

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 4 2022

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ В ИСКРОВОМ ПРОМЕЖУТКЕ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ТЕРМОДИНАМИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЩЕЛОЧНО-ЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВОВ

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕФЕКТНУЮ СУБСТРУКТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co – Cr – Fe – Mn – NiC

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

ВЛИЯНИЕ ОПОРНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ И СТРУКТУРЫ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ НА ЕЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ



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

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65, Номер 4, 2022

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 65, Number 4, 2022

Scientific and Technical Journal
Published since January 1958. Issued monthly

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:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

Редакционная коллегия:

Алешин Н.П., академик РАН, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Астахов М.В., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Ашихмин Г.В., д.т.н., профессор, ОАО «Ин-Т Цветметобработка», г. Москва

Байсанов С.О., д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан

Белов В.Д., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Бродов А.А., к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

Волынкина Е.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Глезер А.М., д.ф.-м.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Горбатько С.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Григорьев К.В., академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Громов В.Е., д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Дмитриев А.Н., д.т.н., академик, профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Дуб А.В., д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва

Жучков В.И., д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Зингер Р.Ф., д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

Зиниград М., д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль

Золотухин В.И., д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула

Колмаков А.Г., д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Колокольцев В.М., д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск

Костина М.В., д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Косырев К.Л., д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва

Курганова Ю.А., д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Куринов В.В., к.ф.-м.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Линн Х., ООО «Линн Хай Терм», Германия

Лысак В.И., академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН, г. Москва

Заместитель главного редактора:

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

Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»,
Тел.: +7 (495) 638-44-11

E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@isis.ru

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

Мешалкин В.П., академик РАН, д.т.н., профессор, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

Мулюков Р.Р., д.ф.-м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа

Мышляев Л.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Никулин С.А., д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Нурумгалиев А.Х., д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан

Островский О.И., д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия

Пиетрелли Лорис, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия

Подгородецкий Г.С., к.т.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Пышминцев И.Ю., д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск

Рудской А.И., академик РАН, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург

Сивак Б.А., к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИТМАШ», г. Москва

Симонов Л.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Смирнов Л.А., академик РАН, д.т.н., профессор, ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург

Солодов С.В., к.т.н., НИТУ «МИСиС», г. Москва

Спирин Н.А., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

Танг Гуоц, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

Темлянец М.В., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Филонов М.Р., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Чуманов И.В., д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск

Шежуков О.Ю., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

Шпайдель М.О., д.т.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария

Юрьев А.Б., д.т.н., доцент, СибГИУ, г. Новокузнецк

Юсупов В.С., д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index на платформе Web of Science, Research Bible, 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.

По решению ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



National University of Science
and Technology "MISIS"



Siberian State Industrial University

Editor-in-Chief:

Leopold I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow

Deputy Editor-in-Chief:

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

Editorial Addresses:

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11

E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisiu.ru

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

Editorial Board:

Nikolai P. Aleshin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, Bauman STU, Moscow
German V. Ashikhmin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

Mikhail V. Astakhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

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

Ilya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, 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

Aleksandr M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-math.), 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.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow

Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Vladimir V. Kurnosov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., NUST "MISIS", 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

Leonid P. Myshlyaev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RAS, 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

Gennadii S. Podgorodetskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk

Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany

Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow

Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland

Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Tang Guoi, 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.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., 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

Journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (Web of Science), Research Bible, OCLC and Google Scholar

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



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Шевченко Р.А., Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Мих-
но А.Р. Исследование закономерностей процессов
в искровом промежутке при контактной стыковой
сварке железнодорожных рельсов 232
- Сборщиков Г.С., Петелин А.Л., Терехова А.Ю. Иссле-
дование тепловой работы надслоевого пространст-
ва печи Ромелт 240

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Нуржанов О.С., Торохов Г.В., Черноусов П.И., Чез-
ганова Д.В. Пространственное распространение
аэрозольных и пылевых техногенных выбросов
во внешней зоне влияния металлургических пред-
приятий 246

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Осинцев К.А., Громов В.Е., Воробьев С.В., Ива-
нов Ю.Ф., Панченко И.А. Влияние электронно-
пучковой обработки на дефектную субструктуру
высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe –
– Mn – NiC 254
- Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кине-
тика деформации Людерса как автоволнового про-
цесса 261

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Якушевич Н.Ф., Протопопов Е.В., Темлянцеv М.В.,
Павлов В.В., Абина А.Н., Бивол О.В. Термодина-
мика восстановления щелочно-земельных метал-
лов из шлаковых расплавов 268

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Михалев А.В., Билалов Д.Х.
Исследование структурообразования при произ-
водстве листовой стали на установке непрерывного
литья и деформации 278

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Shevchenko R.A., Yur'ev A.B., Kozyrev N.A., Mikh-
no A.R. Investigation of processes in spark gap during
contact butt welding of railway rails 232
- Sborshchikov G.S., Petelin A.L., Terekhova A.Yu. Ther-
mal operation of superlayer space in Romelt furnace 240

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES

- Nurzhanov O.S., Torokhov G.V., Chernousov P.I., Chez-
ganova D.V. Spatial distribution of aerosol and dust
man-made emissions in external influence zone of me-
tallurgical enterprises 246

MATERIAL SCIENCE

- Osintsev K.A., Gromov V.E., Vorob'ev S.V., Ivanov Yu.F.,
Panchenko I.A. Effect of high-current pulsed electron
beam treatment on defect substructure of the high-ent-
ropy alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system 254
- Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of
Lüders deformation as an autowave process 261

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

- Yakushevich N.F., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V.,
Pavlov V.V., Abina A.N., Bivol O.V. Thermodynamics
of alkaline-earth metals reduction from slag melts 268

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Lekhov O.S., Guzanov B.N., Mikhalev A.V., Bilalov D.Kh.
Structure formation during sheet steel production in a unit
of continuous casting and deformation 278

Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние опорного наполнителя и структуры оболочковой формы на ее трещиностойкость	285
Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А., Никитин А.Г. Оценка возможностей калибров, формирующих сочлененные профили, для реализации технологии прокатки – разделения	294
70 лет А.Р. Фастыковскому	224

Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of support filler and structure of shell mold on its crack resistance ...	285
Fastykovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Capabilities of grooves forming articulated profiles for rolling – separation technology	294
To the 70th Anniversary of Fastykovskii A.R.	224



Оригинальная статья

УДК 669.1.17

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-232-239

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2293>



ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ В ИСКРОВОМ ПРОМЕЖУТКЕ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Р. А. Шевченко, А. Б. Юрьев, Н. А. Козырев, А. Р. Михно

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

Аннотация. Современное оборудование для контактной стыковой сварки железнодорожных рельсов имеет огромное количество технологических параметров (входных факторов), влияющих на качество получаемого сварного соединения. Такое количество параметров не позволяет в полной мере подобрать оптимальные режимы сварки. Изучение процессов, протекающих в искровом промежутке (образование микроконтактов, увеличение или уменьшение их площади поперечного сечения, взрыв образовавшихся микроконтактов), позволит определить количество и равномерность вложенного тепла при сварке рельсов. Полученные знания сократят количество влияющих факторов на качество сварного стыка. С использованием большого количества статистических данных исследованы процессы, протекающие в искровом промежутке при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов типа Р65 категории ДТ350 на рельсосварочной машине К1000. При изучении влияния характера перемещения подвижной плиты сварочной машины во время оплавления на силу сварочного тока, определено, что зависимости между данными величинами нет. Предположительно, распределение силы сварочного тока имеет случайный характер, изменяющегося в результате процессов образования, существования и взрыва большого количества мельчайших электрических контактов. Исходя из анализа распределения частот определено, что распределение сопротивления искрового промежутка не соответствует нормальному закону распределения. При увеличении выборки отклонение от него усиливается, визуальное гистограмма описывает гамма-распределение. С помощью закона гамма-распределения смоделирована сила сварочного тока при контактной стыковой сварке оплавлением. Результаты исследований планируется применять для моделирования тепловых процессов и формирования структуры металла шва и зон термического влияния сварного соединения железнодорожных рельсов.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, рельсовая сталь, искровой промежуток, сила тока, электрическое сопротивление, гамма-распределение

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Кемеровской области – Кузбасса в рамках научного проекта № 20-48-420003 «Развитие физико-химических и технологических основ создания принципиально нового способа сварки дифференцированно термупроченных железнодорожных рельсов».

Для цитирования: Шевченко Р.А., Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Михно А.Р. Исследование закономерностей процессов в искровом промежутке при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 232–239.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-232-239>

Original article

INVESTIGATION OF PROCESSES IN SPARK GAP DURING CONTACT BUTT WELDING OF RAILWAY RAILS

R. A. Shevchenko, A. B. Yur'ev, N. A. Kozyrev, A. R. Mikhno

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

Abstract. Modern equipment for contact butt welding of railway rails has a huge number of technological parameters (input factors) that affect the quality of the resulting welded joint. These parameters do not allow the optimal welding modes to be fully selected. The study of the processes occurring in the spark gap (formation of microcontacts, increase or decrease in their cross-sectional area, explosion of the resulting microcontacts) will make it possible to determine the amount and uniformity of the invested heat during rail welding. The acquired knowledge will reduce the number of influencing factors on quality of the welded joint. Using a large amount of statistical data, the authors have investigated the processes occurring in the spark gap during contact butt welding of railway rails of R65 type of DT350 category on K1000 rail welding machine. When studying the influence of movable plate movement of the welding machine during reflow on the strength of welding current, it was determined that there is no dependence between these values. The random nature of distribution of the welding current values is assumed, changing as a result of the processes of formation, existence and explosion of a large number of tiny electrical contacts. Based on the analysis of frequency distribution, it is certain that distribution of the spark gap resistance does not correspond to the normal distribution law. As the sample increases, the deviation from it increases; visually the histogram describes the gamma distribution. With the help of the gamma distribution law, the welding current forces during contact butt welding were modeled

by reflow. The research results are planned to be used to simulate thermal processes and formation of the structure of weld metal and the zones of thermal influence of railway rails welded joint.

Keywords: contact butt welding, rail steel, spark gap, current strength, electrical resistance, gamma distribution

Funding: The research was supported by the RFBR and the Kemerovo region – Kuzbass within the framework of the scientific project no. 20-48-420003 “Development of physico-chemical and technological foundations for creating a fundamentally new method of welding differentially heat-strengthened railway rails”.

For citation: Shevchenko R.A., Yur'ev A.B., Kozyrev N.A., Mikhno A.R. Investigation of processes in spark gap during contact butt welding of railway rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 232–239. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-232-239>

ВВЕДЕНИЕ

Железнодорожная отрасль РФ имеет стратегическое значение. Она является связующим звеном единой экономической системы, обеспечивающим стабильную деятельность промышленных предприятий, а также своевременную доставку жизненно важных грузов в отдаленные районы страны. Она является самым доступным транспортом для миллионов граждан. По данным ОАО «РЖД» на 2019 г. развернутая длина главных путей является одной из самых протяженных в мире и составляет свыше 124 тыс. км [1 – 4].

Одним из основных элементов строения железных дорог являются рельсы. В настоящее время как на железных дорогах Российской Федерации, так и за рубежом происходит отказ от звеньевой конструкции пути (болтового соединения рельсов). Одним из основных недостатков звеньевого пути является наличие стыка, который способствует образованию дефектов и преждевременному выходу рельсов из эксплуатации. Разработка новых технологий, позволяющих обеспечить возможность получения бесстыкового железнодорожного пути, является актуальным направлением в развитии современного общества [5 – 8]. Следует принять во внимание, что эксплуатация железнодорожного пути в стране происходит в сложных климатических и эксплуатационных условиях (в стране используются пути совмещенного типа, а не как в Европейских странах – раздельного для промышленного и пассажирского потоков) [8 – 10].

Исследованию закономерностей при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов в последнее время уделяется большое внимание. Особенно сложны для математического моделирования процессы, протекающие в искровом промежутке [11 – 15]. При электроконтактном способе торцы свариваемых рельсов нагреваются теплом, выделенным в контакте между рельсами при пропускании через них тока. Напряжение подается к свариваемым рельсам от сварочных трансформаторов рельсосварочной машины, рельсы перемещаются навстречу друг другу. При соприкосновении торцов возникают единичные контакты, так как касание их происходит не по всей площади рельса, а по микронеровностям. Образующиеся контакты быстро нагреваются и взрываются. Поскольку торцы перемещаются навстречу друг другу, то вместо

взорвавшихся контактов образуются новые. Сопротивление каждого элемента и плотность тока, протекающего через него, велики, поэтому контакты нагреваются очень быстро. В местах соприкосновения металл расплавляется и взрывается раньше, чем площадь контакта успевает значительно увеличиться в процессе сближения торцов рельсов. После взрыва элементарных контактов на их месте образуются углубления (кратеры). Новые контакты возникают на месте кратеров лишь через некоторое время, которое определяется скоростью подачи свариваемых рельсов и первоначальной глубиной кратера. В любой момент времени (за исключением моментов замыкания рельсов) общая площадь всех контактов значительно меньше площади сечения оплавляемых деталей. За время существования элементарных контактов участки торцов рельсов, примыкающие к контактам, нагреваются до высоких температур. Часть расплавленного металла при взрыве перемишек выбрасывается наружу в виде брызг, в кратерах остается узкий слой нагретого, но не расплавленного металла и пленка жидкого металла, оставшегося после взрыва [7, 16 – 18].

Целью настоящей работы является исследование закономерности изменения электрического сопротивления в искровом промежутке при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования вырезали два образца полнопрофильных рельсов типа Р65 категории ДТ350 длиной не менее 600 мм. Контактную стыковую сварку рельсов проводили на рельсосварочной машине К1000. Весь процесс сварки полнопрофильных рельсов контролировали с записью основных параметров в память компьютера. Параметры во время процесса сварки фиксировали и сохраняли в табличном виде (при необходимости в графическом виде). Каждый технологический этап имеет свою продолжительность, внутри него контролируемые параметры изменяются в широком диапазоне.

Для описания процесса контактной сварки рельсов на машине К1000 в настоящей работе применяли метод статистического моделирования. Исследовали силу тока при сварке I , напряжение при сварке U , скорость оплавления V , которые являются параметрами свароч-

ного режима, влияющими на качество сварного шва рельсов. Данные производственного контроля и параметров сварочных режимов для каждого этапа сведены в таблицы, в которых приведены основные фактические значения сварочных режимов на машине контактной стыковой сварки К1000, а также результаты испытаний сварных соединений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Во время паузы между взрывами тепло распространяется от нагретого слоя в глубь металла. После оплавления торцов на некоторую величину температурное поле определяется количеством возникших контактов, длительностью пауз между существованием контактов, количеством выбрасываемого при взрывах металла и другими факторами.

О характере существования множества электрических микроконтрактов можно судить по графику изменения силы тока и напряжения. Используя закон Ома, можно получить сопротивление искрового промежутка в разные моменты времени, которое в основном зависит от состояний электрических микроконтрактов (рис. 1).

При устойчивом оплавлении действующее значение напряжения на свариваемых деталях мало отличается от напряжения холостого хода сварочного трансформатора. При управлении процессом сварки на современных сварочных машинах принято допущение, что характер изменения тока оплавления определяется законом перемещения подвижной плиты и каждому значению скорости соответствует определенное значение сварочного тока [19].

При построении графика изменения сварочного тока оплавления во времени и наложении графика изменения скорости перемещения подвижной плиты никаких

закономерностей не наблюдается (рис. 2). Значение коэффициента корреляции $R = 0,25$ также подтверждает отсутствие взаимосвязи тока оплавления со скоростью перемещения.

Характер изменения тока оплавления зависит от сопротивления искрового промежутка, который, в свою очередь, зависит от процессов образования, существования и взрыва большого количества мельчайших электрических контактов. Характер изменения тока оплавления при постоянных условиях (постоянном напряжении, скорости передвижения подвижной плиты) является случайным.

Для моделирования процесса контактной сварки оплавлением можно применить законы распределения случайной величины. Так как для случайного процесса необходимо, чтобы условия были постоянны (в рассматриваемом случае напряжение и скорость передвижения подвижной плиты), для определения закона распределения выбраны значения сопротивления при разных скоростях, построены частотные гистограммы (рис. 3).

Исходя из анализа построенных гистограмм распределения частот определено, что распределение сопротивления искрового промежутка не соответствует нормальному закону распределения и при увеличении выборки отклонение от него усиливается; визуально гистограмма описывает гамма-распределение.

Гамма-распределение зависит от двух параметров: α (определяет форму распределения) и β (определяет масштаб). Плотность вероятности этого распределения задается следующей формулой:

$$\rho(x) = \frac{1}{\beta^\alpha \Gamma(\alpha)} x^{\alpha-1} e^{-\frac{x}{\beta}}; x \geq 0,$$

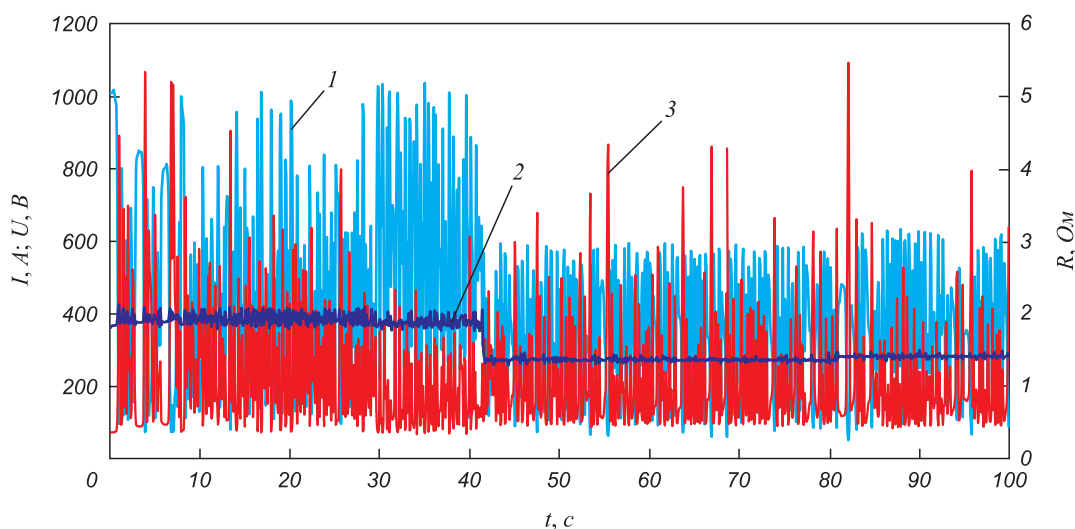


Рис. 1. Распределение силы тока (1), напряжения (2) и сопротивления (3) в процессе сварки рельсов

Fig. 1. Distribution of current (1), voltage (2) and resistance (3) during rail welding

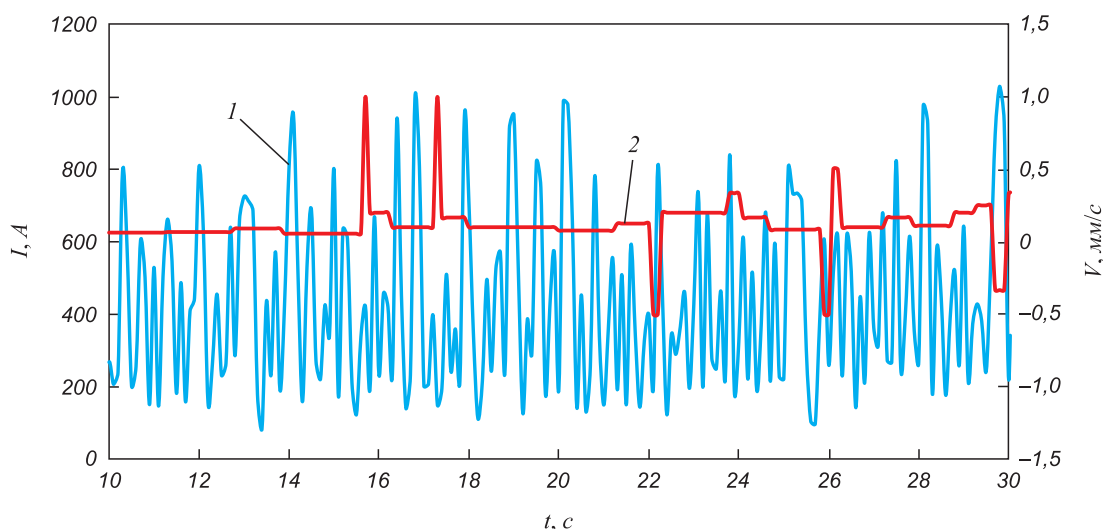


Рис. 2. Изменения сварочного тока (1) и скорости перемещения (2) подвижной плиты во времени

Fig. 2. Graph of changes in welding current (1) and movement rate (2) of the movable plate in time

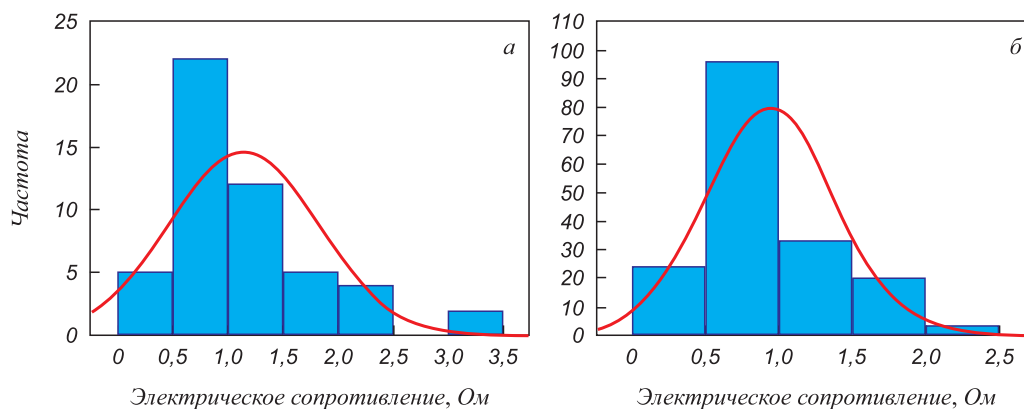


Рис. 3. Гистограмма распределения частот электрического сопротивления искрового промежутка при разных скоростях: а – скорость 0,2 мм/с (выборка из 50 значений при одном эксперименте); б – скорость 0,5 мм/с (выборка из 176 значений при десяти экспериментах)

Fig. 3. Distribution histogram of electrical resistance frequencies of the spark gap at different speeds:

а – speed of 0.2 mm/s (a sample of 50 values in one experiment); б – speed of 0.5 mm/s (a sample of 176 values in 10 experiments)

где x – случайная величина, в рассматриваемом случае суммарное электрическое сопротивление микроконтактов в искровом промежутке; $\Gamma(\alpha) = \int_0^\infty x^{\alpha-1} e^{-x} dx$ – гамма-функция (при $\alpha > 0$).

