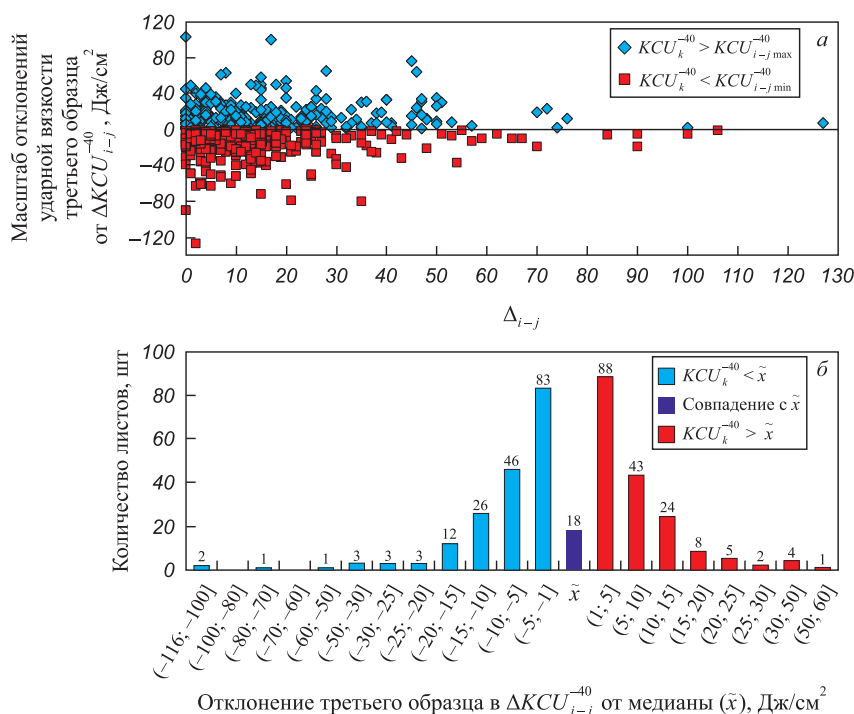


Рис. 4. Распределение отклонений значений ударной вязкости третьего образца KCU_k^{-40} относительно значений ударной вязкости, полученных при испытании двух образцов KCU_i^{-40} и KCU_j^{-40} (для выборок $\{KCU_i^{-40}\}$ и $\{KCU_j^{-40}\}$) – вне интервала их значений (а)

и в пределах этого интервала – относительно медианного значения $\tilde{x}_i = \frac{KCU_i^{-40} + KCU_j^{-40}}{2}$ (б), сталь 13Г1С-У, толщина листа 12 мм

Fig. 4. Distribution of deviations of impact strength values of the third sample KCU_k^{-40} relative to the impact strength values obtained from testing two samples KCU_i^{-40} and KCU_j^{-40} (for samplings $\{KCU_i^{-40}\}$ and $\{KCU_j^{-40}\}$) – outside their value range (a)

and within this range – relative to the median value $\tilde{x}_i = \frac{KCU_i^{-40} + KCU_j^{-40}}{2}$ (b), 13G1S-U steel sheet thickness – 12 mm

Применение такого подхода оказалось полезным не только для оценки хладостойкости структурных составляющих, но и для определения степени опасности аномалий структур. Например, в высокопрочных трубных сталях категории прочности К65 микромеханические испытания позволили локализовать разрушение в пределах протяженной границы раздела в металле с образованием грубых фасеток поперечником порядка 500 мкм каждая, как одну из возможных причин расслоения (шиферности в изломе [20]), и оценить энергию ее разрушения по измерениям акустической эмиссии [7].

В целом, полученные результаты показывают, что такие факторы, как различная статистическая природа распределения значений результатов приемо-сдаточных испытаний (в том числе в рамках рассматриваемых хронологических рядов событий), отличие в широте «охвата» возможного разброса свойств в зависимости от количества образцов, испытываемых на единицу продукции при приемо-сдаточных испытаниях, возможность получения не совпадающих оценок гипотез при сопоставлении выборок с использованием различных статистических критериев, многообразие механизмов технологической наследственности, реализуемых в рамках штатной технологии получения металлопродукции, но изученных далеко не во всех случаях [1; 7],

и многие другие причины в серьезной мере будут существенно сдерживать возможности эффективного применения современных программных решений при разработке систем сквозного управления качеством металлопродукции.

Достижение результатов в этом направлении должно базироваться на глубоком понимании закономерностей эволюции структуры и дефектов по всей технологической цепочке, развитии цифровых средств количественной оценки структур и изломов и их применением в производственной практике для повышения полноты аттестации качества металлопродукции, использовании статистических процедур с учетом понимания статистической природы объекта, а также с учетом необходимости поиска областей с доминирующим типом зависимости (в пределах пространства параметров технологии) и оценки их совместного взаимодействия [7; 15; 19].

Выводы

На основе статистического анализа представительных баз данных производственного контроля технологии получения листовой стали 13Г1С-У (толщина листа 8, 10 и 12 мм) и крупных поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш выделены факторы, опре-

деляющие различие в оценке их качества при приемосдаточных испытаниях с использованием различного количества образцов на единицу продукции (партия, поковка): вариация фиксируемого разброса свойств (размах значений); изменение статистической природы вида распределения значений свойств (вариация величин коэффициентов асимметрии и эксцесса); объем анализируемой выборки.

Показано, что при статистическом анализе баз данных производственного контроля существенное значение для исключения побочных эффектов, снижающих информативность результатов приемосдаточных испытаний, играет соответствующая подготовка массива данных, направленная на исключение влияния трендов, сезонных колебаний, выбросов и т. п.

Установлено, что снижение числа образцов при приемосдаточных испытаниях листовой стали 13Г1С-У с трех до двух (для каждой партии) приводит к увеличению количества минимальных значений размахов ударной вязкости Δ (от 0 до 34 Дж/см²) на 17–20 % и снижению количества размахов в диапазоне от 35 до 136 Дж/см² в 2,0–3,5 раза. Это искажает оценку масштаба неоднородности вязкости стали. Для стали 38ХНЗМФА-Ш можно ожидать еще большего масштаба искажений с учетом развитой неоднородности морфологии структур (дендритной, микро- и НВ).