Выбрав ряд значений изменения сопротивления искрового промежутка (x_i) при скорости 0,2 мм/с, определены параметры α и β гамма-распределения по формулам:

$$\alpha = \frac{\bar{x}^2}{s^2}; \quad \beta = \frac{s^2}{\bar{x}};$$

где $\bar{x}$ – выборочное среднее; s^2 – выборочная дисперсия.

Рассчитаны вероятности данных x_i и обратные функции, то есть смоделированы значения с заданными параметрами распределения ($\alpha = 2,79$; $\beta = 0,41$) и известными вероятностями $p_x(x_i)$ (рис. 4).

Коэффициент корреляции между фактическими и моделируемыми значениями составляет 0,94. Сравнивая реальные значения со значениями модели, можно сделать вывод о том, что гамма-распределение описывает случайный характер образования, существования и взрыва электрических микроконтактов в искровом промежутке.

Чтобы смоделировать весь процесс сварки, необходимо определить влияние скорости перемещения подвижной станины на ток оплавления, точнее на сопротивление, которое зависит от множества контактов в искровом промежутке. Для выборки значений электрического сопротивления при разных скоростях перемещения подвижной станины рассчитаны параметры гамма-распределения (α , β). Для соответствующих скоростей (взятых как входные параметры) и значений α и β (взятых как выходные) построены уравнения регрессии.

При увеличении данных выборки точность описания уравнением регрессии параметров распределения α и β с помощью скорости перемещения подвижной плиты возрастает. При выборке из одного эксперимента линейные уравнения для параметров α и β имеют коэффициенты детерминации 0,33 и 0,22 соответственно (рис. 5, а), а при выборке из десяти экспериментов коэффициенты детерминации составляют 0,83 и 0,47 (рис. 5, б).

Полученные регрессии необходимы для определения параметров гамма-распределения значений сопротивления искрового промежутка в зависимости от скорости подвижной плиты. Для определения параметров по линейному закону необходимо воспользоваться уравнениями регрессии:

$$\alpha = \begin{cases} 7,28V + 1,15; & V \geq 0 \quad (R^2 = 0,83); \\ -3,02V + 1,28; & V < 0 \quad (R^2 = 0,69); \end{cases}$$

$$\beta = \begin{cases} -1,16V + 0,71; & V \geq 0 \quad (R^2 = 0,47); \\ 0,74V + 0,77; & V < 0 \quad (R^2 = 0,48). \end{cases}$$

Для определения параметров α и β с помощью нелинейной регрессии необходимо воспользоваться уравнениями:

$$\alpha = 7,65V^4 + 9,75V^3 + 5,06V^2 - 0,36V + 2,17 \quad (R^2 = 0,71);$$

$$\beta = -1,54V^3 - 1,74V^2 + 0,28V + 0,57 \quad (R^2 = 0,37).$$

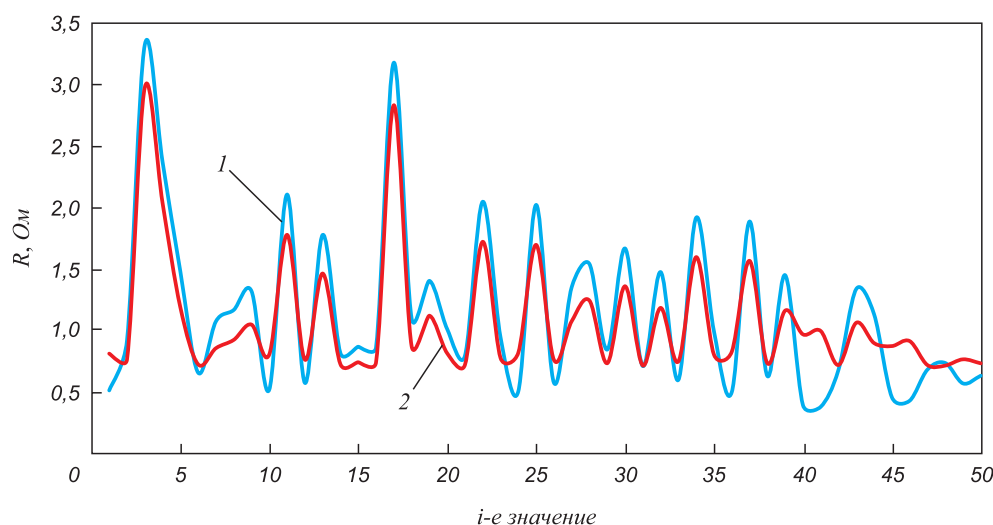


Рис. 4. Электрическое сопротивление в искровом промежутке при скорости перемещения подвижной станины 0,2 мм/с: 1 и 2 – фактические и смоделированные значения

Fig. 4. Electrical resistance in the spark gap at a moving frame speed of 0.2 mm/s: 1 and 2 – actual and simulated values

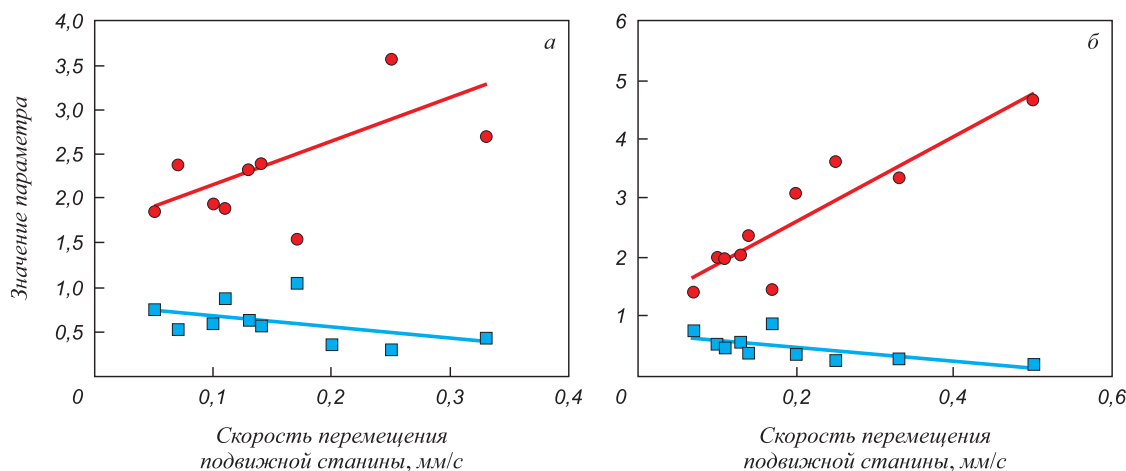


Рис. 5. Распределение параметров α (●) и β (■) в зависимости от скорости перемещения подвижной станины при выборках из одного (а) и десяти (б) экспериментов

Fig. 5. Distribution of parameters α (●) and β (■) depending on movement speed of the movable frame with samples from one (а) and ten (б) experiments

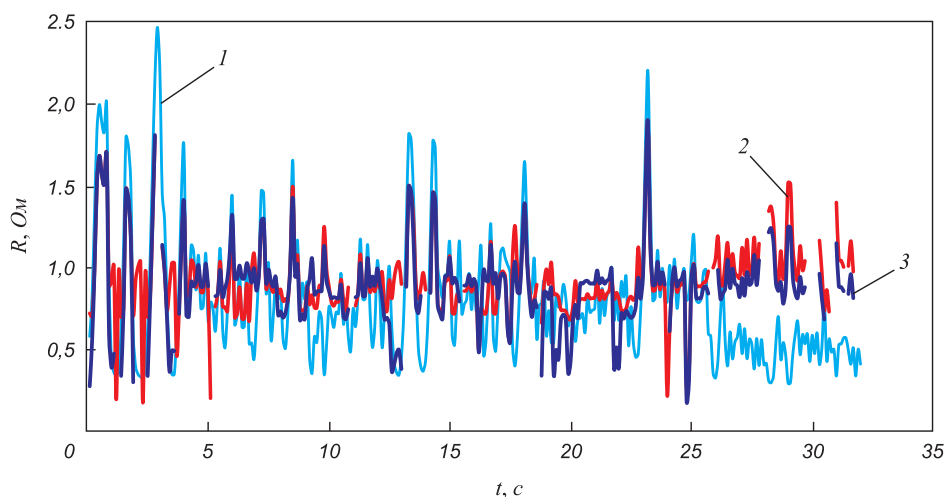


Рис. 6. Фактические (1) и смоделированные (значения модели по линейным уравнениям (2) и по полиномиальным значениям (3)) сопротивления искрового зазора

Fig. 6. Actual (1) and simulated values (model values by linear equations (2) and polynomial values (3)) of the spark gap resistance

Используя данные зависимости, смоделирован первый этап оплавления процесса сварки рельсов типа Р65 на машине контактной стыковой сварки рельсов К1000 по заданным вероятностям (по реальным значениям) (рис. 6).

Модель, полученная по линейным уравнениям, имеет коэффициент корреляции (с реальными значениями) 0,46. Модель, полученная по полиномиальным уравнениям, имеет коэффициент корреляции (с реальными значениями) 0,61. Вторая модель описывает процесс лучше, возможно, что увеличив выборку, можно повысить точность предсказания значения.

Рассматриваемый метод можно применять для моделирования процессов сварки с заданными параметрами режимов сварки, варьируя изменения скорости перемещения подвижной плиты; можно наблюдать за изменени-

ем сварочного тока оплавления, тем самым судить о характере существования образовавшихся электрических контактов. Моделирование процесса таким образом поможет в создании новых принципов управления процессом оплавления, вследствие получения представления о распределении суммарной площади микроконтактов, образующихся в процессе оплавления. Для моделирования процесса случайных значений тока с гамма-распределением можно использовать таблицы или генератор случайных чисел для задания значений вероятности $p_x(x_i)$ [20]. Пример такой модели представлен на рис. 7.

Выводы

Исследованы закономерности процессов контактной стыковой сварки, которые описывают происходящие

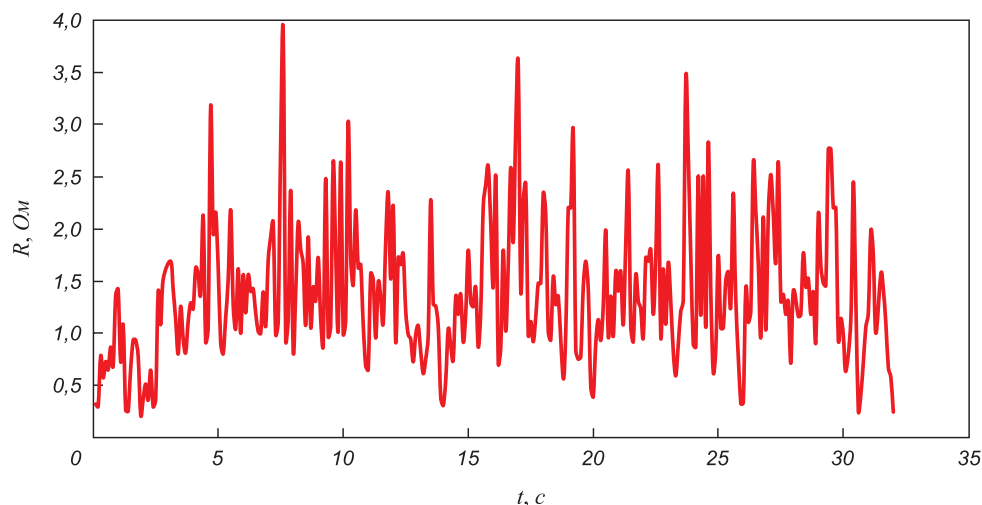


Рис. 7. Смоделированные сопротивления искрового промежутка на первом этапе оплавления

Fig. 7. Simulated values of the spark gap resistance at the first stage of reflow

процессы при оплавлении, используя закон гамма-распределения. Полученные результаты при дальнейших исследованиях позволят определять вложение тепла на различных этапах оплавления. Корреляции между силой сварочного тока и скоростью перемещения не наблюдается, так как значение тока, зависящее от суммарного электрического сопротивления образовавшихся в искровом промежутке микроконтактов, является случайной величиной. Параметры гамма-распределения

зависят от скорости перемещения подвижной плиты сварочной машины.

Предложено использовать полученные закономерности для изучения процессов контактной стыковой сварки оплавлением. Использование таких закономерностей в совокупности с моделированием распределения тепла позволит получить конечную структуру металла сварного соединения для рельсовой стали с соответствующим профилем рельса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Клименко Л.В. Бесстыковой путь прогрессивная конструкция железнодорожного пути // Приложение к журналу «Мир транспорта» МКЖТ МПС РФ. 2004. № 1. С. 88–93.
2. Кучук-Яценко С.И., Богорский М.В., Горонков Н.Д. Контактная стыковая сварка рельсов повышенной прочности // Автоматическая сварка. 1994. № 3 (492). С. 34–40.
3. Шур Е.А. Перспективные требования Российских железных дорог к рельсам // Железнодорожный транспорт. 2008. № 2. С. 41–45.
4. Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов. В кн.: Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов. Екатеринбург: УИМ, 2006. С. 37–63.
5. Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Башченко Л.П. Разработка и моделирование технологического процесса сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов. Моделирование процессов, протекающих при сварке и локальной термической обработке // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 2. С. 93–101. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-93-101>
6. Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Башченко Л.П. Разработка и моделирование технологического процесса сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов. Промышленное опробование // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 5. С. 305–312. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-305-312>
7. Солодовников С.А. и др. Оборудование для контактной сварки рельсов и его эксплуатация. Киев: Изд-во «Наукова думка», 1974. 184 с.
8. Schmid-Fetzer R., Andersson D., Chevalier P.Y., etc. Assessment techniques, database design and software facilities for thermodynamics and diffusion // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2007. Vol. 31. No. 1. P. 38–52. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2006.02.007>
9. Dahl B., Mogard B., Greftoft B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding // Svetsaren. 1995. Vol. 50. No. 2. P. 10–14.
10. Kavunichenko A.V., Shvets V.I., Antipin E.V. Peculiarities of flash-butt welding of rail frogs with rail ends // The Paton Welding Journal. 2018. No. 4. P. 14–18. <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.04.03>
11. Duvel J., Mutton P. Rail requirements for 40 tonne axle loads. In: Int. Heavy Haul Association Conf. 2005. P. 719–729.
12. Saita K., Ueda M., Miyazaki T. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds. In: Int. Heavy Haul Association Conf. Grabe P.J., Frohling R.D. eds. Cape Town, South Africa, 2017. P. 208–215.
13. Farhangi H., Mousavizadeh S.M. Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails. In: Proceedings of the 8th Int. Fracture Conf. 2007. P. 509–517.
14. Porcaro R.R., Araújo F.C., Godefroid L.B., Faria G.L., Silva L.L. Simulation of flash-butt welding process of a railway steel. Part 2: Dilatometric and numerical analysis // Soldagem & Inspeção. 2020. No. 25. Article 2533. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.33>
15. Pernach M. Application of the mixed-mode model for numerical simulation of pearlitic transformation // Journal of Materials Engi-
1. Klimenko L.V. Continuous welded rail: Progressive design of a railway track. *Prilozhenie k zhurnalu "Mir transporta" MKZhT MPS RF*. 2004, no. 1, pp. 88–93. (In Russ.).
2. Kuchuk-Yatsenko S.I., Bogorskii M.V., Goronkov N.D. Contact butt welding of high-strength rails. *Avtomaticheskaya svarka*. 1994, no. 3 (492), pp. 34–40. (In Russ.).
3. Shur E.A. Perspective requirements of Russian railways to rails. *Zheleznodorozhnyi transport*. 2008, no. 2, pp. 41–45. (In Russ.).
4. Shur E.A. Influence of the structure on rails operational stability. In: *Influence of Metal Matrix Properties on Rails Operational Stability*. Yekaterinburg: UIM, 2006, pp. 37–63. (In Russ.).
5. Kozыrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A., Prudnikov A.N., Bashchenko L.P. Welding of differentially heat-strengthened rails. Modeling of processes during welding and local thermal processing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 2, pp. 93–101. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-93-101>
6. Kozыrev N.A., Shevchenko R.A., Usol'tsev A.A., Prudnikov A.N., Bashchenko L.P. Welding of differentially heat-strengthened rails. Industrial testing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 305–312. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-305-312>
7. Solodovnikov S.A., etc. *Equipment for Contact Welding of Rails and its Operation*. Kiev: Naukova dumka, 1974, 184 p. (In Russ.).
8. Schmid-Fetzer R., Andersson D., Chevalier P.Y., etc. Assessment techniques, database design and software facilities for thermodynamics and diffusion. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2007, vol. 31, no. 1, pp. 38–52. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2006.02.007>
9. Dahl B., Mogard B., Greftoft B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren*. 1995, vol. 50, no. 2, pp. 10–14.
10. Kavunichenko A.V., Shvets V.I., Antipin E.V. Peculiarities of flash-butt welding of rail frogs with rail ends. *The Paton Welding Journal*. 2018, no. 4, pp. 14–18. <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.04.03>
11. Duvel J., Mutton P. Rail requirements for 40 tonne axle loads. In: *Int. Heavy Haul Association Conf*. 2005, pp. 719–729.
12. Saita K., Ueda M., Miyazaki T. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds. In: *Int. Heavy Haul Association Conf*. Grabe P.J., Frohling R.D. eds. Cape Town, South Africa, 2017, pp. 208–215.
13. Farhangi H., Mousavizadeh S.M. Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails. In: *Proceedings of the 8th Int. Fracture Conf*. 2007, pp. 509–517.
14. Porcaro R.R., Araújo F.C., Godefroid L.B., Faria G.L., Silva L.L. Simulation of flash-butt welding process of a railway steel. Part 2: Dilatometric and numerical analysis. *Soldagem & Inspeção*. 2020, no. 25, article 2533. (In Port.). <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.33>
15. Pernach M. Application of the mixed-mode model for numerical simulation of pearlitic transformation. *Journal of Materials Engi-*

- neering and Performance. 2019. No. 28. P. 3136–3148.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04069-0>
16. Milenin A., Pernach M., Rauch R., Kuziak R., Zygmunt T., Pietrzyk M. Modelling and optimization of the manufacturing chain for rails // *Procedia Engineering*. 2017. No. 207. P. 2011–2016.
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1112>
 17. Faria G.L., Godefroid L.B., Cândido L.C., Porcaro R.R. Microstructural characterization and kinetic study about phase transformations in standard and premium rail steels. In: *Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ. Anais. Rio de Janeiro: ABM, 2016.*
<https://doi.org/10.5151/1516-392X-27668>
 18. Tawfik D., Mutton P.J., Chiu W.K. Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localized rapid post-weld heat treatment // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 196. No. 1-3. P. 279–291.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.05.055>
 19. Гладков Э.А. Управление процессами и оборудованием при сварке. М.: ИЦ «Академия», 2006. 432 с.
 20. Джонсон Н.Л., Котз С., Балакришнан Н. Одномерные непрерывные распределения. М.: БИНОМ, Лаборатория знаний, 2010. 703 с.
 - neering and Performance. 2019, no. 28, pp. 3136–3148.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04069-0>
 16. Milenin A., Pernach M., Rauch R., Kuziak R., Zygmunt T., Pietrzyk M. Modelling and optimization of the manufacturing chain for rails. *Procedia Engineering*. 2017, no. 207, pp. 2011–2016.
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1112>
 17. Faria G.L., Godefroid L.B., Cândido L.C., Porcaro R.R. Microstructural characterization and kinetic study about phase transformations in standard and premium rail steels. In: *Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ. Anais. Rio de Janeiro: ABM, 2016. (In Port.).*
<https://doi.org/10.5151/1516-392X-27668>
 18. Tawfik D., Mutton P.J., Chiu W.K. Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localized rapid post-weld heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008, vol. 196, no. 1-3, pp. 279–291.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.05.055>
 19. Gladkov E.A. *Control of Processes and Equipment in Welding*. Moscow: Akademiya, 2006, 432 p. (In Russ.).
 20. Johnson N.L., Kotz S., Balakrishnan N. *Continuous Univariate Distributions*. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1994. (Russ. ed.: Johnson N.L., Kotz S., Balakrishnan N. *Odnomernye nepreryvnye raspredeleniya*. Moscow: BINOM, Laboratoriya znaniy, 2010, 703 p.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Роман Алексеевич Шевченко, ассистент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: shefn1200@mail.ru

Roman A. Shevchenko, Assistant of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production", Siberian State Industrial University
E-mail: shefn1200@mail.ru

Алексей Борисович Юрьев, д.т.н., ректор, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4403-9006
E-mail: rector@sibsiu.ru

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Rector, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4403-9006
E-mail: rector@sibsiu.ru

Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-7391-6816
E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-7391-6816
E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Алексей Романович Михно, аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-7305-6692
E-mail: mikno-mm131@mail.ru

Aleksei R. Mikhno, MA Student of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production", Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-7305-6692
E-mail: mikno-mm131@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Р. А. Шевченко – определение целей и задач, подбор и анализ источников информации по теме процессов, протекающих в искровом промежутке.
А. Б. Юрьев – сбор статистических данных, редактирование финальной версии.
Н. А. Козырев – подбор и анализ источников информации о законах распределения случайных величин, редактирование финальной версии.
А. Р. Михно – проведение сварки и сбор статистических данных, проведение математических расчетов.

R. A. Shevchenko – formation of goals and objectives, selection and analysis of information sources on the topic of processes occurring in the spark gap.
A. B. Yur'ev – collection of statistical data, editing of the manuscript final version.
N. A. Kozyrev – selection and analysis of information sources on the laws of distribution of random variables, editing of the manuscript final version.
A. R. Mikhno – welding conducting and statistical data collection, mathematical calculations.