При вариации количества испытаний (при оценке качества единицы металлопродукции) и связанном с этим изменением вида распределения значений характеристик качества металлопродукции выборки в целом, возможно получение различных результатов проверки гипотез при сопоставлении выборок с использованием статистических критериев Стьюдента и Смирнова. Это следует учитывать при попытках применения современных программных продуктов (Big Data, машинное обучение и др.) в ретроспективном анализе баз данных производственного контроля в металлургии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Сталь на рубеже столетий / Под ред. Ю.С. Карабасова. Москва: МИСиС; 2001:445–543.
2. Pan G., Wang F., Shang C., Wu H., Gao J., Wang S., Gao Z., Zhou X., Mao X., Advances in machine learning and artificial intelligence-assisted material design of steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2023;30(6):1003–1024. <https://dx.doi.org/10.1007/s12613-022-2595-0>
3. Wei J., Chu X., Sun X.Y., Xu K., Deng H.X., Chen J., Wei Z., Lei M. Machine learning in materials science. *InfoMat*. 2019;1(3):338–358. <https://doi.org/10.1002/inf2.12028>
4. Sandhya N., Sowmya V., Bandaru C.R., Raghu Babu G. Prediction of mechanical properties of steel using data science techniques. *International Journal of Recent Technology and Engineering*. 2019;8(3):235–241. <https://doi.org/10.35940/ijrte.C3952.098319>
5. Guo S., Yu J., Liu X., Wang C., Jiang Q. A predicting model for properties of steel using the industrial big data based on machine learning. *Computational Materials Science*. 2019;160:95–104. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.12.056>
6. Sitek W., Trzaska J. Practical aspects of the design and use of the artificial neural networks in materials engineering. *Metals*. 2021;11(11):1832. <https://doi.org/10.3390/met11111832>
7. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Прогноз разрушения материалов с неоднородной структурой. *Физика металлов и металловедение*. 2022;123(12):1334–1346. <https://doi.org/10.31857/S0015323022601088>
8. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A. Prediction of the destruction of materials with inhomogeneous structures. *Physics of Metals and Metallography*. 2022;123:1253–1264. <https://doi.org/10.1134/S0031918X22601615>
9. Azimi S.M., Britz D., Engstler M., Fritz M., Mücklich F. Advanced steel microstructural classification by deep learning methods. *Scientific Reports*. 2018;8:2128. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-20037-5>
10. Герасимова Л.П., Голубков Д.Е., Гук Ю.П. Стандартные методы контроля качества металлических материалов, сварных и паяных соединений. Москва: Инфра-Инженерия; 2024:668.
11. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Kodirov D., Bosov E.V., Kotishevskiy G.V. On necessity of taking into account statistical nature of the objects using Big Data in metallurgy. *CIS Iron and Steel Review*. 2022;(1):105–112. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2022.01.19>
12. Tripathi M.K., Kumar R., Tripathi R. Big-data driven approaches in materials science: A survey. *Materials Today: Proceedings*. 2020;26(2):1245–1249. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.249>
13. Ченцов Н.Н. Статистические решающие правила и оптимальные выводы. Москва: Наука; 1972:524.
14. Гмурман В.Е. Теория вероятностей и математическая статистика. Москва: Высшая школа; 2003:479.
15. Штремель М.А. Инженер в лаборатории. Москва: Металлургия; 1983:128.
16. Кудря А.В., Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Возможности статистического анализа результатов приемосдаточных испытаний для определения масштабов неоднородности качества трубных сталей. *Металлург*. 2018;(11):64–68.
17. Kudrya A.V., Shabalov I.P., Velikodnev V.Ya., Sokolovskaya E.A., Akhmedova T.Sh., Vasil'ev S.G. Possibilities of the statistical analysis of acceptance test results for determining the scale of pipe steel quality inhomogeneity. *Metallurgist*. 2018;62:1167–1172. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00769-z>
18. Chang Y., Haase C., Szeliga D., Madej L., Hangen U., Pietrzyk M., Bleck W. Compositional heterogeneity in multiphase steels: Characterization and influence on local properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;827:142078. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142078>
19. Klein D.V., Faleskog J. Influence of heterogeneity due to toughness variations on weakest-link modeling for brittle failure. *Engineering Fracture Mechanics*. 2023;292:109643. <https://doi.org/10.1016/j.engfractmech.2023.109643>
20. Большев Л.Н., Смирнов Н.В. Таблицы математической статистики. Москва: Наука; 1965:464.
21. Босов Е.В., Кодиров Д.Ф., Соколовская Э.А., Кудря А.В. Оценка хладостойкости крупных поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш на основе «раскопок данных» производственного контроля процесса и продукта.

Деформация и разрушение материалов. 2025;(4):29–39.
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2025-4-29-39>

Bosov E.V., Kodirov D.F., Sokolovskaya E.A., Kudrya A.V. Evaluation of cold resistance of large forgings made of 38KhN3MFA-Sh improved steel based on «data mining» of industrial control of process and product. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2025;(4):29–39. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2025-4-29-39>

20. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А., Глебов А.Г., Струин А.О., Гервасьев А.М. О структурных причинах шиферности вязких изломов толстолистовой стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009;52(9):9–15.

Arabei A.B., Pyshmintsev I.Yu., Shtremel' M.A., Glebov A.G., Struin A.O., Gervas'ev A.M. On the structural causes of shingled brittle fractures in plate steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009;52(9):9–15. (In Russ.).

21. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. Москва: Металлургиздат; 2012:696.

22. Гурович Б.А., Кулешова Е.А. Стали корпусов ядерных реакторов: структура, свойства, радиационное охрупчивание. *Материаловедение*. 1999;(11):33–45.

Gurovich B.A., Kuleshova E.A. Reactor pressure vessel steels: Structure, properties, radiation embrittlement. *Materialovedenie*. 1999;(11):33–45. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Элина Александровна Соколовская, к.т.н., ученый секретарь Совета УМО по образованию в области металлургии, доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0001-9381-9223

E-mail: sokolovskaya@misis.ru

Егор Владимирович Босов, аналитик подразделения Офиса управления проектами, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0009-0001-5225-6070

E-mail: bosov.e@misis.ru

Александр Викторович Кудря, д.т.н., профессор кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-0339-2391

E-mail: AVKudrya@misis.ru

Давронжон Фарходжон Угли Кодиров, к.т.н., ассистент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0009-0003-5380-5558

E-mail: kodirov.df@misis.ru

Валерий Игоревич Алексеев, аспирант, инженер научного проекта кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: kiilobit@edu.misis.ru

Elina A. Sokolovskaya, Cand. Sci. (Eng.), Scientific Secretary of the UMO Council for Education in Metallurgy, Assist. Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0001-9381-9223

E-mail: sokolovskaya@misis.ru

Egor V. Bosov, Analyst of the Project Management Office, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0009-0001-5225-6070

E-mail: bosov.e@misis.ru

Aleksandr V. Kudrya, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-0339-2391

E-mail: AVKudrya@misis.ru

Davronjon F.U. Kodirov, Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0009-0003-5380-5558

E-mail: kodirov.df@misis.ru

Valerii I. Alekseev, Postgraduate, Engineer of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: kiilobit@edu.misis.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Э. А. Соколовская – подготовка окончательного текста статьи, обсуждение полученных результатов.

Е. В. Босов – проведение статистического анализа баз данных производственного контроля, построение графических зависимостей, участие в подготовке статьи.

А. В. Кудря – концепция статьи, обоснование проведения исследования, участие в подготовке текста статьи.

Д. Ф. Кодиров – анализ состояния вопроса по литературным источникам, статистический анализ полученных результатов.

В. И. Алексеев – помощь в структурировании баз данных производственного контроля, проведение испытаний по оценке хладостойкости на образцах, габариты которых сопоставимы с масштабом структурной неоднородности конструкционной стали.

E. A. Sokolovskaya – preparation of the final text, discussion of results.

E. V. Bosov – conducting statistical analysis of production control databases, constructing graphical dependencies, participation in the article preparation.

A. V. Kudrya – conceptualization, justification for conducting the research, participation in the article preparation.

D. F. Kodirov – analysis of the state of the issue based on literary sources, statistical analysis of results.

V. I. Alekseev – assistance in structuring production control databases, conducting tests to assess cold resistance on samples with dimensions comparable to the scale of structural inhomogeneity of structural steel.

Поступила в редакцию 28.04.2025

После доработки 15.05.2025

Принята к публикации 16.05.2025

Received 28.04.2025

Revised 15.05.2025

Accepted 16.05.2025



УДК 669.162.212.9:669.162.211.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-316-323



Оригинальная статья

Original article

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СОСТОЯНИЯ ГОРНА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ НА ОСНОВЕ ПОКАЗАНИЙ ТЕРМОПАР, НАХОДЯЩИХСЯ В ПОЯСАХ ХОЛОДИЛЬНИКОВ

А. Н. Дмитриев¹, Д. А. Витькин², М. О. Золотых¹, Г. Ю. Витькина¹

¹ Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² АО «Калугин» (Россия, 620078, Екатеринбург, ул. Мира, 33)

20procents@mail.ru

Аннотация. Контроль футеровки горна доменной печи является важным аспектом в обеспечении эффективной и безопасной работы доменного производства. Футеровка горна играет ключевую роль в защите стен доменной печи от воздействия высоких температур и химически агрессивного шлакового расплава. Раннее выявление зон повышенного износа позволяет планировать профилактические работы, минимизируя простой и потери производительности. Более того, это способствует эффективному расходованию ресурсов, так как позволяет оптимизировать замену поврежденных участков футеровки, избегая излишних затрат на превентивные меры. В работе приведено описание разработанной трехмерной нестационарной модели горна доменной печи, базирующейся на показаниях термопар. Модель позволяет оценить форму разгара горна и распределение температур в кладке горна в трехмерной и двумерной (графической) формах. Для оценки разгара футеровки горна использованы показания термопар, установленных в районе трех нижних поясов холодильников. Указанная математическая модель может быть внедрена в доменный процесс в любое время после капитального ремонта I разряда. В случае, если прошло достаточно много времени после задувки доменной печи и в футеровке горна возможно образование разгара или гарнисажа, необходимо также использовать результаты ультразвукового контроля нижней части доменной печи. Математическая модель состояния горна доменной печи позволяет принимать пользователю обоснованные решения по предотвращению аварийных ситуаций, связанных с прогаром футеровки, и является перспективным инструментом для повышения эффективности и безопасной эксплуатации доменных печей.

Ключевые слова: доменная печь, горн, математическое моделирование, термопара, разгар, футеровка, контроль, теплопередача

Благодарности: Работа выполнена в рамках реализации Государственного задания Института металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН.

Для цитирования: Дмитриев А.Н., Витькин Д.А., Золотых М.О., Витькина Г.Ю. Математическая модель состояния горна доменной печи на основе показаний термопар, находящихся в поясах холодильников. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):316–323.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-316-323>

MATHEMATICAL MODEL OF BLAST FURNACE HEARTH CONDITION BASED ON DATA FROM THERMOCOUPLES IN REFRIGERATOR BELTS

A. N. Dmitriev¹, D. A. Vit'kin², M. O. Zolotych¹, G. Yu. Vit'kina¹

¹ Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amund-sena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

² JSC Kalugin (33 Mira Str., Yekaterinburg 620078, Russian Federation)

20procents@mail.ru

Abstract. The control of blast furnace hearth lining is of critical importance in ensuring efficient and safe operation of blast furnace production process. Hearth lining plays a fundamental role in protecting the blast furnace walls from high temperatures and chemically aggressive slag melt. Early detec-

tion of high wear areas allows planning of preventive maintenance, thereby minimizing downtime and lost productivity. Furthermore, it contributes to the efficient use of resources by optimizing the replacement of damaged lining sections, thus avoiding unnecessary expenditure on preventive measures. The paper presents a three-dimensional unsteady model of blast furnace hearth, developed based on thermocouple data. This model facilitates estimation of the crucible heat-up and temperature distribution in the crucible masonry in three-dimensional and two-dimensional (graphical) forms. Estimation of the hearth lining burnout is achieved through the utilization of readings of the thermocouples installed in the hearth lining of blast furnace in the area encompassing the three lower refrigerator belts. Implementation of the mathematical model is permissible at any juncture following the overhaul of the first discharge. If a sufficient amount of time passed since the blast furnace was blown in, and there is a possibility of burnout or skull formation in the hearth lining, it is also necessary to utilize the results of ultrasonic control (USC) of the blast furnace lower part. The mathematical model of the blast furnace hearth condition enables informed decision-making by users regarding prevention of the emergency situations related to lining burnout, thus demonstrating its potential as a tool for enhancing the efficiency and safe operation of blast furnaces.

Keywords: blast furnace, hearth, mathematical modelling, thermocouple, heating, lining, control, heat transfer

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the State assignment of the Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Dmitriev A.N., Vit'kin D.A., Zolotikh M.O., Vit'kina G.Yu. Mathematical model of blast furnace hearth condition based on data from thermocouples in refrigerator belts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):316–323. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-316-323>

ВВЕДЕНИЕ

Эффективный контроль разгара футеровки горна доменной печи (ДП) является неотъемлемой частью комплексной системы управления доменным производством, направленной на достижение высоких технико-экономических показателей.

Для контроля разгара футеровки горна ДП существует несколько способов:

- принципы системного анализа и решение прямой и обратной задач контроля тепловой работы ДП [1 – 3];
- систематическая диагностика состояния футеровки горна с использованием разработанного на фирме метода отраженного акустико-ультразвукового сигнала АУ-Е [4];
- метод группового учета аргументов, основным параметром в котором для оценки теплового состояния низа ДП принято содержание кремния в чугуна [5];
- оценка среднего теплового потока охлаждающей воды в холодильниках [6; 7];
- учет взаимосвязи между конструкцией футеровки горна и износом футеровки [8 – 10].

Одним из наиболее достоверных является способ, включающий в процессе капитального ремонта установку специальных термопар в определенном количестве и в определенных точках, что в дальнейшем позволит контролировать толщину футеровочных слоев и оценивать градиент температур в кладке [11 – 14]. Расчет остаточной толщины футеровки горна и лещади, а также их двух- и трехмерная визуализации осуществляются как с помощью известных программных пакетов (например, Matlab [15]), так и оригинальных программ [16 – 18]. Наиболее наглядным для моделирования теплового потока может считаться метод конечных элементов [19; 20].

Контроль состояния огнеупорной футеровки горна с использованием математической модели [21] возможен после задувки ДП и выхода ее теплового состояния на стационарный режим. Рассматриваемая в настоящей работе математическая модель может использоваться

в любое время после капитального ремонта I разряда. В случае, если прошло достаточно много времени после задувки, в футеровке горна возможно образование разгара или гарнисажа. Тогда необходимо использовать результаты ультразвукового контроля (УЗК) нижней части ДП.

ИСХОДНЫЕ ДАННЫЕ

На рис. 1 представлен вертикальный разрез горна ДП объемом 2000 м³. Видно, что первый пояс холодильников охватывает большую часть лещади, а второй и третий расположены в зоне металлоприемника ДП.