Поступила в редакцию 24.02.2022
 После доработки 09.03.2022
 Принята к публикации 16.03.2022

Received 24.02.2022
 Revised 09.03.2022
 Accepted 16.03.2022



Оригинальная статья

УДК 669.04

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-240-245

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2294>



ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОЙ РАБОТЫ НАДСЛОЕВОГО ПРОСТРАНСТВА ПЕЧИ РОМЕЛТ

Г. С. Сборщиков, А. Л. Петелин, А. Ю. Терехова

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

Аннотация. Процесс Ромелт с точки зрения металлургической теплотехники является перспективным для переработки отходов производства, бедных руд и вторичных металлов без их предварительной подготовки и применения кокса. Но одним из основных недостатков процесса является высокий удельный расход кислорода и топлива на производство 1 т первичного металла. Особенность процесса Ромелт заключается в том, что основное количество теплоты, необходимой для осуществления технологического процесса, подается в барботажный слой из надслоевого пространства за счет дожигания отходящих газов техническим кислородом. Передача теплоты осуществляется по радиационно-конвективному механизму. Любые изменения процесса дожигания возможны, если они не влекут за собой недопустимого изменения температуры в зоне горения. В работе проведено исследование снижения удельного расхода кислорода на 1 т первичного металла, за основу приняты данные плавки на передельный чугун смеси шламов доменного и конвертерного производств. В работе изучена возможность снижения удельного расхода кислорода, подаваемого в надслоевое пространство печи для дожигания отходящих из барботажного слоя газов, в процессе Ромелт. При использовании подогрева дутья, подаваемого на нижние фурмы, и подогрева кислорода, подаваемого в зону дожигания, возможно сокращение удельного расхода кислорода на 1 т чугуна на 11 % без снижения производительности печи. В зоне дожигания рекомендуется использовать подогретый в рекуператоре до 400 °С кислород с одновременной подачей на нижние фурмы подогретого до 600 °С дутья.

Ключевые слова: процесс Ромелт, техногенные отходы, переработка отходов, использование технического кислорода

Для цитирования: Сборщиков Г.С., Петелин А.Л., Терехова А.Ю. Исследование тепловой работы надслоевого пространства печи Ромелт // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 240–245. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-240-245>

Original article

THERMAL OPERATION OF SUPERLAYER SPACE IN ROMELT FURNACE

G. S. Sborshchikov, A. L. Petelin, A. Yu. Terekhova

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

Abstract. From the point of metallurgical heat engineering, the Romelt process is promising for processing industrial waste, poor ores and secondary metals without their preliminary preparation and the use of coke. But one of the main disadvantages of this process is high specific consumption of oxygen and fuel for the production of 1 ton of primary metal. The peculiarity of the Romelt process is that the main amount of heat required for implementation of the technological process is supplied to the bubbling layer from the superlayer space due to afterburning of the exhaust gases with technical oxygen. Heat transfer is carried out by a radiation-convective mechanism. Any changes in the afterburning process are possible, if they do not entail an unacceptable change in temperature in combustion zone. In the work, a study was conducted to reduce the specific oxygen consumption per 1 ton of primary metal, based on the data of melting a mixture of blast furnace and converter slurries for pig iron. The authors studied the possibility of reducing the specific oxygen consumption supplied to the superlayer space of the furnace for afterburning gases leaving the bubbling layer during the Romelt process. When using blast heating supplied to the lower tuyeres and oxygen heating supplied to the afterburning zone, it is possible to reduce the specific oxygen consumption per 1 ton of cast iron by 11 % without reducing the furnace performance. In the afterburning zone, it is recommended to use oxygen heated up to 400 °C in the recuperator with simultaneous supply of a blast heated up to 600 °C to the lower tuyeres.

Keywords: Romelt process, man-made waste, waste recycling, technical oxygen

For citation: Sborshchikov G.S., Petelin A.L., Terekhova A.Yu. Thermal operation of superlayer space in Romelt furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 240–245. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-240-245>

ВВЕДЕНИЕ

Печи и процесс Ромелт с точки зрения металлургической теплотехники являются весьма перспективными

для переработки металлургических и других отходов, бедных руд, вторичных металлов без их предварительной подготовки и применения кокса [1 – 7]. Недостатками процесса являются высокие удельные расходы

кислорода и топлива на производство 1 т первичного металла [8].

В работе [9] рассмотрен вопрос о возможности сокращения расхода кислорода, подаваемого в барботажный слой, в настоящей работе – возможность сокращения расхода кислорода, подаваемого в надслоевое пространство печи для дожигания отходящих из барботажного слоя газов. Особенность процесса Ромелт заключается в том, что основное количество теплоты, необходимой для осуществления технологического процесса (почти 85 %), подается в барботажный слой из надслоевого пространства за счет дожигания отходящих газов техническим кислородом. Передача теплоты осуществляется по радиационно-конвективному механизму и жестко привязана к температуре в зоне дожигания. Любые изменения процесса дожигания возможны только в том случае, если они не влекут за собой недопустимого изменения температуры в зоне горения.

Целью настоящей работы являлось исследование возможности снижения удельного расхода кислорода на 1 т первичного металла (за основу приняты данные плавки на переделный чугун смеси шламов доменного и конвертерного производств на опытно-промышленной печи Ромелт Новолипецкого металлургического комбината (НЛМК) [10, 11]).

Исходные данные и методика эксперимента

Для расчета в работе приняты следующие параметры: производительность печи – 35 т/ч чугуна; расход кислородно-воздушной смеси на нижние фурмы со степенью обогащения дутья 60 % – 15 000 м³/ч; расход технического кислорода на нижние фурмы – 5850 м³/ч; расход технического кислорода в зону дожигания надслоевого пространства – 21 003 м³/ч. Состав уходящих из ванны газов: 64,6 % CO; 27,7 % H₂; 7,7 % N₂. Состав уходящих из печи газов после дожигания: 33,6 % CO; 3,5 % H₂; 37,4 % CO₂; 16,4 % H₂O; 9,1 % N₂ [11].

В качестве характеристики процесса в зоне дожигания приняли теоретическую температуру горения T_T , которая развивалась бы в зоне дожигания при полном использовании кислорода дутья и заданном уровне химического недожога при условии, что процесс горения протекает адиабатно. Эту величину (температурную характеристику процесса горения) можно определить только аналитически.

Основная часть

В работе изучали четыре варианта дожигания отходящих газов: холодным техническим кислородом (базовый вариант, реализованный на установке Ромелт НЛМК) [10]; подогретым воздухом; дутьем, содержащим 60 % кислорода; подогретым кислородом, подаваемым в зону дожигания и на нижние фурмы, и воздухом, подаваемым на нижние фурмы.

Рассмотрено уравнение теплового баланса горения 1 м³ отходящих газов (в работе использованы следующие обозначения: о.г. – газы, отходящие из барботажного слоя в надслоевое пространство печи; у.г. – газы, уходящие из надслоевого пространства в газоход):

$$Q_{у.г.}^{\Phi} = V_{у.г.} \cdot c_{у.г.} \cdot T_T = Q_{о.г.}^x + i_{о.г.} + Q_{д.}^{\Phi} - Q_{у.г.}^x, \quad (1)$$

где $Q_{у.г.}^{\Phi}$ – физически связанная теплота газов, покидающих зону дожигания, кДж/м³ газов, отходящих из барботажного слоя в надслоевое пространство печи; $V_{у.г.}$ – объем продуктов сгорания, образующихся при сжигании 1 м³ отходящих газов с заданным значением коэффициента расхода воздуха, м³; $c_{у.г.} = \sum_i c_i x_i$ – объемная теплоемкость уходящих газов, кДж/(м³·°C); c_i – объемная теплоемкость i -го компонента, кДж/(м³·°C); x_i – концентрация i -го компонента, доля единицы; T_T – теоретическая температура в зоне дожигания, °C; $Q_{у.г.}^x = 0,01(\text{COg}_{\text{CO}} + \text{H}_2\text{g}_{\text{H}_2})V_{у.г.}$ – химически связанная теплота газов, образовавшихся при сжигании 1 м³ отходящих газов, покидающих зону дожигания, кДж/м³ газов, отходящих из барботажного слоя в надслоевое пространство печи; g_{CO} и g_{H_2} – тепловой эффект реакции окисления указанных компонентов, кДж/м³; $Q_{о.г.}^x = 0,01(\text{COg}_{\text{CO}} + \text{H}_2\text{g}_{\text{H}_2})$ – теплота сгорания газов, поступающих в зону дожигания, кДж/м³; $i_{о.г.} = \sum_i i_i x_i$ – энтальпия газов, поступающих в зону дожигания, кДж/м³; x_i – концентрация i -го компонента в отходящих газах; $Q_{д.}^{\Phi}$ – теплота, вносимая в зону дожигания дутьем, подаваемым для сжигания 1 м³ отходящего газа, кДж/м³; CO, H₂ – содержание; n – коэффициент расхода дутья [12, 13].

Для каждого варианта решалась система из пяти уравнений, представляющая материальный баланс химических элементов (C, H, O, N) и константы равновесия реакции водяного пара $\text{CO} + \text{H}_2\text{O} \leftrightarrow \text{CO}_2 + \text{H}_2$:

$$K_p = \frac{V_{\text{CO}_2} V_{\text{H}_2}}{V_{\text{CO}} V_{\text{H}_2\text{O}}} = f(T).$$

Для базового варианта [10] дожигания отходящих газов холодным техническим кислородом при концентрации β кислорода в дутье 0,995 получили: $V_{д.}^0 = 0,464$ м³/м³; $V_{у.г.} = 1,001$ м³/м³; $n = 0,54$; $T_T = 3977$ °C;

$\alpha_{\text{дож}} = \frac{Q_{о.г.}^x - Q_{у.г.}^x}{Q_{о.г.}^x} = 0,52$ – степень дожигания отходя-

щих газов; удельный расход технического кислорода 600 м³/т чугуна или 0,28 м³/м³ отходящих газов.

Во втором варианте изучили возможность полной замены кислорода в зоне дожигания подогретым воздухом. При подогреве воздуха в стальном рекуператоре до 600 °C и коэффициенте расхода дутья 0,54 теоретическая температура в зоне дожигания составляет 2885 °C.

Рассчитанное необходимое теплосодержание воздуха для обеспечения заданного значения T_T составляет

5058 кДж/м³. Для этого температура воздуха должна быть выше 3000 °С, что практически недостижимо. Таким образом, полная замена кислорода в зоне дожигания на подогретый воздух при условии сохранения достигнутой удельной производительности печи невозможна.

В третьем варианте изучена возможность использования в зоне дожигания дутья, подаваемого в барботажный слой через нижние фурмы. Как отмечено ранее, концентрация кислорода в дутье 60 %, исследования проведены для холодного и подогретого дутья. В обоих случаях стехиометрический расход дутья составил 0,769 м³/м³ отходящих газов. Коэффициент расхода дутья изменяли в пределах от 0,45 до 0,9. Результаты расчетов представлены в табл. 1 и графически показаны на рис. 1.

Удельный расход кислорода уменьшается при снижении коэффициента расхода дутья [14 – 16]. При сопоставлении полученных результатов с базовым вариантом можно сделать вывод, что удельный расход кислорода минимален при использовании в зоне дожигания не дутья, а технического кислорода. Поэтому для экономии кислорода при дожигании отходящих газов необходимо не понижать его концентрацию в дутье, а держать ее предельно высокой и, по возможности, по-

нижать коэффициент расхода дутья. Однако очевидно, что при $n < 1$ уменьшение коэффициента расхода дутья ведет к сокращению объема сжигаемого горючего и соответствующему сокращению количества теплоты, выделяющейся в зоне горения, что влечет за собой

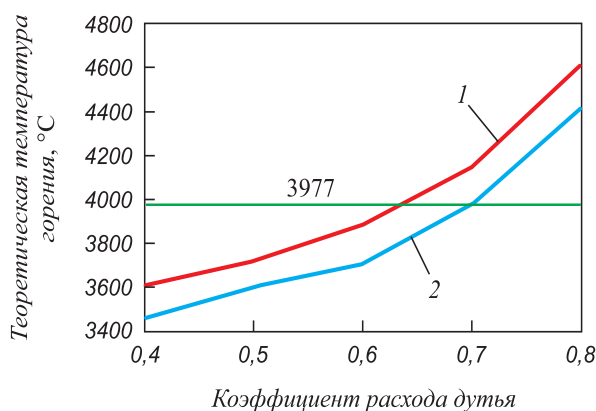


Рис. 1. Зависимость теоретической температуры горения от коэффициента расхода дутья с содержанием кислорода 60 %:
1 – подогретое дутье; 2 – холодное дутье

Fig. 1. Dependence of theoretical combustion temperature on the consumption coefficient of the blast with oxygen content of 60 %:
1 – heated blast; 2 – cold blast

Т а б л и ц а 1

Результаты расчета процесса дожигания отходящих газов при подаче в зону дожигания дутья, обогащенного кислородом ($\beta = 0,6$)

Table 1. Results of calculating the process of exhaust gases afterburning when an oxygen-enriched blast is supplied to the afterburning zone ($\beta = 0,6$)

Показатель	Значение при n				
	0,45	0,54	0,60	0,70	0,90
$V_{y.g.}, \text{м}^3/\text{м}^3$	1,0680	1,1660	1,1846	1,2150	1,2770
в том числе					
H_2O	0,2313	0,2466	0,2539	0,2628	0,2744
CO_2	0,1840	0,2518	0,2999	0,3833	0,5563
CO	0,4620	0,3940	0,3460	0,2627	0,0897
H_2	0,0457	0,0304	0,0230	0,0142	0,0260
N_2	0,1461	0,2430	0,2616	0,2924	0,3539
$V_d, \text{м}^3/\text{м}^3$	0,346	0,415	0,461	0,538	0,692
$Q_{o.g.}^x, \text{кДж}/\text{м}^3$	6446	5300	4602	3467	1158
$\alpha_{\text{дож}}, \%$	43,3	52,5	58,8	68,9	89,6
$c_{y.g.}, \text{кДж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	2,05	2,29	2,38	2,52	2,82
$Q_{y.g.}, \text{кДж}/\text{м}^3$					
с подогревом дутья	7465	8544	9280	10 492	12 941
без подогрева дутья	7148	8163	8857	9999	12 306
$T_r, ^\circ\text{C}$					
с подогревом	3607	3717	3887	4147	4607
без подогрева	3462	3597	3707	3977	4412

недопустимое понижение температуры [17 – 21]. Для компенсации указанных потерь теплоты при понижении коэффициента расхода дутья можно использовать подогрев кислорода, подаваемого в зону дожигания, и дутья, обогащенного кислородом, подаваемого на нижние фурмы.

Для указанного варианта определен минимально допустимый коэффициент расхода дутья. Для подогрева кислорода использован стальной конвективный рекуператор, во избежание возникновения кислородной коррозии материала теплообменника подогрев кислорода ограничен 400 °С. Подогрев воздуха предполагается осуществлять до 600 °С в радиационном трубчатом стальном рекуператоре.

Результаты исследования представлены в табл. 2 и на рис. 2.

При подогреве дутья, подаваемого на нижние фурмы, количество вносимой в барботажный слой теплоты определяется по формуле

$$Q_{\text{д.н.ф.}}^{\Phi} = V_{\text{к}} c_{\text{к}} T_{\text{к}} + V_{\text{в}} c_{\text{в}} T_{\text{в}}$$

и составляет $0,35 \cdot 10^6$ кДж/т чугуна.

Это позволит без снижения температуры в ванне уменьшить коэффициент расхода дутья в зоне дожигания

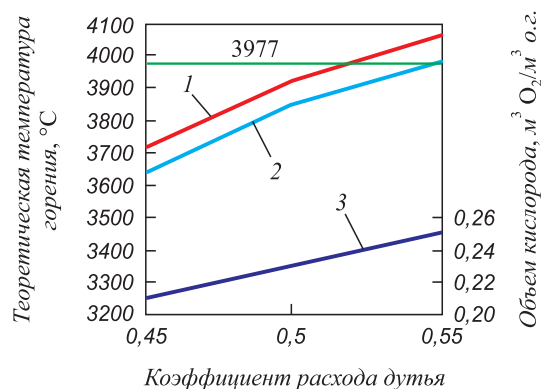


Рис. 2. Зависимость теоретической температуры горения и удельного расхода кислорода (3) от коэффициента расхода дутья при подаче в зону дожигания технического кислорода ($\beta_{\text{к}} = 0,995$): 1 – подогретое дутье; 2 – холодное дутье

Fig. 2. Dependence of theoretical combustion temperature and specific oxygen consumption (3) on the coefficient of blast consumption when supplying technical oxygen to the afterburning zone ($\beta_{\text{к}} = 0,995$): 1 – heated blast; 2 – cold blast

ния до значения $n = 0,48$ (против 0,54 в базовом режиме). При этом степень дожигания отходящих газов составит 46,1 % (52 % в базовом режиме), теоретическая температура в зоне дожигания 3867 °С. Реализация

Т а б л и ц а 2

Результаты расчета процесса дожигания отходящих газов при подаче в зону дожигания технического кислорода и изменении коэффициента расхода дутья

Table 2. Results of calculating the process of exhaust gases afterburning when supplying technical oxygen to the afterburning zone and changing the coefficient of blast consumption

Показатель	Значение при n		
	0,45	0,50	0,54
$V_{\text{у.г.}}, \text{м}^3/\text{м}^3$	1,0010435	1,0011595	1,0012522
в том числе			
H_2O	0,184	0,221	0,252
CO_2	0,2313	0,2410	0,2470
CO	0,0457	0,0364	0,3040
H_2	0,4620	0,4250	0,3940
N_2	0,0780	0,0782	0,0783
$Q_{\text{у.г.}}^{\text{х}}, \text{кДж}/\text{м}^3$	6320	5755	5300
$c_{\text{у.г.}}, \text{кДж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	1,94	1,97	2,00
$V_{\text{к}}, \text{м}^3/\text{м}^3$	0,21	0,23	0,25
$Q_{\text{у.г.}}, \text{кДж}/\text{м}^3$			
на холодном кислороде	7173	7737	8155
на подогретом кислороде	7286	7865	8327
$T_{\text{Т}}, ^\circ\text{C}$			
на холодном кислороде	3642	3847	3977
на подогретом кислороде	3717	3922	4057
$\alpha_{\text{дож}}, \%$	43,2	48,3	52,3

рекомендуемого режима позволит на базовом образце сократить расход кислорода в зоне дожигания на 11 %.

Выводы

Замена кислорода в зоне дожигания подогретым воздухом без уменьшения производительности печи не представляется возможной.

При использовании в зоне дожигания вместо кислорода дутья, обогащенного кислородом, возможно обеспечить заданную температуру в зоне горения как с подогревом дутья, так и без подогрева. Однако во всех случаях удельный расход кислорода при этом не уменьшается, а увеличивается по сравнению с этой величиной в базовом варианте. Сократить удельный расход кисло-

рода в зоне дожигания возможно за счет использования одновременного подогрева кислорода, подаваемого в зону дожигания, и дутья, обогащенного кислородом, который подается через нижние фурмы в барботажный слой. Реализация предельно допустимых уровней подогрева кислорода и воздуха в стальных теплообменниках позволит сократить удельный расход кислорода по сравнению с базовым режимом на 2357 м³/ч, что эквивалентно снижению потребляемой электрической мощности на 1415 кВт или 10 188 МВт·ч/год.

Для достижения поставленной задачи рекомендуется в зоне дожигания использовать подогретый в рекуператоре до 400 °С кислород ($\beta = 0,995$) при $n = 0,48$ с одновременной подачей на нижние фурмы подогретого дутья ($\beta = 0,6$).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Роменец В.А., Галкин В.И., Федорова А.А., Валавин В.С., Похвиснев Ю.В., Makeev С.А. Сравнительная технико-экономическая оценка бескоксовых технологий производства производства первичного железа для мини-заводов // Экономика в промышленности. 2013. № 3. С. 38–44.
2. Anameric B., Kawatra S.K. Direct iron smelting reduction processes // Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review. 2008. Vol. 30. No. 1. P. 1–51. <https://doi.org/10.1080/08827500802043490>
3. Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V., Vandar'ev S.V., Chumarin B.A., Malyutin A.N. Calculation of the material and heat balances of the Romelt liquid-phase reduction process // Steel in Translation. 1996. Vol. 26. No. 7. P. 75–80.
4. Абраменков Ю.Я., Стригунов Н.А. Сравнение технико-экономических и технологических характеристик процессов жидкофазного восстановления железа. В кн.: Металлургическая теплотехника: сб. научных трудов Национальной металлургической академии Украины. Днепрпетровск: Новая идеология, 2008. С. 3–19.
5. Куронов И.Ф., Савчук Н.А. Состояние и перспективы бездомной металлургии железа. М.: Черметинформация, 2002. 198 с.
6. Терехова А.Ю. Процессы внедомного производства чугуна. Состояние вопроса. В кн.: Сб. IX Международной научно-практической конференции «Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии в промышленности. Печные агрегаты. Экология». М.: 2018. С. 79–88.
7. Petelin A.L., Polulyakh L.A., Makeev D.B., Dashevskii V.Ya. Thermodynamic justification of the dephosphorization of manganese ores and concentrates in a reducing atmosphere // Russian Metallurgy (Metally). 2018. Vol. 2018. No. 1. P. 1–6. <https://doi.org/10.1134/S003602951801010X>
8. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа. М.: КИЦ «Академкнига», 2007. 464 с.
9. Sborshchikov G.S., Petelin A.L., Terekhova A.Yu. Increasing the specific performance of Romelt furnace // Metallurgist. 2020. Vol. 64. No. 3-4. P. 208–213. <https://doi.org/10.1007/s11015-020-00985-y>
10. Процесс Ромелт / Под ред. В.А. Роменца. М.: Издательский дом «Руда и металлы», 2005. 400 с.
11. Зайцев А.К., Криволапов Н.В., Валавин В.С. Термодинамическое моделирование поведения кремния и марганца в процессе Ромелт // Известия вузов. Черная металлургия. 2002. Т. 45. № 11. С. 3–7.
12. Семененко Н.А. Организация теплоиспользования и энерготехнологическое комбинирование в промышленной огнетехнике. М.: Энергия, 1976. 280 с.
1. Romenets V.A., Galkin V.I., Fedorova A.A., Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V., Makeev S.A. Comparative feasibility study of coke-free technologies for the production of primary iron for mini-mills. *Ekonomika v promyshlennosti*. 2013, no. 3, pp. 38–44. (In Russ.).
2. Anameric B., Kawatra S.K. Direct iron smelting reduction processes. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2008, vol. 30, no. 1, pp. 1–51. <https://doi.org/10.1080/08827500802043490>
3. Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V., Vandar'ev S.V., Chumarin B.A., Malyutin A.N. Calculation of the material and heat balances of the Romelt liquid-phase reduction process. *Steel in Translation*. 1996, vol. 26, no. 7, pp. 75–80.
4. Abramnikov Yu.Ya., Strigunov N.A. Comparison of technical, economic and technological characteristics of iron liquid-phase reduction. In: *Metallurgical Heat Engineering: Transactions of the National Metallurgical Academy of Ukraine*. Dnepropetrovsk: Novaya ideologiya, 2008, pp. 3–19. (In Russ.).
5. Kurunov I.F., Savchuk N.A. *State and Prospects of Iron Metallurgy without Blast Furnace*. Moscow: Chermetininformatsiya, 2002, 198 p. (In Russ.).
6. Terekhova A.Yu. Processes of cast iron production without blast furnace. State of the issue. In: *Transactions of the 9th Int. Sci. and Pract. Conf. "Energy-Efficient and Resource-Saving Technologies in Industry. Furnace Units. Ecology"*. Moscow: 2018, pp. 79–88. (In Russ.).
7. Petelin A.L., Polulyakh L.A., Makeev D.B., Dashevskii V.Ya. Thermodynamic justification of the dephosphorization of manganese ores and concentrates in a reducing atmosphere. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018, vol. 2018, no. 1, pp. 1–6. <https://doi.org/10.1134/S003602951801010X>
8. Yusfin Yu.S., Pashkov N.F. *Metallurgy of Iron*. Moscow: Akademkniga, 2007, 464 p. (In Russ.).
9. Sborshchikov G.S., Petelin A.L., Terekhova A.Yu. Increasing the specific performance of Romelt furnace. *Metallurgist*. 2020, vol. 64, no. 3-4, pp. 208–213. <https://doi.org/10.1007/s11015-020-00985-y>
10. *ROMELT Process*. Romenets V.A. ed. Moscow: Ruda i metally, 2005, 400 p. (In Russ.).
11. Zaitsev A.K., Krivolapov N.V., Valavin V.S. Thermodynamic modeling of silicon and manganese behavior in Romelt process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2002, vol. 45, no. 11, pp. 3–7. (In Russ.).
12. Semenenko N.A. *Organization of Heat Use and Energy Technology Combination in Industrial Fire Engineering*. Moscow: Energiya, 1976, 280 p.

13. Евдокименко А.И., Костерин В.В. Природный газ в цветной металлургии. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
14. Pokhvisnev Yu.V., Valavin V.S., Makeev S.A., Zaitsev A.K. Romelt process production indices with partial replacement of coal by natural gas // *Metallurgist*. 2019. Vol. 63. No. 1-2. P. 141–148. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00803-0>
15. Сборщиков Г.С., Вельтишев Н.Ф., Володин А.М., Крупеников С.А. Модель свободной конвекции в ванне аппарата с барботажным слоем при ее продувке газом через фурмы, расположенные сбоку // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2013. Т. 56. № 11. С. 25–27.
16. Николаенко Н.К. Усовершенствование конструкции и режима работы печей с барботажным слоем с учетом процессов образования брызг и их сепарации в надслоевом пространстве. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. 05.16.08 Металлургическая теплотехника. М.: МИСиС, 1986. 18 с.
17. Теплотехника металлургического производства. Т. 1. Теоретические основы / В.А. Кривандин, В.А. Арутюнов, В.В. Белоусов и др. М.: МИСиС, 2002. 608 с.
18. Sborshchikov G.S., Krupennikov S.A. Universal energy-efficient refining furnace // *Metallurgist*. 2009. Vol. 53. No. 5-6. P. 329–335. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9182-8>
19. Хзмалян Д.М. Теория топочных процессов. М.: Энергоатомиздат, 1990, 352 с.
20. Vil'danov S.K., Valavin V.S., Romenets V.A. Prospects for using Romelt technology to reprocess red muds // *Steel in Translation*. 1998. Vol. 28. No. 7. P. 13–19.
21. Romenets V.A., Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V. Technological assessment of the Romelt process in the classic and two-zone variants // *Metallurgist*. 2014. Vol. 58. No. 1-2. P. 20–27. <https://doi.org/10.1007/s11015-014-9862-x>
13. Evdokimenko A.I., Kosterin V.V. *Natural Gas in Non-Ferrous Metallurgy*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 240 p. (In Russ.).
14. Pokhvisnev Yu.V., Valavin V.S., Makeev S.A., Zaitsev A.K. Romelt process production indices with partial replacement of coal by natural gas. *Metallurgist*. 2019, vol. 63, no. 1-2, pp. 141–148. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00803-0>
15. Sborshchikov G.S., Vel'tishchev N.F., Volodin A.M., Krupennikov S.A. Model of free convection in the bath unit with a bubbling layer with her blowing gas via the side tuyeres. *Izvestiya.Ferrous Metallurgy*. 2013, vol. 56, no. 11, pp. 25–27. (In Russ.).
16. Nikolaenko N.K. *Improvement of the design and operating mode of furnaces with a bubbling layer, taking into account the processes of spray formation and their separation in the above-layer space: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.* Moscow: MISiS, 1986, 18 p. (In Russ.).
17. Krivandin V.A., Arutyunov V.A., Belousov V.V., etc. *Heat Engineering of Metallurgical Production. Vol. 1. Theoretical Foundations*. Moscow: MISiS, 2002, 608 p. (In Russ.).
18. Sborshchikov G.S., Krupennikov S.A. Universal energy-efficient refining furnace. *Metallurgist*. 2009, vol. 53, no. 5-6, pp. 329–335. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9182-8>
19. Khzmalyan D.M. *Theory of Furnace Processes*. Moscow: Energoatomizdat, 1990, 352 p. (In Russ.).
20. Vil'danov S.K., Valavin V.S., Romenets V.A. Prospects for using Romelt technology to reprocess red muds. *Steel in Translation*. 1998, vol. 28, no. 7, pp. 13–19.
21. Romenets V.A., Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V. Technological assessment of the Romelt process in the classic and two-zone variants. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no. 1-2, pp. 20–27. <https://doi.org/10.1007/s11015-014-9862-x>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Глеб Семенович Сборщиков, д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: g.sborshchikov@mail.ru

Александр Львович Петелин, д.ф.-м.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Анастасия Юрьевна Терехова, заведующая лабораторией кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-1286-5576

E-mail: terekhova.nastya@mail.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Gleb S. Sborshchikov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: g.sborshchikov@mail.ru

Aleksandr L. Petelin, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Anastasiya Yu. Terekhova, Head of the Laboratory of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-1286-5576

E-mail: terekhova.nastya@mail.ru

Поступила в редакцию 25.06.2021

После доработки 25.11.2021

Принята к публикации 10.01.2022

Received 25.06.2021

Revised 25.11.2021

Accepted 10.01.2022



Оригинальная статья

УДК 581.5:504.5

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-246-253

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2295>

ПРОСТРАНСТВЕННОЕ РАСПРОСТРАНЕНИЕ АЭРОЗОЛЬНЫХ И ПЫЛЕВЫХ ТЕХНОГЕННЫХ ВЫБРОСОВ ВО ВНЕШНЕЙ ЗОНЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ

О. С. Нуржанов, Г. В. Торохов, П. И. Черноусов, Д. В. Чезганова

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

Аннотация. В исследовании представлена методика расчета распространения пылевых и аэрозольных частиц, поступающих во внешнюю воздушную среду в результате техногенных выбросов предприятий металлургического цикла. В работе предложен способ прогнозирования степени загрязнения зон влияния предприятий посредством построения географических карт-схем промышленных регионов с нанесением на них областей с повышенным содержанием пылевых частиц. Метод базируется на определении времени седimentации частиц пыли разных фракций в атмосферном воздухе с помощью закона Стокса (движение твердых частиц в жидкой или газообразной средах), высоты вылета частиц пыли из дымовой трубы и скорости преобладающего ветра за исследуемый период времени. Необходимые для анализа данные (направление ветра, количество выбрасываемой пыли, ее фракционный и химический составы) найдены в открытых источниках, отчетах предприятия, статистических данных региона и металлургической промышленности. Проведен оценочный расчет распространения пылевых выбросов на примере предприятия ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» в течение различных годовых сезонов. Обнаружено, что влияние деятельности металлургического предприятия России может пагубно сказываться на городах и жителях соседних государств, которые находятся в зоне седimentации твердых пылевых частиц. Рассмотрен вопрос переноса серной и азотной кислот частицами пыли, которые образуются в порах частиц аэрозоля. Рассчитано количество кислоты, которое может быть вынесено в зоны влияния предприятия в порах твердых пылевых частиц. Рассматриваемая модель расчета позволяет относительно быстро и просто оценить зону влияния предприятия, оценить риски и принять меры по модернизации, оптимизации производственного процесса или систем аспирации.

Ключевые слова: техногенные выбросы, металлургия, распространение, аэрозоли, пыль

Для цитирования: Нуржанов О.С., Торохов Г.В., Черноусов П.И., Чезганова Д.В. Пространственное распространение аэрозольных и пылевых техногенных выбросов во внешней зоне влияния металлургических предприятий // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 246–253. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-246-253>

Original article

SPATIAL DISTRIBUTION OF AEROSOL AND DUST MAN-MADE EMISSIONS IN EXTERNAL INFLUENCE ZONE OF METALLURGICAL ENTERPRISES

O. S. Nurzhanov, G. V. Torokhov, P. I. Chernousov, D. V. Chezganova

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

Abstract. The study presents the method for calculating the distribution of dust and aerosol particles entering the external air environment as a result of man-made emissions of metallurgical cycle enterprises. The paper proposes the method for predicting the degree of pollution of the enterprises influence zones by constructing geographical maps-schemes of industrial regions with application of the areas with a high content of dust particles on them. This method is based on determination of the sedimentation time of dust particles of different fractions in atmospheric air using Stokes' law (motion of solid particles in liquid or gaseous media), the height of dust particles departure from the chimney and the speed of prevailing wind over the studied period of time. The data necessary for the analysis (wind direction, amount of dust emitted, its fractional and chemical compositions) were found in open sources, reports of the enterprise, statistical data of the region and the metallurgical industry. An estimated calculation of the spread of dust emissions was carried out on the example of the Magnitogorsk Iron and Steel Works PJSC (MMK) during various annual seasons. It was found that the influence of activity of a metallurgical enterprise in Russia can adversely affect cities and residents of neighboring states that are located in the sedimentation zone of solid dust particles. The issue of transfer of sulfuric and nitric acids by dust particles formed in the pores of aerosol particles is considered. The authors calculated the amount of acid that can be carried into the zones of influence of the enterprise in the pores of solid dust particles. The considered calculation model makes it relatively quick and easy to assess the influence zone of the enterprise, assess risks and take measures to modernize, optimize the production process or aspiration systems.

Keywords: technogenic emissions, metallurgy, distribution, aerosols, dust

For citation: Nurzhanov O.S., Torokhov G.V., Chernousov P.I., Chezganova D.V. Spatial distribution of aerosol and dust man-made emissions in external influence zone of metallurgical enterprises. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 246–253. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-246-253>

ВВЕДЕНИЕ

Металлургия – один из основных источников загрязнения окружающей воздушной среды техногенными выбросами. В процессе производства металлургического предприятия постоянно выбрасывает в атмосферу значительное количество летучих производственных отходов [1], которые оказывают отрицательное влияние как на повседневную жизнь, так и на здоровье людей, работающих на этом предприятии и проживающих в областях, которые находятся под влиянием его атмосферных выбросов [2]. Для краткости назовем эти области зонами влияния металлургического предприятия. Прогнозирование и предотвращение действия угнетающих факторов техногенных выбросов в атмосферу на здоровье и другие сферы жизнедеятельности людей требуют проведения анализа и контроля общего состояния распространения летучих выбросов в промышленных регионах [3].

Летучие выбросы металлургических предприятий – это вещества, являющиеся отходами технологических процессов [4]. Поступать в атмосферный воздух могут те из этих веществ, которые образуют газовые соединения и выходят во внешнюю среду вместе с отходящими газами, или частицы, представляющие собой мелкодисперсную фракцию твердых и жидких веществ, образующие взвешенную в отходящих газах смесь частиц, состоящих из пыли и аэрозолей [5, 6]. Дальнейшее распространение этих веществ от места их выброса (попадания в атмосферный воздух) зависит от агрегатного состояния (газовые или конденсированные вещества, то есть твердые или жидко-твердые мелкие частицы). Основные вопросы, возникающие относительно поведения этих групп летучих выбросов после того, как они попали во внешнюю по отношению к предприятию среду, следующие: во-первых, какие химические изменения могут с ними произойти при контакте с веществами, содержащимися в воздухе; во-вторых, как быстро могут произойти эти изменения и какие повлекут за собой последствия [7, 8]; в-третьих, как далеко могут распространяться во внешнем воздушном пространстве летучие выбросы каждой из групп и от чего это зависит. Эти вопросы возникают, поскольку от взаимодействия компонентов выбросов с внешней средой зависит, насколько изменится (понижится или повысится) их вредность (токсичность) при этом взаимодействии. Также немаловажно, какие территории вблизи и вдали от предприятия окажутся под влиянием опасных продуктов выбросов, как далеко они могут распространиться и как меняется степень их воздействия с расстоянием.

Вначале необходимо рассмотреть вопрос, связанный с расстоянием распространения, то есть вопрос зоны влияния предприятия. Общую зону влияния можно разделить на внутреннюю и внешнюю основные части. Внутренней зоной влияния считается территория самого предприятия. К ней также относятся близлежащие районы, где проживают люди, которые работают непосредственно на предприятии, а также находятся различные службы обеспечения, такие как магазины, столовые и другие элементы инфраструктуры населенного района.

Размеры рассматриваемой зоны могут быть от нескольких километров до нескольких десятков километров в зависимости от специфики предприятия, его производительности и географических условий расположения. Эта зона непосредственно подвержена воздействию всех вредных факторов при попадании выбросов предприятия в воздух. Основным при этом является то обстоятельство, что количество выбросов в этой зоне максимально, все вещества сосредоточены в малой области пространства, имеется большое количество преград (стены цехов и жилых зданий) для их распространения. Узкие коридоры открытых проходов, проездов, улиц создают преимущественные направления перемещения летучих выбросов, поэтому существует неоднородность распределения поступающих из цеховых участков вредных веществ, образуются локальные их накопления («карманы»). Определение характера распределения летучих веществ и степени токсичности в условиях ближней зоны влияния – непростая расчетная задача. Существуют разнообразные компьютерные модели, содержащие «подгоночные» параметры, которые позволяют учитывать зависимость распределения вредных выбросов от масштабов предприятия, габаритов заводских цехов, геометрии их расположения [9 – 12]. Для обеспечения норм безопасности при строительстве и эксплуатации металлургических предприятий используются система ОНД-86 [13] и ее усовершенствованные модификации, приспособленные для различных производственных условий, климатических и географических особенностей конкретных предприятий.

Внешняя зона влияния – это открытое воздушное пространство за пределами металлургического центра (является «резервуаром»), в котором распространяются все летучие компоненты, выделяемые предприятием и не осевшие, не поглощенные внутренней зоной влияния. Фактически внешняя зона влияния – это воздух, которым дышат люди, находящиеся иногда за сотнями километров от самого предприятия, поскольку для

переноса вредных выбросов нет преград [14]. Дальность выноса вредных веществ по воздуху зависит от природных условий (рельефа местности, направления ветра, влажности, температуры). У внешней зоны влияния нет постоянной границы, поскольку условия распространения летучих выбросов все время меняются, они зависят от погоды в каждый момент времени. Создание общей картины распространения летучих выбросов внутри внешней зоны влияния предприятий выходит на первый план, то есть фактически на всей территории с измененным составом нижних слоев атмосферы и земной поверхности. В работах [15 – 18] рассматривается распространение первичных газовых выбросов металлургического производства, образование в атмосферном воздухе вторичных газовых веществ, пространственное распределение первичных и вторичных соединений металлургического происхождения на дальних подступах к промышленным регионам. Однако значительную часть летучих выбросов составляют не газы, а аэрозольные и пылевые частицы, мощность этой части выбросов для металлургических предприятий полного цикла может составлять несколько десятков тыс. т в год (24,5 тыс. т в год – ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»; 26,1 тыс. т в год – ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат»).

Задача настоящей работы – определение характера распространения во внешней зоне влияния летучих металлургических выбросов. В предлагаемом подходе используется та же принципиальная основа, которая была базовой для развития моделей распространения газовых выбросов [19, 20]. Перечислим основные допущения и смысловые акценты способа исследования распределения летучих выбросов предприятий во внешней среде вдали от самих предприятий:

- предприятие (металлургический завод с учетом всех подразделений, входящих в его состав) рассматривается как стационарный источник выбросов, что означает, что мощность выделяемого в атмосферу вещества каждого из компонентов выбросов (количество компонента, выбрасываемого в единицу времени) постоянно за рассматриваемый период времени;

- необходимо учитывать распространение веществ в приземном слое воздуха, высота которого является максимальной и соответствует высоте их поступлений в воздушную среду, которая отвечает средней высоте труб предприятия (с учетом имеющихся данных эта высота обычно примерно равна 100 м);

- цель моделирования и создания прогноза заключается в построении стационарной схемы пространственного распространения каждого отдельного компонента выбросов для непрерывно действующих металлургических комплексов и промышленных предприятий, в совмещении рассматриваемой схемы с географической картой местности, на которой расположено конкретное предприятие;

- для обеспечения достоверной безопасности населения регионов, находящихся внутри внешних зон влияния предприятий, осуществляется прогноз максимально возможных количеств (концентрации) изучаемого компонента выбросов в зависимости от пространственных географических координат; такой подход к описанию распределения летучих выбросов получил название «принципа максимальной опасности» [21].

ХИМИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС

Распространение в воздухе конденсированных диспергированных веществ (пылей, аэрозолей) как компонентов металлургических выбросов кроме приведенных общих положений имеет дополнительные особенности. Можно предполагать, что химическая активность твердых (твёрдо-жидких) частиц при движении их в воздушной среде незначительна. Скорость взаимодействия оксидных, углеродсодержащих и металлических частиц с газами атмосферы невелика (замедляется при невысокой температуре реакционной среды). Частицы поступают в воздух вместе с газовыми веществами выбросов. Можно считать, что при попадании в атмосферу внешней средой для пылевых и аэрозольных частиц будут выбрасываемые производственные газы. Это в основном оксиды серы и азота (SO_2 , SO_3 , NO , NO_2) [22, 23]. Учитывая огромную эффективную внутреннюю поверхность, которой обладают выбрасываемые частицы (является результатом их образования в предшествующих технологических процессах металлургического цикла), за счет поверхностных сил неизбежно будет происходить поглощение этих газов частицами вплоть до полного насыщения всех их внутренних пустот. Частицы конденсированных выбросов через некоторое время после начала движения в атмосфере распространяются дальше, имея в своем составе адсорбированные газы. Несмотря на то, что сами частицы почти не взаимодействуют с веществами воздуха, содержащееся в них (активные газовые оксиды) легко взаимодействуют с парами воды (которые в воздухе есть всегда), образуя при этом летучие кислоты ($\text{SO}_2 \rightarrow \text{H}_2\text{SO}_4$ и $\text{NO}_2 \rightarrow \text{HNO}_3$) [24]. Процессы образования кислот в порах пылевых частиц происходят быстро, так как эффективная внутренняя поверхность в этих случаях играет роль катализатора реакций. Частицы пыли и аэрозоли становятся переносчиками опасных кислот во внутренней зоне влияния металлургического предприятия. Остается определить, какие силы участвуют в движении этих частиц, на какие расстояния может осуществляться этот перенос, а также какая общая длина пути выноса пылевой и аэрозольной частей летучих выбросов.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА

Основные факторы, определяющие перемещение мелких взвешенных частиц в воздухе, – это сила тяжес-

ти (частицы тяжелее воздуха должны опускаться вниз) и сила ветра (ветровое давление), которая перемещает частицы вместе с воздушной массой. Движение под действием силы тяжести в вертикальной плоскости ограничено, оно прекращается, когда частицы достигают земной поверхности. Тогда же прекращается движение в воздухе под действием ветрового усилия. Дальность разлета частиц пыли определяется временем опускания взвешенных частиц пыли в воздухе. Закон, по которому можно определить поведение частиц, находящихся в среде, обладающей заданной вязкостью, в поле тяжести называется законом Стокса¹ или законом седиментации. Скорость седиментации v , то есть скорость перемещения к центру тяжести (к поверхности земли) частицы (средний размер D) можно определить по следующему уравнению:

$$v = \frac{g\rho D^2}{18\mu}, \quad (1)$$

где g – ускорение свободного падения; $\mu = 20 \cdot 10^{-6}$ Па·с – динамическая вязкость воздуха; ρ – плотность частицы.

В уравнении (1) скорость приближения к земле зависит от размера частицы и ее плотности. Плотность зависит от вещества, которое содержится в частице. Рассмотрим распространение углеродных аэрозольных и пылевых частиц. Наибольшая часть аэрозольных выбросов для большей части металлургических технологий представляет собой пыль частиц технического углерода. Плотность углерода колеблется от 2,0 (графит) до 0,5 г/см³ (древесный уголь, частицы сажи) [25].

Чтобы оценить дальность распространения аэрозолей, необходимо сделать следующие допущения:

– под пористыми мелкими пылевыми частицами понимается в основном углерод, представляющий собой сажистые выбросы с пористой структурой [26];

– при одновременном выбросе оксидов SO₂ и NO₂ аэрозоль впитывает эти газы и пары воды, что является причиной образования кислот H₂SO₄ и HNO₃, которые связаны с частицами аэрозоля, и заполняют поры [27];

– количество серной и азотной кислот в частице соответствует соотношению 1:1.

Проведем оценку среднего относительного объема пор:

$$\eta = 1 - \frac{\rho_{\text{сажа}}}{\rho_{\text{граф}}} = 1 - \frac{0,5}{2} = 0,75. \quad (2)$$

Таким образом, на поры приходится 75 % объема сажистых частиц. Для дальнейших расчетов необходимо определить среднюю плотность частиц аэрозоля:

$$\overline{\rho_{\text{част}}} = 0,75\overline{\rho_{\text{к-т}}} + 0,25\overline{\rho_{\text{сажа}}}, \quad (3)$$

где $\overline{\rho_{\text{част}}}$ – средняя плотность частиц аэрозоля; $\rho_{\text{к-т}}$ – средняя плотность кислот в порах.