Перед тремя поясами холодильников горна и лещади установлены термопары (20 шт. на каждом поясе). Для оценки разгара горна могут быть использованы данные с указанных термопар, которые имеются в базе данных АСУ ТП ДП (дискретность съема может составлять от 1 мин). Введено понятие эталонных температур термопар (ЭТТ) – это температуры с термопар, снятые в момент проведения УЗК разгара горна, результатом которого явились данные о толщине всех слоев футеровки на четырех горизонтах. В результате проведенного УЗК горна ДП устанавливается, что в поясе горна наблюдается износ керамических и углеродистых блоков, а также наличие гарнисажа. Горизонтальные разрезы выполнены на высоте 6,5; 7,3; 7,9; 9,9 м.

На рис. 2 приведен горизонтальный разрез горна с привязкой к фурменным приборам и леткам. Начало цилиндрической системы координат поместили в центр лещади на отметке 0. За начало отчета принята ось фурменного прибора 1 (рис. 2) и далее по часовой стрелке через равный угол. В данном случае высота будет постоянна и равна отметке секущей плоскости.

Таким образом, имеются четыре секущих плоскости, которые определяют геометрию гарнисажа. При помощи САД системы можно получить максимально точную 3D модель гарнисажа в горне.

В расчетную область задачи входят зона боковых стенок горна и зона лещади, где теплообмен описывается

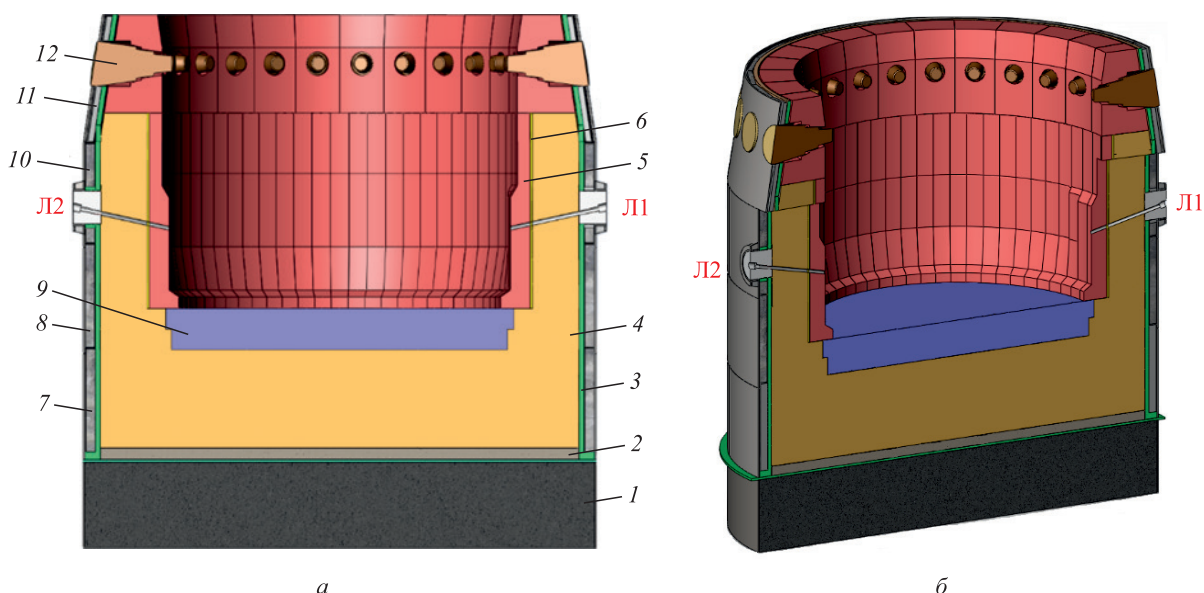


Рис. 1. Вертикальный разрез горна доменной печи, включая лещади:

2D-формат (а); 3D-формат (б):

- 1 – фундамент ДП; 2 – графитовые блоки; 3 – огнеупорная набивная масса; 4 – углеродистые блоки различной плотности;
5 – керамический стакан; 6 – огнеупорная изоляционная масса; 7 – холодильники (первый пояс);
8 – холодильники (второй пояс); 9 – керамический слой лещади; 10 – холодильники (третий пояс);
11 – холодильники (четвертый пояс); 12 – фурменные приборы; Л – летка

Fig. 1. Vertical section of the blast furnace hearth, including the bottom:

a – 2D-format; б – 3D-format:

- 1 – BF foundation; 2 – graphite blocks; 3 – refractory packing mass; 4 – carbon blocks of different density;
5 – ceramic cup; 6 – refractory insulating mass; 7 – refrigerators (1 belt); 8 – refrigerators (2 belt);
9 – ceramic layer of the bottom; 10 – refrigerators (3 belt); 11 – refrigerators (4 belt); 12 – tuyeres; Л – taphole

уравнением теплопроводности в твердом материале. Начальными условиями выступают известные данные последнего УЗК (эталонные температуры). Внутренней границей является поверхность контакта между

расплавленным металлом и футеровкой (гарнисажем). Температура внутренней поверхности футеровки принимается равной значению текущей температуры чугуна, измеренной термопарами, установленными в летке ДП, либо, при отсутствии термопар, задается оператором (например, 1450 °С). Внешней границей является значение температур по данным термопар в поясе холодильников. Допущено, что температура охлаждающего агента в холодильниках постоянна. Для упрощения расчета предположен идеальный тепловой контакт между слоями футеровки. В областях сопряжения теплофизические характеристики материалов усредняются.

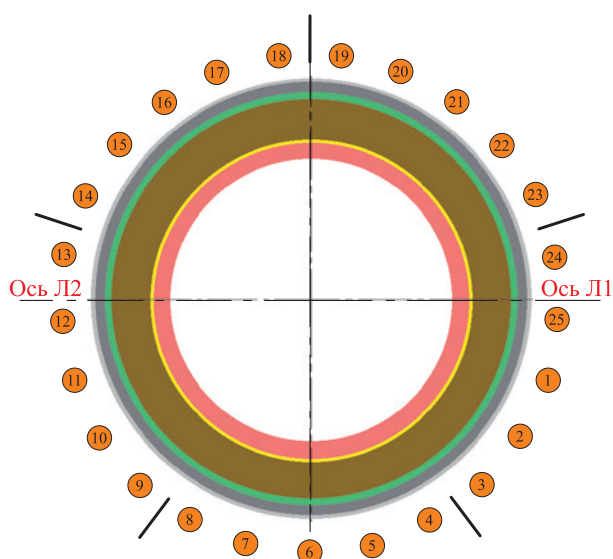


Рис. 2. Горизонтальный разрез горна с привязкой к 25 фурменным приборам и двум леткам

Fig. 2. Horizontal section of the furnace hearth with reference to 25 tuyeres and 2 tapholes

РАСЧЕТ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ЧЕРЕЗ МНОГОСЛОЙНУЮ ЦИЛИНДРИЧЕСКУЮ СТЕНКУ

Расчет линейной плотности теплового потока через цилиндрическую стенку выполняли по формулам (1) – (3)

$$q = \frac{\pi(T_1 - T_2)}{\frac{1}{\alpha_1 d_1} + \frac{1}{2\lambda} \ln \frac{d_2}{d_1} + \frac{1}{\alpha_2 d_2}} = k_r \pi(T_2 - T_1) = \frac{\pi(T_2 - T_1)}{R_1}; \quad (1)$$

$$k_l = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_1 d_1} + \frac{1}{2\lambda} \ln \frac{d_2}{d_1} + \frac{1}{\alpha_2 d_2}}; \quad (2)$$

$$R_l = \frac{1}{\alpha_1 d_1} + \frac{1}{2\lambda} \ln \frac{d_2}{d_1} + \frac{1}{\alpha_2 d_2}, \quad (3)$$

где T_1 и T_2 – температура горячего и холодного флюидов, °C (K); α_1 , α_2 – коэффициенты теплоотдачи от горячего флюида к стенке и от стенки к холодному флюиду, Вт/(м²·K); d_1 и d_2 – внутренний и наружный диаметры цилиндрической стенки, м; λ – коэффициент теплопроводности стенки, Вт/(м·K); k_l – линейный коэффициент теплопередачи через цилиндрическую стенку, Вт/(м·K); R_l – линейное термическое сопротивление теплопередачи через стенку цилиндрической формы, (м·K)/Вт.

Линейную плотность теплового потока при теплопередаче через цилиндрическую стенку, состоящую из n слоев разной толщины и с разными физическими свойствами, рассчитывали по формуле (4)

$$q = \frac{\pi(T_1 - T_2)}{\frac{1}{\alpha_1 d_1} + \sum_{i=1}^n \frac{1}{2\lambda_i} \ln \frac{d_{i+1}}{d_i} + \frac{1}{\alpha_2 d_{n+1}}}, \quad (4)$$

где λ_i – коэффициент теплопроводности i -го слоя, Вт/(м·K); d_i и d_{i+1} – внутренний и наружный диаметры i -го слоя цилиндрической стенки, м.

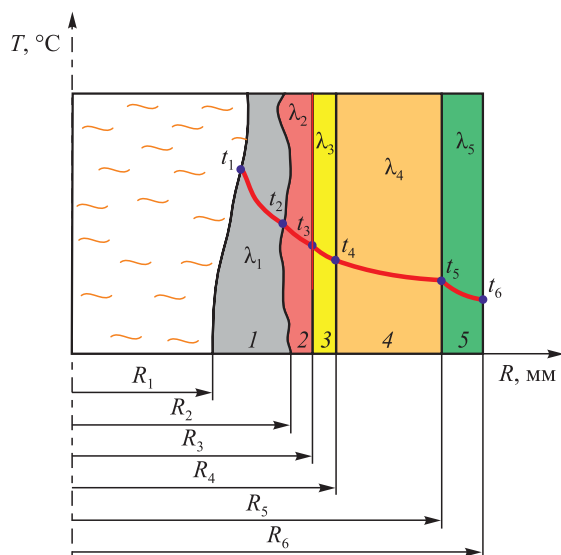


Рис. 3. Слои изоляционных материалов в области второго пояса холодильников:

1 – гарнисаж; 2 – керамический стакан;

3 – огнеупорная изоляционная масса;

4 – углеродистые блоки; 5 – огнеупорная набивная масса

Fig. 3. Layers of insulating materials

in the area of the second belt of refrigerators:

1 – skull; 2 – ceramic cup; 3 – refractory insulating mass;

4 – carbon blocks; 5 – refractory packing mass

Для этого случая теплопередачи через цилиндрическую стенку линейное термическое сопротивление равно

$$R_l = \frac{1}{\alpha_1 d_1} + \sum_{i=1}^n \frac{1}{2\lambda_i} \ln \frac{d_{i+1}}{d_i} + \frac{1}{\alpha_2 d_{n+1}}. \quad (5)$$

Расчет процесса теплопередачи через пятислойную стенку производили для четырех заданных горизонтов с известными толщинами слоев (например, для области, которую охватывает второй пояс холодильников эти слои указаны на рис. 3).

Поскольку имеет место разрушение керамического стакана и изоляционного материала, их толщины будут отличаться от исходных условий в рассматриваемом секторе контроля температуры (СКТ). Высота СКТ равна высоте холодильника. Если провести горизонтальные сечения вдоль СКТ, очевидно, что в каждой точке сечения температура огнеупорных материалов будет разная, а значит и разная глубина разрушения кладки (или толщина гарнисажа). Сектора контроля температуры разделены на равные части по высоте. В каждой секущей плоскости определены толщины всех слоев огнеупорных материалов, далее рассчитаны температуры в плоскости. Зная значение температуры, пропорционально определено, как будут вести себя соответствующие слои при повышении/снижении общей температуры.

Рассмотрим сечение, например, на высоте 6,5 м (рис. 4). Толщина гарнисажа различна в радиальном направлении (от $S_{(2-4)}$ до $S_{(1-3)}$). Возможно изменение координат точек T_1 и T_2 в следующих случаях:

– толщина гарнисажа увеличивается (T_1 и T_2 стремятся к центру ДП, температура в рассматриваемом секторе снижается);

– толщина гарнисажа уменьшается (T_1 и T_2 стремятся к T_3 и T_4 соответственно, температура будет расти).

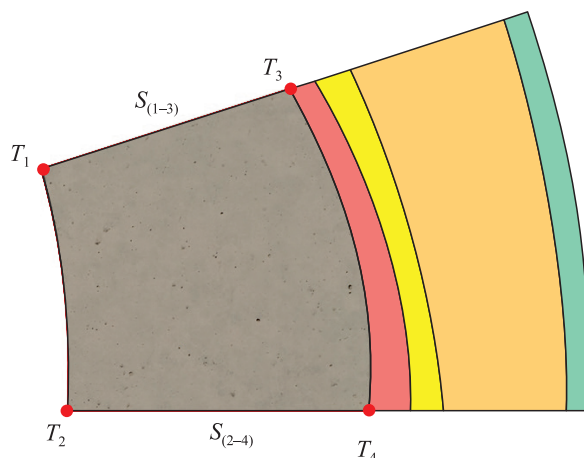


Рис. 4. Сектор контроля температуры в плоскости 6,5 м (вид снизу)

Fig. 4. Temperature control sector in the 6.5 m plane (bottom view)

Исходные данные для расчета

Input data for calculation

Изоляционный материал	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	Толщина слоя, мм
Гарнисаж	0,36	X
Керамический стакан	4,0	340*
Изоляционный материал	4,0	60*
Супермикропористые углеродистые блоки	17	1282*
Набивная паста	18	130
Микропористые углеродистые блоки	11	1282*
Керамический слой лещади	1,74	Y
Супермикропористые углеродистые блоки лещади	17	650
Углеродистые блоки лещади	11	1950
Графитовые блоки лещади	100	295
Набивная паста лещади	18	70
* Значение до появления гарнисажа		

По данным температурам термопар в день проведения УЗК могут быть определены эталонные распределения температур в кладке горна на всех уровнях.

Коэффициент теплопроводности гарнисажа зависит от многих условий, среди которых есть плотность гарнисажа [22]. Принято $\lambda_r = 0,36$ Вт/(м·°С).

В таблице приведены исходные данные для расчета процесса теплопередачи.

РАСЧЕТ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ЧЕРЕЗ МНОГОСЛОЙНУЮ ПЛОСКУЮ СТЕНКУ

Лещади анализируемой ДП состоит из семи плотно прилегающих друг к другу слоев. Для области, которую охватывает первый пояс холодильников, эти слои следующие (от внутреннего слоя к наружному): гарнисаж; керамический слой; супермикропористые углеродистые блоки; углеродистые блоки; графитовые блоки; набивная паста; воздушное охлаждение лещади (имеются термопары).