Поскольку $\rho_{\text{H}_2\text{SO}_4} = 1,83$ г/см³ и $\rho_{\text{HNO}_3} = 0,50$ г/см³, тогда $\rho_{\text{к-т}} = \frac{\rho_{\text{H}_2\text{SO}_4} + \rho_{\text{HNO}_3}}{2}$ (в соответствии с третьим допущением).

Окончательно средняя плотность частицы будет

$$\overline{\rho_{\text{част}}} = 0,75 \frac{1,83 + 0,5}{2} + 0,25 \cdot 0,5 \approx 1 \text{ г/см}^3. \quad (4)$$

Диапазон размеров частиц углерода, подчиняющихся закону Стокса, с учетом выбранной плотности, варьируется от 0,23 до 23 мкм [20]. Также следует учитывать, что на всех промышленных предприятиях предусмотрена очистка от пыли, которая позволяет ограничить поступление в атмосферу частиц пыли размером более нескольких микрон [28]. Исходя из данных о выбросах пыли в металлургических центрах известно, что размер 60 – 80 % пылевых частиц составляет от 10 до 2 мкм и менее. В связи с этим необходимо разделить весь интересующий нас диапазон размеров на несколько групп:

- крупные частицы (20 мкм);
- частицы среднего размера (10 – 15 мкм);
- мелкие частицы (2 – 5 мкм).

Используя уравнение (1) и зная среднюю плотность частиц, которая была получена по уравнению (4), можно рассчитать среднюю скорость $\bar{v}$, м/с, оседания частиц выбранных размеров с высоты ($h = 100$ м) и оценить время t достижения поверхности земли частицами:

$$\bar{v} = 2,8 \cdot 10^7 D^2, t = 100/\bar{v}. \quad (5)$$

Используя формулу (5), рассчитаем скорость и время достижения земли для частиц выбранных размеров. Результаты расчетов представлены в табл. 1.

Для того, чтобы оценить полную дальность распространения частиц летучих выбросов, следует сделать еще одно уточнение. В течение всего времени оседания

Т а б л и ц а 1

Время достижения поверхности земли частицами

Table 1. Time for particles to reach the ground surface

D , мкм	$\bar{v}$, м/с	t , ч
20	$1,12 \cdot 10^{-2}$	2,5
15	$6,3 \cdot 10^{-3}$	4,4
10	$2,8 \cdot 10^{-3}$	9,9
5	$7,0 \cdot 10^{-4}$	39,7
2	$1,2 \cdot 10^{-4}$	248,0

¹ Stokes's law: Encyclopædia Britannica. 2016. P. 1. URL: <https://www.britannica.com/science/Stokess-law> (accessed: 05.04.2022).

аэрозольных частиц ветер дует в одном направлении, а радиус рассеяния необходимо принять максимальным ($R_{\max}$). Однако во время переноса аэрозольных частиц направление ветра может измениться несколько раз (n). При этом следует учесть, что полный путь частицы (при постоянной скорости ветра) останется равным $R_{\max}$, а расстояние от точки выброса (действительный радиус рассеяния $\bar{R}$) уменьшится. Вычислить действительный радиус рассеяния можно с помощью модели броуновского движения [29], при этом учитывая, что каждое изменение направления ветра происходит случайным образом и все направления являются равновероятными. Сначала частицы аэрозоля двигаются по одному направлению, затем направление их скачков изменяется. Таких изменений на всей дистанции может быть n . Действительный радиус рассеяния аэрозольных частиц $\bar{R}$ в этом случае можно рассчитать по формуле

$$\bar{R} = R_{\max} \sqrt{\frac{1}{n}}. \quad (6)$$

Теперь расстояние распространения частиц всех выбранных размеров является максимальным ($R_{\max}$). Оно показывает полный путь движения частиц и расстояния $\bar{R}$, на которое распространяются частицы выбранных размеров, учитывая возможные изменения направлений ветра на их пути.

Величину $R_{\max}$ (для всех D) можно рассчитать по следующей формуле: $R_{\max} = wt_i$, где w – скорость ветра в заданном направлении; $\bar{R}$ определяется по уравнению (6) (но только для частиц с размерами 5 и 2 мкм).

Если учитывать, что ветер меняет направление два раза в сутки, тогда

– для $D = 20, 15, 10$ изменений нет, $R_{\max} = \bar{R}$;

– для $D = 5; n = 3; \frac{1}{\sqrt{n}} = 0,577$;

– для $D = 2; n = 20; \frac{1}{\sqrt{n}} = 0,224$.

Для расчета дальности распространения частиц аэрозолей и пыли осталось установить следующее: какие значения скоростей ветра и какие их направления брать для получения картины распределения части летучих выбросов в реальных случаях (для конкретного предприятия). Поскольку реальная движущая сила в радиальном от места выброса направлении – это сила ветра, то скорости и направления ветров следует брать из розы ветров географического места нахождения конкретного предприятия. Нижеперечисленные количественные характеристики переноса пыли и аэрозолей для конкретного действующего производства могут быть получены с использованием результатов прогнозных оценок. ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» является одним из крупнейших российских металлургических центров. Годовой выброс пыли от этого предприятия превышает 25 000 т и незначительно меняется в течение последних лет². Такое количество пыли может выносить до 12 000 т серной кислоты (до 10 000 т азотной кислоты) в воздушное пространство областей, которые располагаются во внешней зоне влияния за один год.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Результаты расчетов представлены в табл. 2. Используются данные повторяемости и скорости ветра

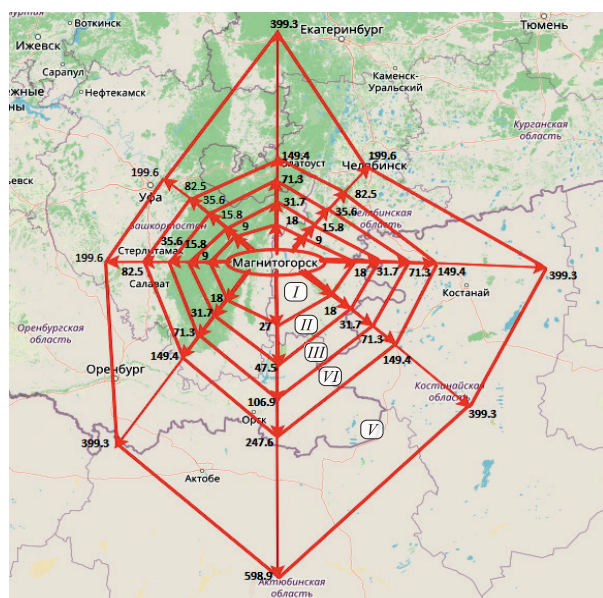
² Основные показатели охраны окружающей среды // Федеральная служба государственной статистики: официальный сайт. URL: https://rosstat.gov.ru/storage/mediabank/oxr_bul_2021.pdf (дата обращения: 20.03.2020).

Т а б л и ц а 2

Расстояние рассеяния выбросов пыли и аэрозольных частиц ММК в зимний период (за январь)

Table 2. Dispersion distances of dust and aerosol particle emissions (in km) of the MMK in winter (January)

D, мкм	$t_{\text{сед}}, \text{ч}$	$\bar{R}/R_{\max}$, км, распространения частиц при w, м/с							
		2	1	2	2	3	2	1	1
		С	С-В	В	Ю-В	Ю	Ю-З	З	С-З
2	248,0	$\frac{393,3}{1785,6}$	$\frac{199,6}{892,8}$	$\frac{393,3}{1785,6}$	$\frac{393,3}{1785,6}$	$\frac{598,9}{2678,4}$	$\frac{393,3}{1785,6}$	$\frac{199,6}{892,8}$	$\frac{199,6}{892,8}$
5	39,7	$\frac{149,4}{258,8}$	$\frac{82,5}{142,9}$	$\frac{149,4}{258,8}$	$\frac{149,4}{258,8}$	$\frac{247,6}{428,8}$	$\frac{149,4}{258,8}$	$\frac{82,5}{142,9}$	$\frac{82,5}{142,9}$
10	9,9	$\frac{—}{71,3}$	$\frac{—}{35,6}$	$\frac{—}{71,3}$	$\frac{—}{71,3}$	$\frac{—}{106,9}$	$\frac{—}{71,3}$	$\frac{—}{35,6}$	$\frac{—}{35,6}$
15	4,4	$\frac{—}{31,7}$	$\frac{—}{15,8}$	$\frac{—}{31,7}$	$\frac{—}{31,7}$	$\frac{—}{47,5}$	$\frac{—}{31,7}$	$\frac{—}{15,8}$	$\frac{—}{15,8}$
20	2,5	$\frac{—}{18,0}$	$\frac{—}{9,0}$	$\frac{—}{18,0}$	$\frac{—}{18,0}$	$\frac{—}{27,0}$	$\frac{—}{18,0}$	$\frac{—}{9,0}$	$\frac{—}{9,0}$



Карта-схема зон рассеяния пылевых и аэрозольных выбросов ММК за январь:

контур I – V – средний размер частиц 20, 15, 10, 5 и 2 мкм

Map-scheme of the MMK dust and aerosol emission dispersion zones for January:

contour I – V – average particle size of 20, 15, 10, 5 and 2 μm

во всех географических направлениях розы ветров, которые были получены в результате обработки климатических данных региона (Челябинская обл., г. Магнитогорск). Расчеты проводили для розы ветров января рассматриваемого региона.

Для наглядности данные (табл. 2) нанесены на карту-схему географического региона, включающего в себя внешнюю зону влияния предприятия ММК (см. рисунок, линии контуров охвата предприятия соответствуют среднему размеру фракции частиц).

Выводы

Прогнозирование распространения промышленных пылевых выбросов во внешней зоне влияния металлургических предприятий возможно с помощью проведенного анализа и расчетов. Применяемые расчетные схемы также подходят для описания рассеяния промышленной пыли на всех других производственных участках. Для осуществления прогноза независимо от технологических особенностей конкретного производства необходимо знать лишь мощности выброса предприятия и географические данные по региону.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Huo D., Liang J., Yang Y. Analysis of metallurgical raw materials and environmental protection. In: 5th Int. Conf. on Advanced Design and Manufacturing Engineering. Advances in Engineering Research. 2015. P. 2049–2052. <https://doi.org/10.2991/icadme-15.2015.380>
- Neuberger M. Human health effects of aerosols // Advances of Atmospheric Aerosol Research in Austria. Interdisciplinary Perspectives. 2012. No. 2. P. 103–115.
- World Health Organization. Health effects of particulate matter. Policy implications for countries in Eastern Europe, Caucasus and central Asia. 2013. 14 p.
- Zhao L., Sun W., Li X., Ye Z., Huang J., Zhang G., Cai J. Assessment of particulate emissions from a sinter plant in steelmaking works in China // Environmental Monitoring and Assessment. 2017. Vol. 189. Article 368. <https://doi.org/10.1007/s10661-017-6053-9>
- Leimalm U., Lundgren M., Ökvist L.S., Björkman B. Off-gas dust in an experimental blast furnace. Part 1: Characterization of flue dust, sludge and shaft fines // ISIJ International. 2010. Vol. 50. No. 11. P. 1560–1569. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1560>
- Dormann M., Vanderheyden B., Steyls D. Advanced technique to reduce the emissions of particulate matter (PM) // Revue De Métallurgie. 2008. No. 105 (12). P. 586–595. <https://doi.org/10.1051/metal:2009002>
- Amit S.S., Sandip D.M., Tushar K., etc. Influence of atmospheric aerosols on health and environment-climate change // International Journal of Life Sciences. 2013. Special Issue. P. 115–120.
- Ballester F., Medina S., Boldo E., Goodman P., Neuberger M., Iñiguez C., Künzli N. Reducing ambient levels of fine particulates could substantially improve health: A mortality impact assessment for 26 European cities // Journal of Epidemiology and Community Health. 2008. Vol. 62. No. 2. P. 98–105. <https://doi.org/10.1136/jech.2007.059857>
- Shi X., Ma Y., Wang Q., Gao K., Liu X. Research on regional environmental pollution analysis technology based on atmospheric numerical model in Shenyang city // Communications in Computer and
- Huo D., Liang J., Yang Y. Analysis of metallurgical raw materials and environmental protection. In: 5th Int. Conf. on Advanced Design and Manufacturing Engineering. Advances in Engineering Research. 2015, pp. 2049–2052. <https://doi.org/10.2991/icadme-15.2015.380>
- Neuberger M. Human health effects of aerosols. *Advances of Atmospheric Aerosol Research in Austria. Interdisciplinary Perspectives*. 2012, no. 2, pp. 103–115.
- World Health Organization. *Health effects of particulate matter: Policy implications for countries in Eastern Europe, Caucasus and central Asia*. 2013, 14 p.
- Zhao L., Sun W., Li X., Ye Z., Huang J., Zhang G., Cai J. Assessment of particulate emissions from a sinter plant in steelmaking works in China. *Environmental Monitoring and Assessment*. 2017, vol. 189, article 368. <https://doi.org/10.1007/s10661-017-6053-9>
- Leimalm U., Lundgren M., Ökvist L.S., Björkman B. Off-gas dust in an experimental blast furnace. Part 1: Characterization of flue dust, sludge and shaft fines. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, no. 11, pp. 1560–1569. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1560>
- Dormann M., Vanderheyden B., Steyls D. Advanced technique to reduce the emissions of particulate matter (PM). *Revue De Métallurgie*. 2008, no. 105 (12), pp. 586–595. <https://doi.org/10.1051/metal:2009002>
- Amit S.S., Sandip D.M., Tushar K., etc. Influence of atmospheric aerosols on health and environment-climate change. *International Journal of Life Sciences*. 2013, special issue, pp. 115–120.
- Ballester F., Medina S., Boldo E., Goodman P., Neuberger M., Iñiguez C., Künzli N. Reducing ambient levels of fine particulates could substantially improve health: A mortality impact assessment for 26 European cities. *Journal of Epidemiology and Community Health*. 2008, vol. 62, no. 2, pp. 98–105. <https://doi.org/10.1136/jech.2007.059857>
- Shi X., Ma Y., Wang Q., Gao K., Liu X. Research on regional environmental pollution analysis technology based on atmospheric numerical model in Shenyang city. *Communications in Computer and*

- and Information Science. 2016. Vol. 569. P. 751–759.
https://doi.org/10.1007/978-3-662-49155-3_77
10. Perry S.G., Heist D.K., Brouwer L.H., Monbureau E.M., Brixy L.A. Characterization of pollutant dispersion near elongated buildings based on wind tunnel simulations // *Atmospheric Environment*. 2016. Vol. 142. P. 286–295.
<https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2016.07.052>
11. Levy J.I., Spengler J.D., Hlinka D., Sullivan D., Moon D. Using CALPUFF to evaluate the impacts of power plant emissions in Illinois: Mode sensitivity and implications // *Atmospheric Environment*. 2002. Vol. 36. No. 6. P. 1063–1075.
[https://doi.org/10.1016/S1352-2310\(01\)00493-9](https://doi.org/10.1016/S1352-2310(01)00493-9)
12. Barna M.G., Gebhart K.A., Schichtel B.A., Malm W.C. Modeling regional sulfate during the BRAVO study. Part 1. Base emissions simulation and performance evaluation // *Atmospheric Environment*. 2006. Vol. 40. No. 14. P. 2436–2448.
<https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2005.12.040>
13. ОНД – 86. Методика расчета концентраций в атмосферном воздухе вредных веществ, содержащихся в выбросах предприятий. Л.: Гидрометеоиздат, 1987.
14. Stepanova L.P., Pisareva A.V., Tsukanavichute V.E. Toxicological assessment of the impact of metallurgical industry waste on the environmental properties of light gray forest soils // *Ecology and Industry of Russia*. 2020. No. 24. P. 54–59.
<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2020-6-54-59>
15. Деева А.В. Анализ влияния газовых выбросов металлургических предприятий на концентрацию тропосферного озона: Автореф... дис. канд. техн. наук. М.: 2009. 18 с.
16. Вишнякова К.В., Петелин А.Л., Юсфин Ю.С. Распространение газовых выбросов металлургических предприятий в промышленных регионах // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009. № 1. С. 63–65.
17. Полулях Л.А., Петелин А.Л., Дашевский В.Я., Травянов А.Я., Юсфин Ю.С. Анализ возможности газификации фосфора в доменном процессе // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009. № 9. С. 29–31.
18. Орелкина Д.И., Петелин А.Л., Полулях Л.А. Анализ пространственного распределения вторичных газовых выбросов во внешней зоне влияния предприятий черной металлургии // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 11. С. 793–797. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-11-793-797>
19. Petelin A.L., Orelkina D.I., Polulyakh L.A., Kozlova O.N. The kinetics of the formation and propagation in the atmosphere of the secondary gas emissions of metallurgical enterprises // *Ecology and Industry of Russia*. 2016. Vol. 20. No. 9. P. 26–29.
<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2016-9-26-29>
20. Орелкина Д.И., Петелин А.Л., Полулях Л.А., Подгородецкий Г.С. Модель расчета концентрации вторичных металлургических выбросов в атмосфере // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 5. С. 300–305.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-5-300-305>
21. Петелин А.Л., Деева А.В., Вишнякова К.В., Юсфин Ю.С. Анализ влияния выбросов предприятий черной металлургии на концентрацию атмосферного озона. Сообщение 1 // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2008. № 5. С. 59–61.
22. Юсфин Ю.С., Леонтьев Л.И., Черноусов М.П. Промышленность и окружающая среда. М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. 248 с.
23. Исидоров В.А. Экологическая химия. СПб.: «Химиздат», 2001. 304 с.
24. Ровинский Ф.Я., Егоров В.И. Озон, окислы азота и серы в нижней атмосфере. Л.: Гидрометеоиздат, 1986. 183 с.
25. Физические величины. Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братовский и др. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
26. Karklit A.K., Aboskalov A.N. Graphite from metallurgical dust // *Refractories and Industrial Ceramics*. 1998. vol. 39, no. 9-10. P. 334–336. <https://doi.org/10.1007/BF02770596>
27. Zou C., Kang Y., Wang W., Wang Y., Shi R. Effects of Fe_2O_3 –CaO interactions in metallurgical dust on its catalytic activity for the *Information Science*. 2016, vol. 569, pp. 751–759.
https://doi.org/10.1007/978-3-662-49155-3_77
10. Perry S.G., Heist D.K., Brouwer L.H., Monbureau E.M., Brixy L.A. Characterization of pollutant dispersion near elongated buildings based on wind tunnel simulations. *Atmospheric Environment*. 2016, vol. 142, pp. 286–295.
<https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2016.07.052>
11. Levy J.I., Spengler J.D., Hlinka D., Sullivan D., Moon D. Using CALPUFF to evaluate the impacts of power plant emissions in Illinois: Mode sensitivity and implications. *Atmospheric Environment*. 2002, vol. 36, no. 6, pp. 1063–1075.
[https://doi.org/10.1016/S1352-2310\(01\)00493-9](https://doi.org/10.1016/S1352-2310(01)00493-9)
12. Barna M.G., Gebhart K.A., Schichtel B.A., Malm W.C. Modeling regional sulfate during the BRAVO study. Part 1. Base emissions simulation and performance evaluation. *Atmospheric Environment*. 2006, vol. 40, no. 14, pp. 2436–2448.
<https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2005.12.040>
13. OND – 86. Methodology for Calculating Concentrations in Atmospheric Air of Harmful Substances Contained in Enterprises Emissions. Leningrad: Gidrometeoizdat, 1987. (In Russ.).
14. Stepanova L.P., Pisareva A.V., Tsukanavichute V.E. Toxicological assessment of the impact of metallurgical industry waste on the environmental properties of light gray forest soils. *Ecology and Industry of Russia*. 2020, no. 24, pp. 54–59.
<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2020-6-54-59>
15. Deeva A.V. Analysis of the effect of gas emissions from metallurgical enterprises on concentration of tropospheric ozone: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss. Moscow, 2009, 18 p. (In Russ.).
16. Vishnyakova K.V., Petelin A.L., Yusfin Yu.C. Distribution of gas emissions from metallurgical enterprises in industrial regions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, vol. 52, no. 1, pp. 63–65. (In Russ.).
17. Polulyakh L.A., Petelin A.L., Dashevskii V.Ya., Travyanov A.Ya., Yusfin Yu.S. Analysis of the possibility of phosphorus gasification in blast furnace process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, vol. 52, no. 9, pp. 29–31. (In Russ.).
18. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Analysis of the spatial distribution of secondary gas emissions in the outer influence zone of steel industry. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 11, pp. 793–797. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-11-793-797>
19. Petelin A.L., Orelkina D.I., Polulyakh L.A., Kozlova O.N. The kinetics of formation and propagation in the atmosphere of the secondary gas emissions of metallurgical enterprises. *Ecology and Industry of Russia*. 2016, vol. 20, no. 9, pp. 26–29. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18412/1816-0395-2016-9-26-29>
20. Orelkina D.I., Petelin A.L., Polulyakh L.A., Podgorodetskii G.S. Calculation model for the concentration of secondary metallurgical emissions into the atmosphere. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 5, pp. 300–305. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-5-300-305>
21. Petelin A.L., Deeva A.V., Vishnyakova K.V., Yusfin Yu.S. Analysis of the impact of emissions from ferrous metallurgy enterprises on concentration of atmospheric ozone. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, vol. 51, no. 5, pp. 59–61. (In Russ.).
22. Yusfin Yu.S., Leont'ev L.I., Chernousov M.P. *Industry and Environment*. Moscow: Akademkniga, 2004, 248 p. (In Russ.).
23. Isidorov V.A. *Ecological Chemistry*. St. Petersburg: Khimizdat, 2001, 304 p. (In Russ.).
24. Rovinskii F.Ya., Egorov V.I. *Ozone, Nitrogen and Sulfur Oxides in Lower Atmosphere*. Leningrad: Gidrometeoizdat, 1986, 183 p. (In Russ.).
25. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratovskii A.M., etc. *Physical Quantities. Reference Book*. Moscow: Energoatomizdat, 1991, 1232 p. (In Russ.).
26. Karklit A.K., Aboskalov A.N. Graphite from metallurgical dust. *Refractories and Industrial Ceramics*. 1998, vol. 39, no. 9-10, pp. 334–336. <https://doi.org/10.1007/BF02770596>
27. Zou C., Kang Y., Wang W., Wang Y., Shi R. Effects of Fe_2O_3 –CaO interactions in metallurgical dust on its catalytic activity for the

carbon – oxygen reaction // *Energy & Fuels*. 2019. No. 33 (11). P. 11830–11840. <https://doi.org/10.1021/acs.energyfuels.9b02374>

28. Варенков А.Н., Костиков В.И. Химическая экология и инженерная безопасность металлургических производств. М.: «Интермет Инжиниринг», 2000. 20 с.
29. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. М.: «Металлургия», 1978. 247 с.

carbon – oxygen reaction. *Energy & Fuels*. 2019, no. 33 (11), pp. 11830–11840. <https://doi.org/10.1021/acs.energyfuels.9b02374>

28. Varenkov A.N., Kostikov V.I. *Chemical Ecology and Engineering Safety of Metallurgical Enterprises*. Moscow: Intermet Inzhenering, 2000, 20 p. (In Russ.).
29. Bokshtein B.S. *Diffusion in Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1978, 247 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Олег Сакенович Нуржанов, аспирант кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-7354-9879

E-mail: Za852@yandex.ru

Oleg S. Nurzhanov, Postgraduate of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0001-7354-9879

E-mail: Za852@yandex.ru

Геннадий Валерьевич Торохов, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: gvtorohov@gmail.com

Gennadii V. Torokhov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: gvtorohov@gmail.com

Павел Иванович Черноусов, к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: p.chernou@yandex.ru

Pavel I. Chernousov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: p.chernou@yandex.ru

Дарья Владимировна Чезганова, аспирант кафедры цветных металлов и золота, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: d.chezganova@gmail.com

Dar'ya V. Chezganova, Postgraduate of the Chair of Non-Ferrous Metals and Gold, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: d.chezganova@gmail.com

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

О. С. Нуржанов – проведение расчетов, моделирование, поиск и анализ данных, написание статьи.