Первый пояс холодильников разделен на 20 одинаковых плоскостей (рис. 5, а). Секторы представлены на рис. 5, б.

Расчет теплопередачи через плоскую стенку выполнен с использованием поверхностной плотности теплового потока, которая, как известно, связана с тепловым потоком соотношением $q = Q/F$, где F – площадь поверхности теплообмена.

Для стенки, состоящей из n слоев, формула расчета теплопередачи через плоскую стенку имеет вид

$$q = \frac{T_1 - T_2}{\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (6)$$

где δ_i и λ_i – толщина и коэффициент теплопроводности i -го слоя стенки; R_i – термическое сопротивление теплопередачи многослойной стенки, (м²·К)/Вт.

Тогда

$$R_t = \frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}; \quad (7)$$

$$q = \frac{T_1 - T_2}{R_t} = \frac{\sum_{i=1}^k \Delta T_i}{\sum_{i=1}^k R_{ti}} = \text{const}, \quad (8)$$

где ΔT_i – перепад температур на i -ом участке теплопередачи, °С (К); R_{ti} – термическое сопротивление i -го

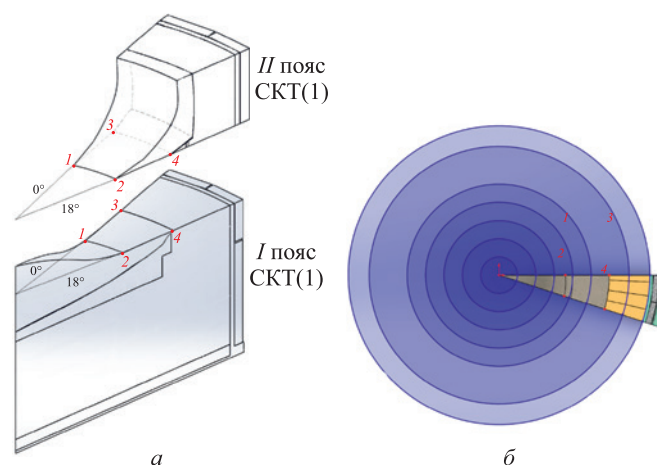
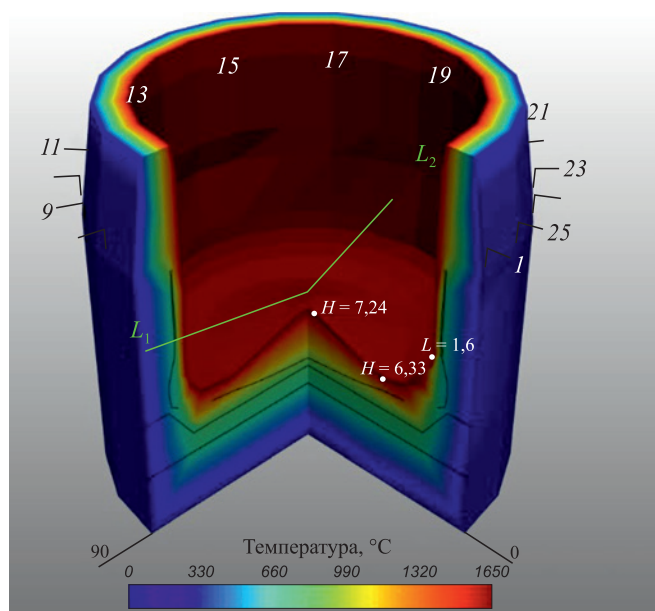
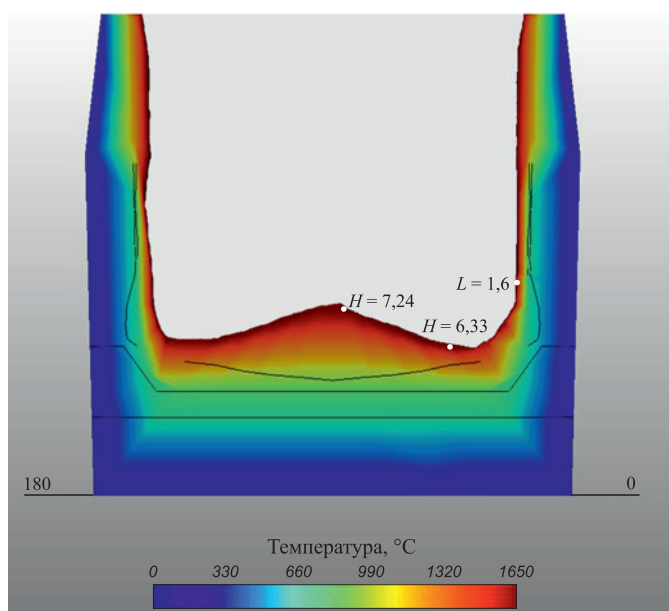


Рис. 5. Сечение секущими цилиндрическими плоскостями (а) и граничные точки гарнисажа двух поясов (б)

Fig. 5. Section by secant cylindrical planes (a) and boundary points of the skull of two belts (b)



а



б

Рис. 6. 3D модель горна и лещади (температурное распределение) (а); двумерный разрез модели горна и лещади (б)

Fig. 6. 3D model of the hearth and bottom (temperature distribution) (а), two-dimensional section of the hearth and bottom model (б)

участка теплопередачи, ($\text{м}^2 \cdot \text{К}$)/Вт; k – число участков теплопередачи.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ГОРНА И ЛЕЩАДИ ДП

Двух- и трехмерная модели горна ДП визуализируются с помощью Visualization Toolkit (VTK) открытой библиотеки для моделирования, обработки изображений и прикладной визуализации, на C++.

Трехмерные объекты задаются наборами вершин и граней, проходящих через эти вершины. Данные модели являются квазителями вращения, поэтому координаты вершин задаются в цилиндрической системе координат. Центр этой системы отчета лежит на мнимой оси, проходящей вертикально через центр печи, начиная с отметки 0. В свою очередь VTK принимает координаты вершин фигур в прямоугольных координатах X , Y , Z . Для преобразования координат используются формулы: $X = R \cos(A)$; $Y = R \sin(A)$; $Z = H$.

Координаты вершин на внешней поверхности печи являются константами, заданными на этапе разработки модели. Координаты вершин на внутренней поверхности печи меняются в зависимости от толщины футеровки, вычисленной по математической модели разгара горна. Цвет отображения кладки представляет собой цветовой градиент, соответствующий температуре футеровки (рис. 6).

Для наглядности отображения в трехмерном представлении горна может быть вырезан любой сектор. Это позволяет оценить внутреннее состояние стенки, при этом азимуты, по которым производится сечение могут быть заданы произвольно, что позволяет контролировать

весь объем кладки. Торцы сечения не являются результатом работы VTK по рассечению фигуры, а являются отдельным, специально вычисленным множеством точек. Таким образом, для каждого отображения задаются четыре поверхности: внешняя (константа), внутренняя (расчет) и два азимутальных сечения (расчет).

Достоверность прогноза остаточной толщины футеровки стенок горна ДП определяется сравнением результатов расчета в модели с результатами проведенных мероприятий УЗК.

Выводы

Применение разработанной математической модели позволит оптимизировать процесс доменной плавки, обеспечивая оперативный контроль толщины футеровки посредством визуализации горна и лещади. Это, в свою очередь, откроет путь к существенному сокращению издержек благодаря своевременному принятию решений о технологических параметрах процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чайка А.Л., Лебедь В.В., Сохацкий А.А., Цюпа К.С., Корнилов Б.В., Шостак В.Ю., Панчоха Г.В., Москалина А.А., Гоман С.В., Фоменко А.П. Опыт и перспективы комплексного применения систем автоматизированного контроля разгара футеровки, тепловых потерь и теплоэнергетических параметров на доменных печах. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2017;(3):2–9.
Chaika A.L., Lebed' V.V., Sokhatskii A.A., Tsyupa K.S., Kornilov B.V., Shostak V.Yu., Panchokha G.V., Moskalina A.A., Goman S.V., Fomenko A.P. Experience and prospects of complex application of automated control systems of the lining firing, heat losses and thermoenergetic parameters on blast furnaces. *Metallurgical and Mining Industry*. 2017;(3):2–9.

- lina A.A., Goman S.V., Fomenko A.P. Experience and prospects of complex application of automated control systems for lining burnout, heat losses and heat energy parameters at blast furnaces. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2017;(3):2–9. (In Russ.).
2. Пинчук Д.А., Панчоха Г.В., Канаев В.В., Можаренко Н.М. Современные методы контроля остаточной толщины футеровки металлоприемника доменной печи: *Сборник научных трудов «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии»*. 2005;(11):247–253.
3. Филатов С.В., Курунов И.Ф., Гордон Я.М., Тихонов Д.Н., Грачев С.Н. Продление кампании доменной печи при ее интенсивной работе. *Металлург*. 2016;(9):17–22.
Filatov S.V., Kurunov I.F., Gordon Ya.M., Tikhonov D.N., Grachev S.N. Extension of blast furnace campaign at its intensive operation. *Metallurg*. 2016;(9):17–22. (In Russ.).
4. Тараканов А.К., Иващенко В.П., Еремин О.О., Сибир А.В., Лялюк В.П., Кассим Д.А. Контроль состояния футеровки металлоприемника доменной печи. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2016;(2):32–38.
Tarakanov A.K., Ivashchenko V.P., Eremin O.O., Sibir A.V., Lyalyuk V.P., Kassim D.A. Control of condition of lining in blast furnace metal receiver. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2016;(2):32–38. (In Russ.).
5. Муравьева И.Г., Тогобицкая Д.Н., Белошадка Е.А., Шумельчик Е.И., Семенов Ю.С. Разработка комплексного критерия оценки воздействия расплавов на футеровку металлоприемника доменной печи: *Сборник научных трудов «Системные технологии»*. 2012;(2):79.
6. Jiao K.-x., Zhang J.-l., Liu Z.-j., Deng Y., Chen C.-l. Cooling phenomena in blast furnace hearth. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2018;25:1010–1016.
<https://doi.org/10.1007/s42243-018-0160-x>
7. Andreev K., Louwerse G., Peeters T., van der Stel J. Blast furnace campaign extension by fundamental understanding of hearth processes. *Ironmaking & Steelmaking*. 2017;44(2): 81–91. <https://doi.org/10.1080/03019233.2016.1154716>
8. Liu Z Recent progress on long service life design of Chinese blast furnace hearth. *ISIJ International*. 2012;52(101): 1713–1723. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1713>
9. Li Y., Chen L., Wang L., Ma J. Monitoring the safety status of a blast furnace hearth using cooling stove heat flux. *AIP Advances*. 2020;10(2):025308.
<https://doi.org/10.1063/1.5137827>
10. Dmitriev A.N., Chesnokov Yu.A., Chen K., Ivanov O.Yu., Zolotykh M.O. Monitoring system of firebrick lining erosion of blast furnace hearth. *IFAC Proceedings Volumes*. 2013;46(16):294–301.
<https://doi.org/10.3182/20130825-4-US-2038.00027>
11. Дмитриев А.Н., Золотых М.О., Витькина Г.Ю. Мониторинг состояния огнеупорной футеровки горна доменной печи на основе цифровых технологий. Екатеринбург: АМБ;2022:154.
12. Пат. 2299910 RU. Способ контроля состояния футеровки горна доменной печи. Кошелев А.Е., Криволапова Л.И., Кравцова О.А.; заявлено 07.07.2005; опубликовано 27.05.2007.
13. Torrkulla J., Saxén H. Model of the state of the blast furnace hearth. *ISIJ International*. 2000;40(5):438–447.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.438>
14. Duarte R.M., Ruiz-Bustanza I., Carrascal D., Verdeja L.F., Mochón J., Cores A. Monitoring and control of hearth refractory wear to improve blast furnace operation. *Ironmaking & Steelmaking*. 2013;40(5):350–359.
<https://doi.org/10.1179/1743281212Y.0000000045>
15. Swartling M., Sundelin B., Tilliander A., Jönsson P.G. Heat transfer modelling of a blast furnace hearth. *Steel Research International*. 2010;81(3):186–196.
<https://doi.org/10.1002/srin.200900145>
16. Swartling M. A study of the heat flow in the blast furnace hearth lining: Doctoral dissertation. 2010:51.
17. Li Y., Chen L., Ma J. Numerical study on the relationship between the localized depression erosion of a commercial blast furnace hearth lining and the heat flux of cooling staves. *IEEE Access*. 2019;(7):60984–60994.
<https://doi.org/10.1109/ACCESS.2019.2915915>
18. Swartling M., Sundelin B., Tilliander A., Jönsson P. Experimentally determined temperatures in blast furnace hearth. *Ironmaking & Steelmaking*. 2010;37(1):21–26.
<https://doi.org/10.1179/030192309X12506804200627>
19. Zhao H., Cheng S. Optimization for the structure of BF hearth bottom and the arrangement of thermal couples. *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*. 2006;13(6):497–503.
[https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(06\)60101-1](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(06)60101-1)
20. Zhang C., Hou B., Shao L., Zou Z., Saxén H. Estimation of the blast furnace hearth state using an inverse-problem-based wear model. *Metals*. 2022;12(8):1302.
<https://doi.org/10.3390/met12081302>
21. Дмитриев А.Н., Золотых М.О., Чэнь К., Витькина Г.Ю. Сравнительный технологический анализ систем контроля разгара огнеупорной футеровки горна доменной печи. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;(8):82–91.
Dmitriev A.N., Zolotykh M.O., Chen K., Vit'kina G.Yu. Comparative technological analysis of control systems of refractory lining heat-up of blast furnace hearth. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;(8):82–91. (In Russ.).
22. Мороз В.Ф., Тогобицкая Д.Н., Можаренко Н.М., Нестеров А.С., Белькова А.И., Степаненко Д.А. Влияние состава и свойств материалов гарнисажа на его образование и стойкость: *Сборник научных трудов «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии»*. 2010;22:85–95.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Николаевич Дмитриев, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-6446-0215

E-mail: andrey.dmitriev@mail.ru

Дмитрий Александрович Витькин, инженер-конструктор, АО «Калугин»

ORCID: 0009-0004-7023-5734

E-mail: dimantg85@rambler.ru

Максим Олегович Золотых, к.т.н., ведущий инженер лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-8923-9872

E-mail: max@zolotykh.su

Галина Юрьевна Витькина, к.т.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-1076-2709

E-mail: 20procents@mail.ru

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-6446-0215

E-mail: andrey.dmitriev@mail.ru

Dmitrii A. Vit'kin, Design Engineer, JSC Kalugin

ORCID: 0009-0004-7023-5734

E-mail: dimantg85@rambler.ru

Maksim O. Zolotykh, Cand. Sci. (Eng.), Leading Engineer of Laboratory for Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0009-0004-7023-5734

E-mail: max@zolotykh.su

Galina Yu. Vit'kina, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Institute of Metallurgy named after Academician N.A. Vatolin, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-1076-2709

E-mail: 20procents@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. Н. Дмитриев – идея, научное руководство, разработка методологии исследования, рецензирование и редактирование рукописи.