Г. В. Торохов – научное консультирование по вопросам химических основ распространения частиц.

П. И. Черноусов – научное консультирование по вопросам физических основ распространения частиц.

Д. В. Чезганова – анализ источников, повышение уникальности текста, перевод на английский язык.

O. S. Nurzhanov – calculations, modeling, search and analysis of data, writing the article.

G. V. Torokhov – scientific advising on chemical bases of particles distribution.

P. I. Chernousov – scientific advising on physical bases of particles distribution.

D. V. Chezganova – analysis of sources, enhancing the text uniqueness, the text translation into English.

Поступила в редакцию 25.06.2021

После доработки 13.10.2021

Принята к публикации 19.10.2021

Received 25.06.2021

Revised 13.10.2021

Accepted 19.10.2021



Оригинальная статья

УДК 536.425:539.28

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-254-260

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2296>



ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕФЕКТНУЮ СУБСТРУКТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co – Cr – Fe – Mn – Ni

К. А. Осинцев^{1,2}, В. Е. Громов¹, С. В. Воробьев¹,
Ю. Ф. Иванов^{1,3}, И. А. Панченко¹

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

² Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

³ Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

Аннотация. Электронно-пучковая обработка поверхности является способом модификации материалов, который обеспечивает улучшение механических свойств металлических материалов. За счет высокоскоростного нагрева, испарения, рекристаллизации, а также пластической деформации в поверхности происходит образование дислокаций с высокой плотностью и, как следствие, наблюдается увеличение показателей различных физико-механических свойств, таких как твердость, износостойкость и др. Поскольку в настоящее время высокоэнтропийные сплавы являются относительно новым классом материалов, эффект влияния импульсной электронно-пучковой обработки на дислокационную субструктуру еще не был установлен, в настоящей работе поверхностной обработке с помощью высокоинтенсивного импульсного электронного пучка с плотностью энергии 30 Дж/см² был подвергнут неэквивалентный высокоэнтропийный сплав системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni, изготовленный с помощью проволоочно-дугового аддитивного производства. Методом исследования тонких фольг с помощью просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что обработка не оказывает влияния на химический состав сплава, однако приводит к серьезным изменениям дислокационной субструктуры. Выявлено немономотное изменение скалярной плотности дислокаций, достигающее максимального значения 5,5·10¹⁰ см⁻² на расстоянии 25 мкм от поверхности облучения. Показано, что на этом расстоянии от поверхности формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура с размерами ячеек от 400 нм до 600 нм. При дальнейшем удалении от поверхности на расстояние до 45 мкм происходит изменение дислокационной субструктуры от ячеистой к ячеисто-сетчатой. На расстоянии 120 – 130 мкм воздействие высокоинтенсивного импульсного электронного пучка не наблюдается – субструктура соответствует субструктуре исходного сплава с хаотическим распределением дислокаций.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав Co – Cr – Fe – Mn – Ni, проволоочно-дуговое аддитивное производство, электронно-пучковая обработка, дислокация, элементный состав, просвечивающая электронная микроскопия, хрупкий излом

Финансирование: Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

Для цитирования: Осинцев К.А., Громов В.Е., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Влияние электронно-пучковой обработки на дефектную субструктуру высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 254–260. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-254-260>

Original article

EFFECT OF HIGH-CURRENT PULSED ELECTRON BEAM TREATMENT ON DEFECT SUBSTRUCTURE OF THE HIGH-ENTROPY ALLOY OF Co – Cr – Fe – Mn – Ni SYSTEM

K. A. Osintsev^{1,2}, V. E. Gromov¹, S. V. Vorob'ev¹,
Yu. F. Ivanov^{1,3}, I. A. Panchenko¹

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

² Samara National Research University (34 Moskovskoe Route, Samara 443086, Russian Federation)

³ Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. High-current pulsed electron beam surface treatment is a method of materials modifying, which improves the mechanical properties of metal materials. Due to high-speed heating, evaporation, recrystallization, as well as plastic deformation, dislocations with high density are formed in the surface and, as a result, an increase in indicators of various physical and mechanical properties, such as hardness, wear resistance, etc., is observed. Since currently high-entropy alloys are a relatively new class of materials, the effect of pulsed electron beam treatment on the dislocation substructure has not yet been established. In this work, a non-equiatom high-entropy alloy of the Co – Cr – Fe – Mn – Ni system, made using a wire-arc additive manufacturing, was subjected to surface treatment using a high-current pulsed electron beam with an energy density of 30 J/cm². By the method of studying thin foils using transmission electron microscopy, it was found that the treatment does not affect the chemical composition of the alloy, but leads to serious changes in the dislocation substructure. A nonmonotonic change in the scalar density of dislocations was revealed, reaching a maximum value of $5.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ at a distance of 25 μm from the irradiation surface. It is shown that an undirected cellular dislocation substructure with cell sizes from 400 nm to 600 nm is formed at this distance from the surface. With further distance from the surface at a distance of up to 45 μm , the dislocation substructure changes from cellular to cellular-mesh. At a distance of 120 – 130 μm , the effect of a high-current pulsed electron beam is not observed – the substructure corresponds to the substructure of the initial alloy with a chaotic distribution of dislocations.

Keywords: high-entropy alloy Co – Cr – Fe – Mn – Ni, wire-arc additive manufacturing, deformation, dislocation, electron-beam treatment, elemental composition, transmission electron microscopy

Funding: The research was supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Osintsev K.A., Gromov V.E., Vorob'ev S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. Effect of high-current pulsed electron beam treatment on defect substructure of the high-entropy alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 255–260. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-254-260>

ВВЕДЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы представляют собой новый вид металлических материалов, состоящих из пяти и более основных компонентов, находящихся в количестве от 5 до 35 % (ат.) [1 – 3]. Для данных видов сплавов характерны такие уникальные свойства, как образование однофазной структуры, сильное искажение кристаллической решетки, а также медленная диффузия [4 – 6]. Одним из исследуемых высокоэнтропийных сплавов является сплав системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni, который способен сохранять гранецентрированную кубическую структуру в широком диапазоне температур, а также обладает хорошим балансом прочности и пластичности [7]. Этот сплав одновременно демонстрирует [8] увеличение прочности при комнатной температуре и вязкости при криогенной температуре (77 K) в результате доминирования двойникования в качестве механизма деформации.

Однако недостатком сплавов системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni является относительно низкий предел текучести при комнатной температуре. В качестве методов по увеличению предела текучести в различных работах были использованы упрочняющие легирующие элементы, такие как титан, кремний, медь, углерод [9 – 11]. Применение различных методов обработки поверхности (среди которых выделяются воздействие ультразвуком [12], азотирование [13], ионная имплантация [14] и борирование [15]) показало эффективность для увеличения усталостной долговечности, прочности и коррозионной стойкости металлических сплавов. Однако эти методы требуют точного контроля химического состава и технологии приготовления, что часто является дорогостоящим и неосуществимым для промышленного применения.

Электронно-пучковая обработка является одним из перспективных методов поверхностной модификации

металлических материалов, приводящих к значительному улучшению механических свойств всего материала за счет оптимизации структуры его поверхностного слоя [16]. Характеристики металлов и сплавов, подвергнутых облучению электронным пучком, могут вырасти в 20 раз, что значительно превышает эффективность традиционных видов обработки [17]. В процессе облучения пучки электронов высокой плотности за чрезвычайно короткий промежуток времени вызывают на расстояниях до 100 мкм от поверхности различные явления, такие как высокоскоростная рекристаллизация, сглаживание поверхности, отжиг [18]. Помимо этого электронно-пучковая обработка может вызывать пластическую деформацию, что приводит к образованию дислокаций с высокой плотностью и значительному улучшению свойств [19, 20].

В настоящее время ограниченное количество работ посвящено исследованию влияния электронно-пучковой обработки на высокоэнтропийные сплавы. Так, в работе [21] показано, что износостойкость, микротвердость, нанотвердость и коррозионные свойства сплава CoCrFeNiMo_{0,2} претерпели значительное увеличение в результате воздействия электронным пучком. Облучение высокоточным электронным пучком сплава NiCoCrAlYSi в работе [22] привело к формированию плотной переплавленной поверхности и удалению исходных дефектов, возникших при лазерной наплавке. Ранее было показано, что электронно-пучковая обработка приводит к гомогенизации химического состава высокоэнтропийного сплава системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni [23].

В связи с тем, что поверхностная модификация высокоэнтропийных сплавов представляет собой актуальное и недостаточно исследованное научное направление, целью настоящей работы являлось изучение влияния электронно-пучковой обработки на дефектную субструктуру сплава системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для получения образцов системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni в качестве исходного материала были использованы: кобальтовая проволока диаметром 0,47 мм ($\approx 99,9\%$ Co (ат.)); сварочная проволока Autrod 16.95 (приблизительный состав 65,3 % Fe; 19,6 % Cr; 7,3 % Ni; 1,6 % Si; 6,2 % Mn (ат.)), которая была предварительно утонена с диаметра 0,80 до 0,74 мм; хромоникелевая проволока Ni80Cr20 (приблизительный состав 22,5 % Cr; 1,5 % Fe; 72,1 % Ni; 0,8 % Al; 2,9 % Si; 0,2 % Mn (ат.)) диаметром 0,4 мм. Исходные проволоки были скручены с помощью специального скручивающего устройства. Диаметр комбинированного кабеля Co–Cr–Fe–Mn–Ni составил примерно 1,25 мм, длина укладки 10 мм. Изготовление образцов ВЭС осуществлялось послойным нанесением на подложку из стали 12X18H10T с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства в атмосфере инертного газа ($\approx 99,99\%$ Ar). Использовался следующий режим нанесения слоев: скорость подачи проволоки 13 м/мин, напряжение 22 В, скорость движения горелки 0,1 м/мин. Полученные образцы высокоэнтропийного сплава имели форму параллелепипеда размерами 140×20×30 мм, состояли из семи наплавленных слоев в высоту и четырех слоев в толщину.

Облучение образцов ВЭС импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО». Режим облучения образцов: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см², длительность импульса пучка 50 мкс, частота следования импульсов 0,3 с⁻¹, количество импульсов облучения 3, облучение проводили при остаточном давлении инертного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па.

Дефектная субструктура и распределение химических элементов была изучена методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100, Japan). Объекты исследования (фольги толщиной 150 – 200 нм) для просвечивающего электронного микроскопа были подготовлены методом ионного травления (установка Ion Slicer (EM-09100IS), аргон) пластинок, вырезанных из образца высокоэнтропийного сплава.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Установлено, что сплав в исходном состоянии имеет неэквивалентный состав и содержит 15,5 % Cr, 3,1 % Mn, 38,9 % Fe, 24,6 % Co, 17,9 % Ni (ат.). Облучение данного сплава импульсным электронным пучком не привело к существенному изменению элементного состава материала. Методами микрорентгеноспектрального анализа тонких фольг выявлен следующий элементный состав: 15,5 % Cr, 2,5 % Mn, 37,6 % Fe, 26,3 % Co, 18,1 % Ni (ат.). Методами картирования выявлено однородное распределение указанных элементов в объеме сплава (рис. 1).

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования дефектной субструктуры, формирующейся при облучении образцов ВЭС импульсным электронным пучком. Показано, что в поверхностном слое формируется неразориентированная

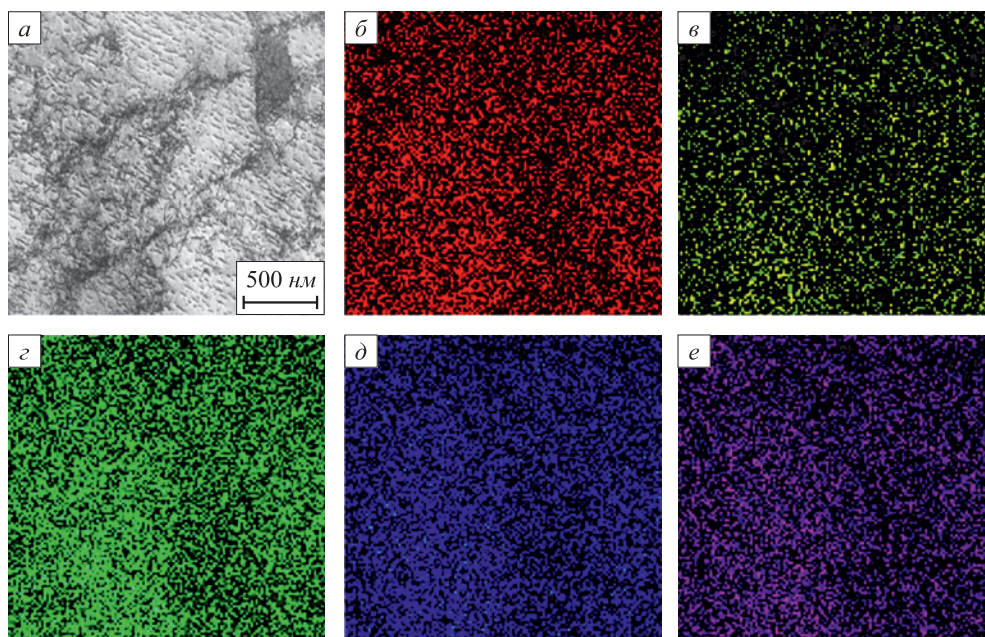


Рис. 1. Электронно-микроскопическое (метод STEM анализа) изображение участка фольги (а) и изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cr (б), Mn (в), Fe (г), Co (д), Ni (е)

Fig. 1. Electron microscopic (STEM analysis method) image of the foil section (a) and its images obtained in the characteristic X-ray radiation of Cr (b), Mn (c), Fe (d), Co (e), Ni (f) atoms

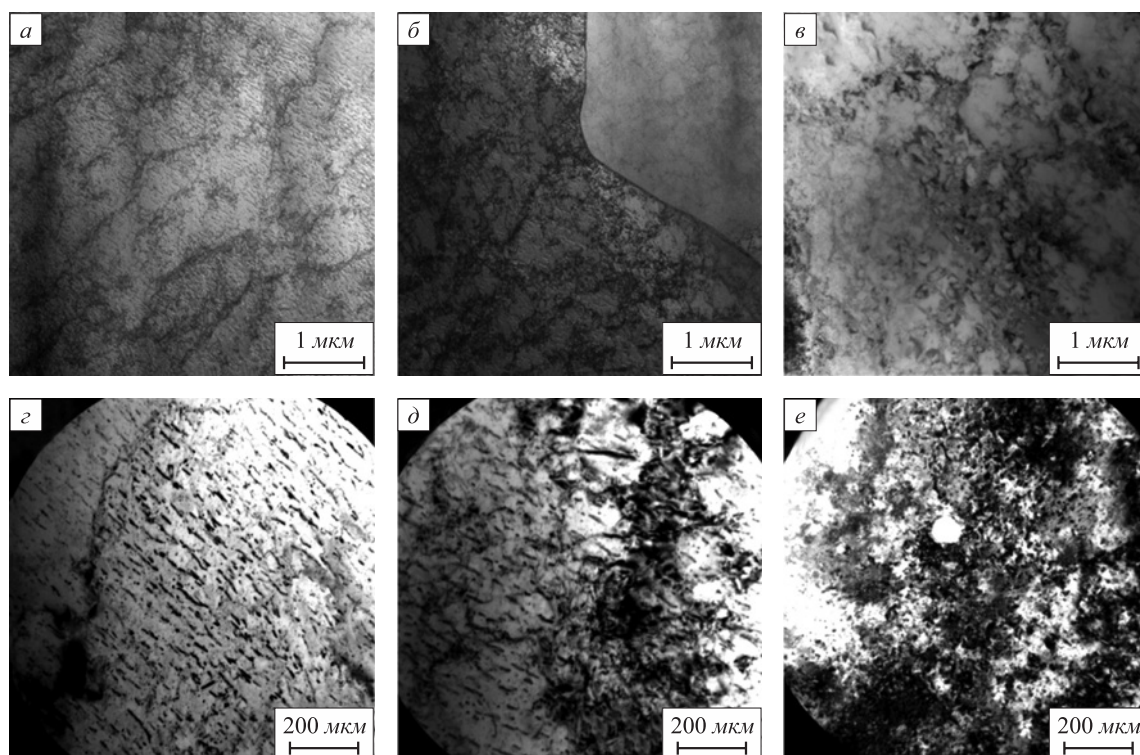


Рис. 2. Дислокационная субструктура поверхности образца (*а, з*) высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni, облученного импульсным электронным пучком, а также сплава на расстояниях 25 мкм (*б, д*) и 45 мкм (*в, е*) от поверхности

Fig. 2. Dislocation substructure of the surface of a sample (*a, z*) of a high-entropy alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system irradiated with a pulsed electron beam, as well as an alloy at distances of 25 μm (*б, д*) and 45 μm (*в, е*) from the surface

ячеистая дислокационная субструктура (рис. 2, *а, з*). Размер ячеек изменяется в пределах от 400 нм до 600 нм. В объеме ячеек выявляются хаотически распределенные дислокации. Схожая ячеистая дислокационная субструктура наблюдалась в сплаве NiCoCrAlYSi после обработки электронным пучком [22]. На глубине 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (рис. 2, *б, д*). При дальнейшем увеличении расстояния от поверхности облучения до 45 мкм наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой присутствует субструктура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически (рис. 2, *в, е*). На расстоянии 120 – 130 мкм от поверхности облучения дислокационная структура соответствует исходному состоянию и представляет собой хаотически распределенные дислокации (рис. 1, *а*) с плотностью дислокаций приблизительно $2,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 3). Анализируя результаты, представленные на рис. 3, можно отметить факт снижения скалярной плотности дислокаций по мере удаления от поверхности облучения.

Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхности облучения представлена на рис. 3. Анализируя представленные результаты, можно отметить немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций при удалении от поверхности облучения. Одной из причин такой зависимости может быть

существенно неоднородное распределение дислокаций в слое, примыкающем к поверхности облучения. Это связано с формированием ячеистой субструктуры, в которой часть дислокаций расположена в границах ячеек и не учитывается при оценке скалярной плотности дислокаций.

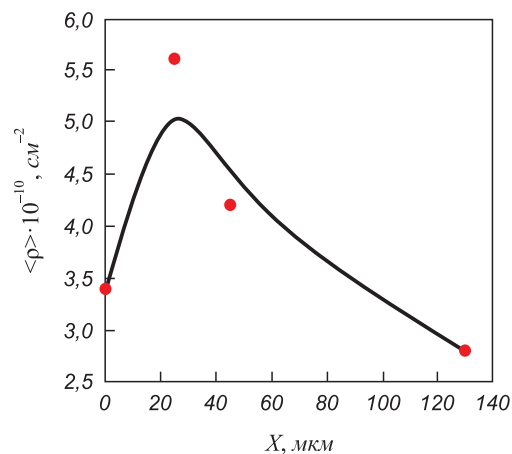


Рис. 3. Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхности облучения высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni

Fig. 3. Dependence of the scalar dislocation density on the distance from irradiation surface of the high-entropy alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system

Следует отметить отсутствие на электронно-микроскопических изображениях структур ВЭС изгибных контуров экстинкции, что говорит о том, что в материале отсутствуют внутренние поля напряжений, которые привели бы к изгибу-кручению тонкой фольги. Данный факт может свидетельствовать о высоком уровне пластичности исследуемого ВЭС, позволяющем осуществлять релаксацию внутренних полей напряжений путем скользяния дислокаций.

Полученные в настоящей работе результаты позволяют предположить возможное увеличение твердости поверхностного слоя за счет формирования в обработанной поверхности на расстоянии до 45 мкм субструктуры с более высокой плотностью дислокаций.

Выводы

Исследовано воздействие высокоинтенсивного импульсного электронного пучка (с параметрами: энер-

гия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см², длительность импульса пучка 50 мкс, частота следования импульсов 0,3 с⁻¹, количество импульсов облучения 3) на дислокационную субструктуру неэквивалентного высокоэнтропийного сплава системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni, изготовленного с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства. Показано, что облучение импульсным электронным пучком приводит к формированию градиентной дислокационной субструктуры. На расстоянии формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура, в объеме ячеек которой наблюдаются хаотически распределенные дислокации. На глубине 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура с наибольшей плотностью дислокаций ~5,5·10¹⁰ см⁻². На глубине 45 мкм наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой присутствует структура, сформированная распределенными хаотически дислокациями.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 375-377. No. 1-2. P. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
2. Yeh J.W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // *Advanced Engineering Materials*. 2004. Vol. 6. No. 5. P. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
3. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. P. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
4. Lim X. Mixed-up metals make for stronger, tougher, stretchier alloys // *Nature*. 2016. Vol. 533. No. 7603. P. 306–307. <https://doi.org/10.1038/533306a>
5. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off // *Nature*. 2016. Vol. 534. No. 7606. P. 227–230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>
6. Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sanin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zherebtsov S. Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 145. P. 353–361. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.063>
7. Zhang T., Xin L., Wu F., Zhao R., Xiang J., Chen M., Jiang S., Huang Y., Chen S. Microstructure and mechanical properties of Fe_xCoCrNiMn high-entropy alloys // *Journal of Materials Science and Technology*. 2019. Vol. 35. No. 10. P. 2331–2335. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.050>
8. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. 2014. Vol. 345. No. 6201. P. 1153–1158. <https://doi.org/10.1126/science.1254581>
9. Yamanaka S., Ikeda K., Miura S. The effect of titanium and silicon addition on phase equilibrium and mechanical properties of CoCrFeMnNi-based high entropy alloy // *Journal of Materials Research*. 2021. Vol. 36. No. 10. P. 2056–2070. <https://doi.org/10.1557/s43578-021-00251-0>
10. Xian X., Lin L., Zhong Z., Zhang C., Chen C., Song K., Cheng J., Wu Y. Precipitation and its strengthening of Cu-rich phase in
1. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, vol. 375-377, no. 1-2, pp. 213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
2. Yeh J.W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. 2004, vol. 6, no. 5, pp. 299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
3. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, vol. 122, pp. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
4. Lim X. Mixed-up metals make for stronger, tougher, stretchier alloys. *Nature*. 2016, vol. 533, no. 7603, pp. 306–307. <https://doi.org/10.1038/533306a>
5. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016, vol. 534, no. 7606, pp. 227–230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>
6. Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sanin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zherebtsov S. Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy. *Materials Characterization*. 2018, vol. 145, pp. 353–361. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.063>
7. Zhang T., Xin L., Wu F., Zhao R., Xiang J., Chen M., Jiang S., Huang Y., Chen S. Microstructure and mechanical properties of Fe_xCoCrNiMn high-entropy alloys. *Journal of Materials Science and Technology*. 2019, vol. 35, no. 10, pp. 2331–2335. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.050>
8. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014, vol. 345, no. 6201, pp. 1153–1158. <https://doi.org/10.1126/science.1254581>
9. Yamanaka S., Ikeda K., Miura S. The effect of titanium and silicon addition on phase equilibrium and mechanical properties of CoCrFeMnNi-based high entropy alloy. *Journal of Materials Research*. 2021, vol. 36, no. 10, pp. 2056–2070. <https://doi.org/10.1557/s43578-021-00251-0>
10. Xian X., Lin L., Zhong Z., Zhang C., Chen C., Song K., Cheng J., Wu Y. Precipitation and its strengthening of Cu-rich phase in

- CrMnFeCoNiCu_x high-entropy alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 713. P. 134–140.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.060>
11. Lu Y., Mazilkin A., Boll T., Stepanov N., Zharebtzov S., Salishchev G., Ódor É., Ungar T., Lavernia E., Hahn H., Ivanisenko Y. Influence of carbon on the mechanical behavior and microstructure evolution of CoCrFeMnNi processed by high pressure torsion // *Materialia*. 2021. Vol. 16. Article 101059.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101059>
 12. Listyawan T.A., Lee H., Park N., Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process // *Journal of Materials Science & Technology*. 2020. Vol. 57. P. 123–130.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.083>
 13. Meng F., Baker I. Nitriding of a high entropy FeNiMnAlCr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 645. No. 4. P. 376–381. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.05.021>
 14. Panin S.V., Vlasov I.V., Sergeev V.P., Maruschak P.O., Sunder R., Ovechkin B.B. Fatigue life improvement of 12Cr1MoV steel by irradiation with Zr⁺ ion beam // *International Journal of Fatigue*. 2015. Vol. 76. P. 3–10. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.10.011>
 15. Lindner T., Löbel M., Sattler B., Lampke T. Surface hardening of FCC phase high-entropy alloy system by powder-pack boriding // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 371. P. 389–394.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.017>
 16. Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Ivanov Y.F., Markov A.B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 125. No. 1–3. P. 49–56.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00604-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00604-0)
 17. Valkov S., Ormanova M., Petrov P. Electron-beam surface treatment of metals and alloys: Techniques and trends // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 9. P. 1–20. <https://doi.org/10.3390/met10091219>
 18. Konovalov S., Ivanov Y., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-induced evolution of AISI 310S steel microstructure after electron beam treatment // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 20. Article 4567.
<https://doi.org/10.3390/ma13204567>
 19. Zhang C., Lv P., Xia H., Yang Z., Konovalov S., Chen X., Guan Q. The microstructure and properties of nanostructured Cr-Al alloying layer fabricated by high-current pulsed electron beam // *Vacuum*. 2019. Vol. 167. P. 263–270.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.06.022>
 20. Konovalov S.V., Komissarova I.A., Kosinov D.A., Ivanov Y.F., Ivanova O.V., Gromov V.E. Structure of titanium alloy, modified by electron beams and destroyed during fatigue // *Letters on Materials*. 2017. Vol. 7. No. 3. P. 266–271.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-3-266-271>
 21. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 410. Article 126911.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
 22. Cai J., Yao Y., Gao C., Lyu P., Meng X., Guan Q., Li Y., Han Z. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAlYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 881. Article 160651.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160651>
 23. Osintsev K., Gromov V., Ivanov Y., Konovalov S., Panchenko I., Vorobyev S. Evolution of structure in AlCoCrFeNi high-entropy alloy irradiated by a pulsed electron beam // *Metals*. 2021. Vol. 11. No. 8. Article 1228. <https://doi.org/10.3390/met11081228>
- CrMnFeCoNiCu_x high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, vol. 713, pp. 134–140.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.060>
11. Lu Y., Mazilkin A., Boll T., Stepanov N., Zharebtzov S., Salishchev G., Ódor É., Ungar T., Lavernia E., Hahn H., Ivanisenko Y. Influence of carbon on the mechanical behavior and microstructure evolution of CoCrFeMnNi processed by high pressure torsion. *Materialia*. 2021, vol. 16, article 101059.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101059>
 12. Listyawan T.A., Lee H., Park N., Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process. *Journal of Materials Science & Technology*. 2020, vol. 57, pp. 123–130.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.083>
 13. Meng F., Baker I. Nitriding of a high entropy FeNiMnAlCr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 645, no. 4, pp. 376–381. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.05.021>
 14. Panin S.V., Vlasov I.V., Sergeev V.P., Maruschak P.O., Sunder R., Ovechkin B.B. Fatigue life improvement of 12Cr1MoV steel by irradiation with Zr⁺ ion beam. *International Journal of Fatigue*. 2015, vol. 76, pp. 3–10. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.10.011>
 15. Lindner T., Löbel M., Sattler B., Lampke T. Surface hardening of FCC phase high-entropy alloy system by powder-pack boriding. *Surface and Coatings Technology*. 2019, vol. 371, pp. 389–394.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.017>
 16. Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Ivanov Y.F., Markov A.B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams. *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol. 125, no. 1–3, pp. 49–56.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00604-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00604-0)
 17. Valkov S., Ormanova M., Petrov P. Electron-beam surface treatment of metals and alloys: Techniques and trends. *Metals*. 2020, vol. 10, no. 9, pp. 1–20. <https://doi.org/10.3390/met10091219>
 18. Konovalov S., Ivanov Y., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-induced evolution of AISI 310S steel microstructure after electron beam treatment. *Materials*. 2020, vol. 13, no. 20, article 4567.
<https://doi.org/10.3390/ma13204567>
 19. Zhang C., Lv P., Xia H., Yang Z., Konovalov S., Chen X., Guan Q. The microstructure and properties of nanostructured Cr-Al alloying layer fabricated by high-current pulsed electron beam. *Vacuum*. 2019, vol. 167, pp. 263–270.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.06.022>
 20. Konovalov S.V., Komissarova I.A., Kosinov D.A., Ivanov Y.F., Ivanova O.V., Gromov V.E. Structure of titanium alloy, modified by electron beams and destroyed during fatigue. *Letters on Materials*. 2017, vol. 7, no. 3, pp. 266–271.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-3-266-271>
 21. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021, vol. 410, article 126911.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
 22. Cai J., Yao Y., Gao C., Lyu P., Meng X., Guan Q., Li Y., Han Z. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAlYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021, vol. 881, article 160651.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160651>
 23. Osintsev K., Gromov V., Ivanov Y., Konovalov S., Panchenko I., Vorobyev S. Evolution of structure in AlCoCrFeNi high-entropy alloy irradiated by a pulsed electron beam. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 8, article 1228. <https://doi.org/10.3390/met11081228>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Кирилл Александрович Осинцев, аспирант кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1150-6747

E-mail: osincev.ka@ssau.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Сергей Владимирович Воробьев, д.т.н., старший научный сотрудник управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-3957-0249

E-mail: sparrow1981@mail.ru

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет; ведущий научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук

ORCID: 0000-0003-0271-5504

E-mail: yufi55@mail.ru

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-1631-9644

E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

Kirill A. Osintsev, Postgraduate of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1150-6747

E-mail: osincev.ka@ssau.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel; Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Sergei V. Vorob'ev, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-3957-0249

E-mail: sparrow1981@mail.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Siberian State Industrial University; Chief Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0271-5504

E-mail: yufi55@mail.ru

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-1631-9644

E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

К. А. Осинцев – анализ данных по применению ВЭС.

В. Е. Громов – концепция статьи, выбор областей применения высокоэнтропийных сплавов, написание первого варианта статьи.

С. В. Воробьев – анализ публикаций по применению ВЭС в энергетике, судостроении и сварных соединений ядерных реакторов.

Ю. Ф. Иванов – анализ работ отечественных и зарубежных исследователей по проблеме применения ВЭС. Написание статьи.

И. А. Панченко – подбор и анализ обзорных статей и монографий, содержащих сведения о последних применениях ВЭС в наукоемких областях.

K. A. Osintsev – analysis of data on the use of high-entropy alloys.

V. E. Gromov – formation of the article concept, choice of application of high-entropy alloys, writing the text.

S. V. Vorob'ev – analysis of publications on the use of high-entropy alloys in power engineering, shipbuilding and welded joints of nuclear reactors.

Yu. F. Ivanov – analysis of works of domestic and foreign researchers on the issue of the use of high-entropy alloys.

I. A. Panchenko – selection and analysis of review articles and monographs containing information on the latest applications of high-entropy alloys in high-tech areas.

Поступила в редакцию 30.11.2021

После доработки 07.12.2021

Принята к публикации 16.12.2021

Received 30.11.2021

Revised 07.12.2021

Accepted 16.12.2021



Оригинальная статья

УДК 669.046:533.9

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-261-267

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2297>



КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИИ ЛЮДЕРСА КАК АВТОВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА

В. И. Данилов, В. В. Горбатенко, Л. В. Данилова

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

Аннотация. Исследованы природа и кинетика подвижных фронтов локализованной деформации, которые формируются на упруго-пластическом переходе в материалах с дислокационным и мартенситным микромеханизмами реализации пластического течения при активном растяжении с различными скоростями. Для регистрации и количественного описания движения фронтов использована методика корреляции цифровых изображений. Обсуждение полученных результатов проведено в рамках синергетического подхода. Деформируемый объект рассматривается как открытая, далекая от равновесия система – активная среда, содержащая распределенные источники потенциальной энергии, которые представляют собой микроконцентраторы напряжений. В ходе внешнего воздействия эти концентраторы релаксируют путем реализации микросдвигов и вызывают формоизменение самого объекта. Каждый микроконцентратор может рассматриваться как активный элемент, который имеет два состояния: метастабильное упругонапряженное и стабильное релаксированное. В результате внешнего воздействия переход возможен только из первого состояния во второе. Такие элементы характеризуются как триггерные, а активная среда как бистабильная. В бистабильных средах распространяются автоволны переключения, представляющие собой подвижные границы, которые разделяют метастабильное и стабильное состояния. В рамках этой концепции рассматриваемые фронты локализованной деформации можно интерпретировать как автоволны переключения. Результаты исследования показали, что форма и кинетические параметры фронтов локализованной деформации не зависят от химического состава, структуры и микромеханизма деформации, что подтверждает их автоволновую природу. С другой стороны, кинетика автоволн переключения должна определяться параметрами внешнего воздействия. Действительно, скорость фронтов локализованной деформации возрастает с ростом скорости растяжения. Установлено, что зависимость скорости этих фронтов от скорости деформирования нелинейная параболическая с показателем степени меньше единицы и одинакова для всех исследованных материалов.

Ключевые слова: упругопластический переход, фронты полос Чернова–Людерса, активные среды, автоволны переключения локализованной пластичности, кинетика автоволн переключения, метод корреляции цифровых изображений, скорость автоволн, скорость деформирования

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 21-29-00171.

Для цитирования: Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людерса как автоволнового процесса // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 261–267. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>

Original article

KINETICS OF LÜDERS DEFORMATION AS AN AUTOWAVE PROCESS

V. I. Danilov, V. V. Gorbatenko, L. V. Danilova

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

Abstract. The authors investigated the nature and kinetics of the moving fronts of localized deformation, which are formed at the elastoplastic transition in materials with dislocation and martensitic micromechanisms of plastic deformation under active tension at different velocity. Digital image correlation was used for registration and quantitative specification of front movement. Attained results were discussed under synergistic approach. A deformed subject is considered as open and far-from-equilibrium system (active medium) containing distributed potential energy source stress, which are microconcentrators. In process of external influence these concentrators relax through microslip and cause a form change of the object itself. Each microconcentrator can be considered as an active element, it has two states: metastable elastically stressed and stable relaxed. In external influence, transition is possible only from the first state to the second. Such elements are characterized as trigger elements and active medium is characterized as a bistable medium. In bistable media, switching autowaves propagate. They represent moving boundaries, which separate metastable and stable states. Within this concept considered fronts of localized deformation can be interpreted as switching autowaves. The study showed that shape and kinetic parameters of fronts of localized deformation do not depend on chemical composition, structure and micromechanisms of deformation, it confirms their autowave nature. On the other hand, the kinetics of switching autowaves should be determined by characteristics of the external influence. Genuinely, velocity of localized deformation fronts increases with deformation velocity. It is found that dependence of these fronts on deformation velocity is non-linear parabolic with index less than one and equally for all examining materials.

Keywords: elastoplastic transition, Chernov–Lüders bands fronts, active medium, switching autowaves of localized plasticity, kinetics of switching autowaves, digital image correlation, autowave speed, deformation velocity

Funding: The work was supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 21-29-00171).

For citation: Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of Lüders deformation as an autowave process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 261–267. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>

ВВЕДЕНИЕ

Развитие концепции деформации твердых тел как многоуровневого самоорганизованного процесса закономерно привело к созданию автоволновой теории пластического течения [1], согласно которой деформация есть эволюция автоволновых мод локализации пластического формоизменения. К настоящему времени выявлены основные автоволновые моды, которые могут наблюдаться при пластической деформации, и установлена однозначная связь между стадиями деформационного упрочнения и соответствующими модами в виде правила соответствия [2]. Согласно этому правилу на стадиях легкого скольжения в монокристаллах и на площадках текучести поликристаллических объектов должно происходить образование и распространение автоволн переключения локализованной пластичности.

Автоволновые представления применимы к активным средам (то есть к объектам, содержащим распределенные источники потенциальной энергии), которые в ходе внешнего воздействия возникают, релаксируют и вызывают изменения самого объекта (то есть представляют собой активные элементы среды) [3–7]. Автоволны переключения, согласно данным работы [4], представляют собой уединенные перемещающиеся фронты, они возникают в бистабильных активных средах, элементы которых имеют два состояния: метастабильное и стабильное [3, 4]. Применительно к пластической деформации это упруго-напряженное и релаксированное состояния микроконцентраторов. В этом случае автоволна переключения представляется границей между областью деформируемого образца, где материал находится в упругом состоянии, и областью, где уже реализовались пластические сдвиги. Такой границей является фронт расширяющейся полосы Чернова–Людерса (ПЧЛ) на упругопластическом переходе [8–10].

Микромеханизмы, определяющие существование фронтов ПЧЛ, и феноменология самих полос изучены достаточно подробно. Однако, несмотря на большое количество работ, посвященных данной проблеме [11, 12], до сих пор остаются не вполне понятными вопросы о кинетике процессов на площадке текучести и влиянии на них внешних факторов. Полученные в этих и подобных им экспериментах [13, 14] результаты интересно обсудить в терминах автоволн переключения и получить зависимости параметров последних от внешних условий. В частности, требует решения вопрос о влиянии на скорость распространения фронтов Людерса скорости внешнего механического воздействия.

Целью настоящей работы явилось установление и объяснение на базе существующих микроскопических моделей макроскопических пространственно-временных закономерностей развития ПЧЛ в рамках автоволновой концепции пластического течения.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Традиционными материалами для исследования деформации Людерса являются малоуглеродистые сплавы на основе железа [15, 16]. Деформационные кривые этих сплавов после отжига (при температуре 1233 К, в течение 1 ч, вакуум) при комнатной температуре содержат хорошо оформленную протяженную площадку текучести. При этом в большинстве случаев наблюдается зуб текучести. Эти факторы определили выбор материалов для исследования: армко-железо и малоуглеродистая сталь 08пс, составы которых представлены в таблице. Феноменологически подобные деформационные кривые наблюдаются у никелида титана в сверхэластичном состоянии [17, 18], поэтому для демонстрации общности автоволнового описания был использован сплав ТН-1 после выдержки при 1073 К в течение 1 ч в гелиевой атмосфере и закалки в воду.

Составы исследуемых материалов

Composition of the researched materials

Материал	Содержание, % (по массе)									
	C	Mn	Si	Cu	Ni	Ti	S	P	O	Fe
Армко-железо	0,025	0,035	0,05	0,05	–	–	0,025	0,015	–	баланс
Сталь 08пс	0,080	0,500	0,11	<0,30	<0,30	–	<0,040	<0,350	–	баланс
Никелид титана	0,012	–	–	–	55,80	баланс	–	–	0,035	<0,1

В работе использованы плоские образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 50×10 мм и толщиной 2 мм. Испытания на одноосное растяжение проводилось на универсальной машине Walter + Bay AG (модификация LFM 125).

Одновременно методом корреляции цифровых изображений (digital image correlation) [19] регистрировались поля локальных перемещений. Для этого растягиваемый образец освещался когерентным светом полупроводникового лазера мощностью 15 мВт с длиной волны излучения 635 нм. Полученные изображения деформируемого образца с наложенными на них спекл-картинами регистрировались цифровой видеокамерой Point Grey FL3-GE-50S5M-C с частотой 10 с^{-1} , оцифровывались и запоминались. Для расчета векторов перемещения точек образца выбрано рабочее окно продолжительностью 15 с. Сравнивались изображения на концах этого промежутка времени и определялся вектор перемещения произвольной точки образца. Повторяя эту операцию, можно зарегистрировать поле векторов перемещения для всех точек образца в заданный момент времени. Дифференцирование поля по координатам обеспечивает получение пространственного распределения очагов локальных деформаций ε_{xx} для любого момента времени. В таком представлении пространственно-временные положения очагов соответствуют положениям фронтов ПЧЛ в железе или фронтов деформационно-индуцированного фазового превращения в никелиде титана, а эволюция картин локализации деформации отражает кинетику этих фронтов. Графически очаги деформации представляются в виде темных пятен на фоне изображения рабочей поверхности образца, контраст которых определяется амплитудой локализованной деформации. Треки движения этих пятен визуализируют фронты ПЧЛ. Такой способ, извест-

ный как построение хронограмм [20], позволяет измерять скорости движения фронтов и выявлять области их зарождения и аннигиляции.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Скорости растяжения варьировались в интервале от $3,33 \cdot 10^{-4} \text{ мм/с}$ ($0,02 \text{ мм/мин}$) до $2 \cdot 10^{-2} \text{ мм/с}$ ($1,2 \text{ мм/мин}$). Установлено, что скорость деформирования не влияет на вид диаграммы нагружения, но меняет ее количественные параметры. На рис. 1 показана площадка текучести диаграмм армо-железа, снятых при разных скоростях. Видно, что увеличение скорости растяжения приводит к увеличению продолжительности площадки (в единицах деформации) и росту напряжения, при которой она наблюдается. В то же время разница между верхним $\sigma_y^{(u)}$ и нижним $\sigma_y^{(l)}$ пределами текучести изменяется синхронно.