Д. А. Витькин – проведение расчетов, анализ, обработка данных и их обсуждение, написание алгоритма расчета, визуализация результатов.

М. О. Золотых – написание алгоритма расчета, программирование, визуализация 2D и 3D результатов.

Г. Ю. Витькина – концептуализация, подготовка обзора и редактирование текста, анализ и обработка данных, написание окончательного варианта рукописи.

A. N. Dmitriev – conceptualization, scientific guidance, development of the research methodology, review and editing of the text.

D. A. Vit'kin – performing calculations, analysis, data processing and discussion, writing the calculation algorithm, visualizing the results.

M. O. Zolotykh – writing the calculation algorithm, programming, visualizing 2D and 3D results.

G. Yu. Vit'kina – conceptualization, review preparation and text editing, data analysis and processing, writing the final manuscript.

Поступила в редакцию 16.01.2025

После доработки 12.02.2025

Принята к публикации 23.04.2025

Received 16.01.2025

Revised 12.02.2025

Accepted 23.04.2025



Редакционная статья
Editorial article

К 90-ЛЕТИЮ Николая Филипповича ЯКУШЕВИЧА



Ректорат, сотрудники и студенты от всей души поздравляют доктора технических наук, профессора, профессора-консультанта кафедры металлургии черных металлов и химической технологии Николая Филипповича Якушевича с 90-летним юбилеем!

Якушевич Н.Ф. родился 31 мая 1935 г. в г. Новокузнецк. Всю свою жизнь Николай Филиппович посвятил науке и образованию, пройдя путь от молодого инженера до выдающегося ученого. В 1962 году он с отличием окончил Сибирский металлургический институт по специальности «Металлургия черных металлов (электрометаллургия стали и ферросплавов)» и сразу же начал свою трудовую деятельность в родном вузе в должности инженера-исследователя.

С первых лет работы Николай Филиппович активно участвовал в разработке передовых технологий металлургического производства. Его научные изыскания были посвящены прямым методам получения стали из

руд Чокодам-Булакского месторождения, переработке фосфоритов Белкинского месторождения, применению новых типов восстановителей в ферросплавном производстве, а также совершенствованию технологий получения ферромарганца и силикомарганца из руд Усинского, Николаевского, Никопольского, Дзездинского месторождений.

В 1969 году Николай Филиппович защитил кандидатскую диссертацию на тему «Исследование активности кремния в высококремнистых марганцевых сплавах», что стало важной вехой в его научной карьере. С этого же года он возглавил новое направление подготовки специалистов в вузе по технологии электротермических производств, внес значительный вклад в развитие учебного процесса, создание лабораторной базы и разработку методического обеспечения.

Научные интересы юбиляра охватывают широкий круг вопросов химической электротермии, включая производство абразивных материалов, фосфора, карбида кальция. Николай Филиппович активно занимается теоретическими вопросами, которые являются основой для разработки и внедрения новых технологических режимов и методов производства корундовых материалов (Юргинский абразивный завод, Ташкентский абразивно-алмазный комбинат), карбида кремния (Волжский абразивный завод), кремния (Братский алюминиевый завод), высокотемпературного синтеза сплавов, лигатур, тугоплавких карбидов (B, W), производства силикатных эмалей, покрытий сварочных электродов, методами компьютерного моделирования построены диаграммы фазово-химического равновесия ряда систем, наиболее широко используемых в химико-металлургической практике; экспериментальными методами изучены термодинамические характеристики сложных металлических и шлаковых расплавов, кинетика восстановления оксидов углеродом, кремнием, алюминием, что позволило создать достоверные схемы межфазных взаимодействий в ваннах руднотермических печей. Результатом его многолетних исследований стали 160 научных статей, 3 монографии и 15 патентов. В 1996 году Николай Филиппович успешно защитил докторскую диссертацию, посвященную развитию теории высокотемпе-

ратурных углетермических рудовосстановительных процессов.

В настоящее время Николай Филиппович активно занимается изучением термодинамики гетерогенных равновесий типа жидкие металлические и шлаковые расплавы – твердые оксидные материалы, позволяющих оценивать возможность и глубину протекания взаимодействий реагентов с огнеупорными твердофазными составляющими шихты в процессах плавки стали в конвертерах, сварки, восстановления оксидов, технологий самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Как член редколлегий ведущих научных изданий и руководитель студенческих научных работ, Николай Филиппович воспитал несколько поколений высоко-

квалифицированных специалистов. Его профессиональные достижения отмечены почетными грамотами Российской Федерации и администрации Кемеровской области.

Коллеги и ученики ценят Николая Филипповича за неиссякаемую энергию, глубокие профессиональные знания, высокую работоспособность и принципиальность.

*Редакционная коллегия журнала и коллеги
сердечно поздравляют Николая Филипповича
с юбилеем! Желаем дорогому юбиляру
крепкого здоровья, благополучия,
новых творческих свершений
в научной деятельности!*

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, *главный редактор*

Е.В. Протопопов, *заместитель главного редактора*

Е.А. Ивани, *ответственный секретарь*

Л.П. Бащенко, *заместитель ответственного секретаря*

Е.Ю. Потапова, *заместитель главного редактора по развитию*

О.А. Долицкая, *научный редактор*

В.В. Расенец, *верстка, иллюстрации*

Г.Ю. Острогорская, *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 27.06.2025. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,25. Заказ 22438. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



To the 95th Anniversary of SibSIU – the first university in Kuzbass!

Complex energy-dynamic model of BOF melting

Modeling and development of technological modes for production of grinding balls of increased hardness and impact resistance

Energy consumption analysis of multistage steel wire drawing

Production of arc sheet elements by stepped bending method

Waste reduction and implementation of environmentally safe and efficient production processes using high-silicon alloys of the Al – Si system

Environmental features of oxidative refining of phosphorous hot metal in heavy-duty converters

Features of steel contact surface wear in sliding under low contact pressure

Peculiarities of deformation localization in additive material with structural-phase heterogeneity

Non-metallic inclusions in micropores of massive steel castings

Martensitic transformations in metastable austenitic steel with coarse-grained and ultrafine-grained structure during torsion

Effect of boron oxide additives on viscosity and melting point of the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ system

Optimization modeling of crack resistance of ceramic shell mold during cooling of steel casting in it

Possible consequences caused by reducing the number of samples during acceptance tests of a unit of metal products to assess its quality

Mathematical model of blast furnace hearth condition based on data from thermocouples in refrigerator belts

To the 90th Anniversary of Nikolai Filippovich Yakushevich



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