Анализ эволюции паттернов локализованной деформации показал, что зародыши ПЧЛ в виде расширяющегося клина формируются на зубе текучести. Если зародыш образуется вблизи захвата, то один из его фронтов уходит с рабочей части образца, а второй движется равномерно до тех пор, пока ПЧЛ не захватит все рабочее поле. Возможно формирование нескольких зародышей в различных местах, тогда поведение фронтов становится более сложным [21]. Тем не менее, независимо от числа формирующихся полос, а, следовательно, от числа подвижных фронтов продолжительность площадки текучести (ε_{pl}) при постоянной скорости деформирования (V_{mach}) не меняется, зато растет при увеличении V_{mach} (рис. 1). Последнее проиллюстрировано на рис. 2, где представлены зависимости $\varepsilon_{pl}(V_{mach})$ для никелида титана (1), стали 08 пс (2) и армо-железа (3). Все они хорошо интерполируются линейным соотношением

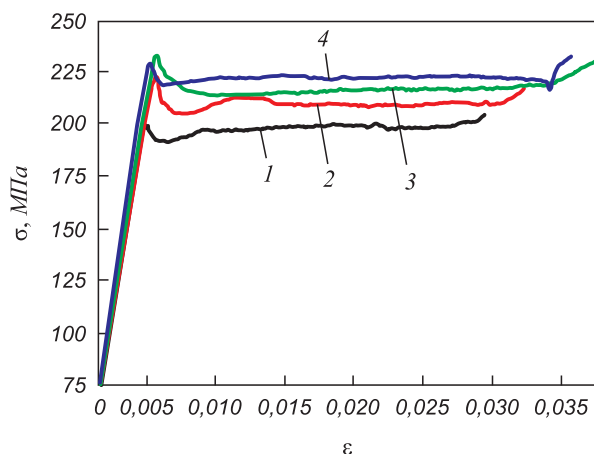


Рис. 1. Площадка текучести в армо-железе при скоростях деформирования $8,33 \cdot 10^{-4} \text{ мм/с}$ (1), $3,33 \cdot 10^{-3} \text{ мм/с}$ (2), $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ мм/с}$ (3), $2 \cdot 10^{-2} \text{ мм/с}$ (4)

Fig. 1. Yield plateau in armco iron at deformation velocity of $8,33 \cdot 10^{-4} \text{ мм/с}$ (1); $3,33 \cdot 10^{-3} \text{ мм/с}$ (2); $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ мм/с}$ (3); $2 \cdot 10^{-2} \text{ мм/с}$ (4)

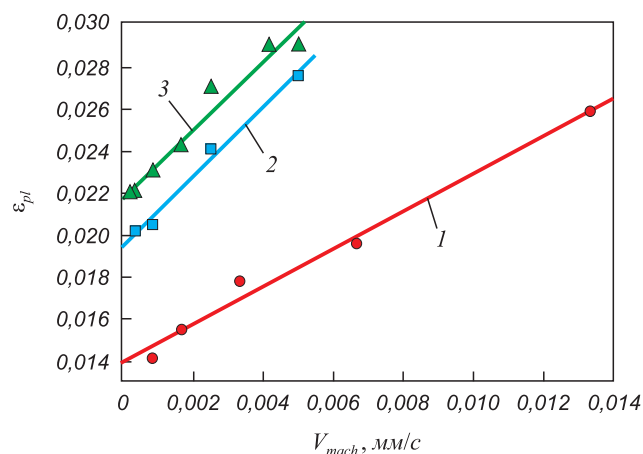


Рис. 2. Зависимость длины площадки текучести от скорости деформирования в никелиде титана (1), армо-железе (2) и стали 08пс (3)

Fig. 2. Dependence of yield plateau length on deformation velocity in titanium nickelide (1), armco iron (2) and low carbon steel (3)

$\varepsilon_{pl} = a + bV_{mach}$, где $\rho > 0,9$ – коэффициент корреляции. Количественным образом соответствующие соотношения можно записать:

– для никелида титана

$$\varepsilon_{pl} = 0,014 + \frac{V_{mach}}{V_0^{(NiTi)}}, \text{ где } V_0^{(NiTi)} \approx 1,11 \text{ мм/с}; \quad (1a)$$

– для армко-железа

$$\varepsilon_{pl} = 0,02 + \frac{V_{mach}}{V_0^{(Fe)}}, \text{ где } V_0^{(Fe)} \approx 0,61 \text{ мм/с}; \quad (1б)$$

– для стали 08пс

$$\varepsilon_{pl} = 0,022 + \frac{V_{mach}}{V_0^{(steel)}}, \text{ где } V_0^{(steel)} \approx 0,62 \text{ мм/с}. \quad (1в)$$

Константы $V_0^{(NiTi)}$, $V_0^{(Fe)}$ и $V_0^{(steel)}$ по своей величине близки к экспериментально полученным значениям скорости роста зародышей полос Людерса в соответствующих материалах [21, 22].

Влияние скорости деформирования этим не ограничивается. В экспериментах с никелидом титана было установлено, что с ростом V_{mach} увеличивается количество образующихся полос, а, следовательно, и подвижных фронтов (рис. 3). Эта зависимость быстро насыщается, так что максимальное число наблюдаемых движущихся фронтов не превышает пяти. Интересно отметить, что при скоростях деформирования менее $8,33 \cdot 10^{-4}$ мм/с в никелиде титана зарождалась одна ПЧЛ, но из двух подвижных фронтов превращения в каждый момент времени двигался только один, то есть фронты полосы превращения двигались в разные стороны попеременно, а не одновременно.

Скорости движения фронтов V_f тем больше, чем больше скорость деформирования V_{mach} , что вполне

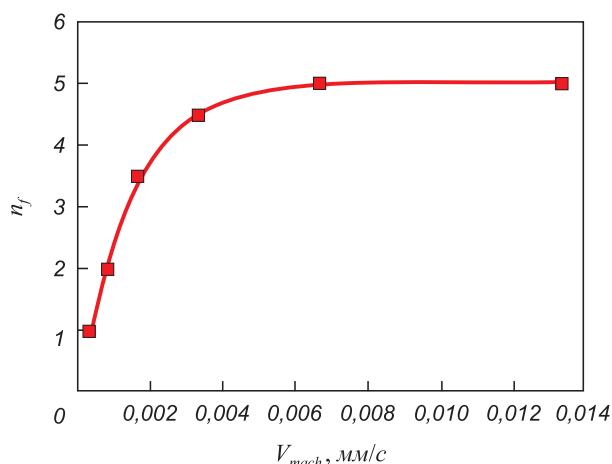


Рис. 3. Зависимость количества фронтов ПЧЛ от скорости деформирования

Fig. 3. Dependence of number of LB fronts on deformation velocity

ожидается. Представленные ниже результаты получены для случаев, когда происходило движение одного фронта. Зависимость $V_f(V_{mach})$ для армко-железа приведена на рис. 4, кривая 3. С коэффициентом корреляции $\rho > 0,9$ она может быть интерполирована степенной зависимостью вида

$$V_f = KV_{mach}^n, \quad (2)$$

где K – размерный коэффициент, определяемый уровнем напряжения на площадке текучести; $n = 0,91 \pm 0,01 < 1$ – показатель параболы.

Слабой нелинейностью обладают аналогичные зависимости $V_f(V_{mach})$, полученные на стали 08пс и на никелиде титана (рис. 4, кривые 2 и 1), несмотря на то, что в никелиде титана на площадке текучести происходит движение фронтов деформационно-индуцированного фазового превращения, а не фронта локализации деформации, обусловленного на микроуровне дислокационными процессами. При этом значения показателя n близки: $0,89 \pm 0,01$ для стали и $0,90 \pm 0,01$ для никелида титана.

Такая общность кинетики фронтов, проявляющаяся даже на количественном уровне, может быть объяснена в рамках автоволновой модели пластического течения. Прохождение деформационного фронта переводит материал из упруго-напряженного состояния в пластически деформированное [2, 7, 15, 16]. Первое состояние обеспечено введением энергии от нагружающего устройства, которая распределяется на микроконцентраторах, формируя активные элементы в метастабильном состоянии. Эти элементы переходят в стабильное состояние, необратимо рассеивая упругую энергию путем испускания и размножения подвижных дислокаций в железе или образования мартенситных ламелей

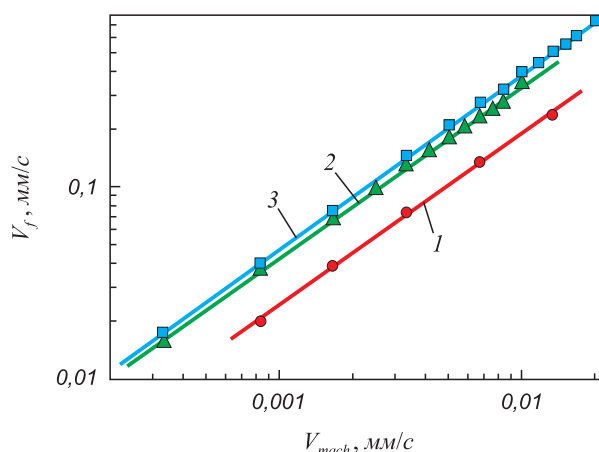


Рис. 4. Зависимость скоростей автоволн переключения от скорости деформирования в никелиде титана (1), стали 08пс (2) и армко-железе (3)

Fig. 4. Dependence of autowave switching velocity on deformation velocity in titanium nickelide (1), low carbon steel (2) and armco iron (3)

в никелиде титана. В обоих случаях процесс рассеяния энергии происходит синхронизованно в пространстве и во времени на движущемся деформационном фронте. Подобные объекты в синергетике интерпретируются как автоволны переключения [4, 5].

В случае движения одного деформационного фронта (то есть одной автоволны переключения) для обеспечения стационарности пластического течения необходимо, чтобы поток мощности от нагружающего устройства полностью рассеивался за счет релаксации активных элементов именно на фронте. Увеличение скорости деформирования подразумевает возрастание вводимого потока мощности и, как следствие, возрастание скорости автоволны переключения, что отражается уравнением (2). Однако способность каждой автоволны рассеивать вводимую упругую энергию ограничена, поэтому рост скорости V_{mach} приводит к увеличению количества одновременно движущихся фронтов (рис. 3). Наоборот, при малых скоростях растяжения становится невозможным одновременное формирование нескольких автоволн переключения.

Другой стороной ограниченности диссипационных возможностей автоволн переключения является нелинейная зависимость (2). Рассмотрим, как накапливается пластическая деформация ε_{cum} на площадке текучести в произвольной точке образца из армко-железа. Графики этого процесса для скоростей $V_{mach} = 10^{-2}$ мм/с и $V_{mach} = 3,33 \cdot 10^{-4}$ мм/с представлены на рис. 5 (кривые 1 и 2 соответственно) (где $t^* = t/t_{pl}$ – безразмерное время; t – текущее время; t_{pl} – время реализации площадки текучести). Скачок на зависимостях $\varepsilon_{cum}(t^*)$ соответствует моменту прохождения фронта ПЧЛ через рассматриваемую точку. Деформация перед скачком соответствует упругой и от значения V_{mach} не зависит. В то же время, если при деформировании с $V_{mach} = 3,33 \cdot 10^{-4}$ мм/с после прохождения фронтом избранной точки величина ε_{cum} значимо не меняется, то при деформировании с $V_{mach} = 10^{-2}$ мм/с происходит дальнейший рост величины ε_{cum} , которая в конце площадки текучести достигает 17 % от всей деформации Людерса ($t^* = 1$ на рис. 5 соответствует окончанию площадки текучести.). То есть позади фронта ПЧЛ образуется нелокализованная пластически деформированная зона, деформация в которой тем больше, чем больше скорость растяжения, то есть, чем больше поток вводимой от нагружающего устройства энергии. Косвенным подтверждением этого является возрастание уровня напряжений на площадке

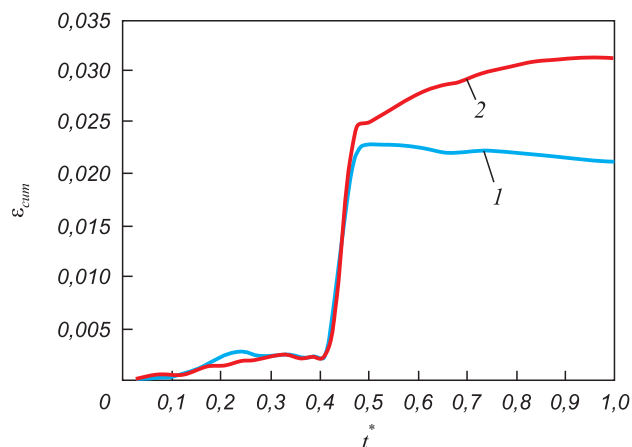


Рис. 5. График накопления деформации в произвольной точке образца при скорости деформирования 10^{-2} мм/с (1), $3,33 \cdot 10^{-4}$ мм/с (2)

Fig. 5. Plot of strain accumulation in arbitrary point of the specimen at deformation velocity of 10^{-2} mm/s (1) and $3.33 \cdot 10^{-4}$ mm/s (2)

текучести и длины самой площадки текучести при увеличении скорости деформирования. Эта зона нелокализованной пластической деформации создает тормозящий эффект, который тем больше, чем больше V_{mach} , что и является физической причиной нелинейности зависимости $V_f(V_{mach})$.

Выводы

Движение фронтов ПЧЛ и фронтов фазового превращения представляет собой распространение автоволн переключения, возникающих в бистабильных активных средах.

Формирование как ПЧЛ, так и полос фазового превращения является процессами, которые рассеивают вводимую в деформируемый объект упругую энергию: чем выше скорость нагружения, тем более интенсивно вводится энергия, в то время как способность автоволн рассеивать энергию ограничена.

При относительно высоких скоростях нагружения диссипационные возможности одиночных автоволн переключения недостаточны, чтобы обеспечить рассеяние вводимой упругой энергии, поэтому на площадках текучести формируются несколько одновременно распространяющихся автоволн или возникают нелокализованные области деформации. Последнее приводит к нелинейной параболической зависимости $V_f(V_{mach})$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Зувев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. М.: Физматлит, 2018. 208 с.
2. 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. Vol. 22. No. 1. P. 3–57.
<https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
1. Zuev L.B. Autowave Plasticity. Localization and Collective Modes. Moscow: Fizmatlit, 2018, 208 p. (In Russ.).
2. 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, vol. 22, no. 1, pp. 3–57.
<https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>

3. Krinsky V.I. *Self-Organization: Autowaves and Structures Far from Equilibrium*. Berlin: Springer-Verlag, 1984. 270 p.
4. Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987. 240 с.
5. Mikhailov A.S. *Foundation of Synergetics*. Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag, 1990. 187 p.
6. Скотт Э. Нелинейная наука. Рождение и развитие когерентных структур / Пер. с англ. И.А. Макарова под ред. А.Л. Фрадкова. М.: Физматлит, 2007. 559 с.
7. Автоволновые процессы в нелинейных средах с диффузией / Е.Ф. Мищенко, В.А. Садовничий, А.Ю. Колесов, Н.Х. Розов. М.: Физматлит, 2010. 399 с.
8. Gilman J.J. Micromechanics of shear banding // *Mechanics of Materials*. 1994. Vol. 17. No. 2-3. P. 83–96.
[https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90051-5](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90051-5)
9. Mughrabi H. On the current understanding of strain gradient plasticity // *Material Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 387-389. P. 209–213. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.086>
10. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer, 2013. 633 p.
11. Криштал М.М. Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. III. Моделирование и анализ прерывистой текучести с учетом ее зависимости от степени деформации и скорости растяжения // *Физика металлов и металловедение*. 2005. Т. 100. № 3. С. 12–21.
12. Петров Ю.В., Бородин И.Н. Релаксационный механизм пластического деформирования и его обоснование на примере явления зуба текучести в нитевидных кристаллах // *Физика твердого тела*. 2015. Т. 57. № 2. С. 336–341.
<http://doi.org/10.3103/S002565441504007X>
13. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens // *Materials and Design*. 2015. Vol. 92. P. 971–977.
<http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.111>
14. Назаров В.Е. Дислокационная нелинейность и нелинейные волновые процессы в поликристаллах с дислокациями // *Физика твердого тела*. 2016. Т. 58. № 9. С. 1665–1673.
15. Плехов О.А., Наймарк О.Б., Saintier N., Palin-Luc T. Упруго-пластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности // *Журнал технической физики*. 2009. Т. 79. № 8. С. 56–61.
16. Vildeman V.E., Lomakin E.V., Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel // *Mechanics of Solids*. 2015. Vol. 50. No. 4. P. 412–420.
<http://doi.org/10.3103/S002565441504007X>
17. Shaw J.A., Kyriakides S. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in NiTi alloy // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. No. 2. P. 683–700. [http://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00189-9](http://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00189-9)
18. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е. Механизмы термоупругих мартенситных превращений в высокопрочных монокристаллах сплавов на основе железа и никелида титана. Томск: Изд-во НТЛ, 2016. 243 с.
19. Sutton M.A. *Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements*. Springer Handbooks. Boston MA: Springer, 2008. P. 565–600.
20. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension // *Materials Letters*. 2008. Vol. 57. No. 29. P. 4535–4539.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00358-6](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00358-6)
21. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Исследование деформации Людерса в малоуглеродистой стали // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 10. С. 831–838. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-10-831-838>
3. Krinsky V.I. *Self-Organization: Autowaves and Structures Far from Equilibrium*. Berlin: Springer-Verlag, 1984, 270 p.
4. Vasil'ev V.A., Romanovskii Yu.M., Yakhno V.G. *Autowave Processes*. Moscow: Nauka, 1987, 240 p. (In Russ.).
5. Mikhailov A.S. *Foundation of Synergetics*. Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag, 1990, 187 p.
6. Scott A. *Nonlinear Science. Emergence and Dynamics of Coherent Structures*. Oxford: University Press, 2003. (Russ. ed.: Scott A. *Nelineinaya nauka. Rozhdenie i razvitie kogerentnykh struktur*. Moscow: Fizmatlit, 2007, 559 p.).
7. Mishchenko E.F., Sadovnichii V.A., Kolesov A.Yu., Rozov N.Kh. *Autowave Processes in Nonlinear Media with Diffusion*. Moscow: Fizmatlit, 2010, 399 p. (In Russ.).
8. Gilman J.J. Micromechanics of shear banding. *Mechanics of Materials*. 1994, vol. 17, no. 2-3, pp. 83–96.
[https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90051-5](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90051-5)
9. Mughrabi H. On the current understanding of strain gradient plasticity. *Material Science and Engineering: A*. 2004, vol. 387-389, pp. 209–213. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.086>
10. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer, 2013, 633 p.
11. Krishtal M.M. Interrelation between the instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation: III. Simulation and analysis of discontinuous flow with allowance for its dependence on the degree of deformation and rate of tension. *Physics of Metals and Metallography*. 2005, vol. 100, no. 3, pp. 208–217.
12. Petrov Yu.V., Borodin I.N. Relaxation mechanism of plastic deformation and its justification using the example of the sharp yield point phenomenon in whiskers. *Solid State Physics*. 2015, vol. 57, no. 2, pp. 353–359. <https://doi.org/10.1134/S1063783415020286>
13. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens. *Materials and Design*. 2015, vol. 92, pp. 971–977.
<http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.111>
14. Nazarov V.E. Dislocation nonlinearity and nonlinear wave processes in polycrystals with dislocations. *Solid State Physics*. 2016, vol. 58, no. 9, pp. 1719–1728. <https://doi.org/10.1134/S1063783416090249>
15. Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features. *Technical Physics*. 2009, vol. 54, no. 8, pp. 1141–1146.
<https://doi.org/10.1134/S1063784209080088>
16. Vildeman V.E., Lomakin E.V., Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel. *Mechanics of Solids*. 2015, vol. 50, no. 4, pp. 412–420.
<http://doi.org/10.3103/S002565441504007X>
17. Shaw J.A., Kyriakides S. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in NiTi alloy. *Acta Materialia*. 1997, vol. 45, no. 2, pp. 683–700. [http://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00189-9](http://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00189-9)
18. Chumlyakov Yu.I., Kireeva I.V., Panchenko E.Yu., Timofeeva E.E. *Mechanisms of Thermoelastic Martensitic Transformations in High-Strength Monocrystals of Alloys Based on Iron and Titanium Nickelide*. Tomsk: NTL, 2016, 243 p. (In Russ.).
19. Sutton M.A. *Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements*. Springer Handbooks. Boston MA: Springer, 2008, pp. 565–600.
20. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*. 2008, vol. 57, no. 29, pp. 4535–4539.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00358-6](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00358-6)
21. Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Zuev L.B., Orlova D.V., Danilova L.V. Investigation of Lüders deformation in the mild steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 10, pp. 831–838. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-10-831-838>

22. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Орлова Д.В. Автоволновое описание пластичности материалов с нестабильной фазовой структурой на макромасштабном уровне // Журнал технической физики. 2021. Т. 91. № 2. С. 267–274. <https://doi.org/10.21883/JTF.2021.02.50361.35-20>

22. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Orlova D.V. Autowave description of plasticity of materials with unstable phase structure at the macroscale level. *Technical Physics*. 2021, vol. 66, no. 2, pp. 255–262. <https://doi.org/10.21883/JTF.2021.02.50361.35-20>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Владимир Иванович Данилов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0002-5741-7574
E-mail: dvi@ispms.ru

Вадим Владимирович Горбатенко, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0001-6464-6159
E-mail: gvv@ispms.ru

Лидия Владиславовна Данилова, младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0002-4124-0516
E-mail: lidaakbo@rambler.ru

Vladimir I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5741-7574
E-mail: dvi@ispms.ru

Vadim V. Gorbatenko, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-6464-6159
E-mail: gvv@ispms.ru

Lidiya V. Danilova, Junior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-4124-0516
E-mail: lidaakbo@rambler.ru

Вклад авторов

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. И. Данилов – идея работы, научное руководство, написание окончательного варианта рукописи.

В. В. Горбатенко – проведение механических испытаний и регистрация паттернов локализованной пластичности, анализ и обсуждение результатов.

Л. В. Данилова – обработка экспериментальных данных, построение корреляционных зависимостей, написание первичного варианта рукописи.

V. I. Danilov – formation of the article main concept, revising and writing final version of the manuscript.

V. V. Gorbatenko – carrying out mechanical tests and registration of patterns of localized plasticity, analysis and discussion of the research results.

L. V. Danilova – processing of experimental data, obtaining of correlation dependencies, writing the primary version of the manuscript.

Поступила в редакцию 29.12.2021
После доработки 14.01.2022
Принята к публикации 19.01.2022

Received 29.12.2021
Revised 14.01.2022
Accepted 19.01.2022



Оригинальная статья

УДК 669.89.66-971.546.442

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-268-277

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2298>

ТЕРМОДИНАМИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВОВ

Н. Ф. Якушевич, Е. В. Протопопов, М. В. Темлянцева,
В. В. Павлов, А. Н. Абина, О. В. Бивол

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

Аннотация. На основе диаграмм состояния двухкомпонентных силикатных систем $\text{SrO}-\text{SiO}_2$, $\text{BaO}-\text{SiO}_2$, $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ определены активности компонентов в инвариантных (эвтектических и монотектических) точках рассматриваемых систем. Процессы кристаллизации в инвариантных эвтектических точках l_1 и l_2 рассматриваются как химические реакции $j_{e1}(\text{KSiO}_2(\text{ж}) + l\text{MeO}(\text{ж})) \rightarrow \text{CSiO}_2(\text{тв}) + a(\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$, $j_{e2}(\text{mSiO}_2(\text{ж}) + n\text{MeO}(\text{ж})) \rightarrow (\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв}) + b(2\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$, для которых определяются значения ΔG_T° и константы равновесия. При заданных температурах и известных значениях активностей компонентов в равновесных с шлаком металлических расплавах определены значения a_{MeO} в шлаках. В гомогенных шлаковых расплавах активности оксидов щелочноземельных металлов (ЩЗМ) определялись из констант равновесных реакций восстановления этих металлов из шлаков кремнием железокремниевых металлических расплавов. В области гомогенных шлаковых расплавок построены зависимости $a_{\text{SiO}_2} = f(x_{\text{SiO}_2})$ при температурах 1600 и 1700 °С, а при использовании данных по активностям ЩЗМ (Sr, Ba, Ca) в металлических высококремнистых расплавах определены зависимости $\lg a_{(\text{SrO})} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ при 1493 °С и $\lg a_{(\text{BaO})} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ при 1450 °С. На трехпараметрической диаграмме в координатах $a_{[\text{Si}]} - a_{(\text{SiO}_2)} - a_{(\text{MeO})}$ (для щелочноземельных металлов) построены зависимости $a_{(\text{SrO})} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ при 1493 °С и $a_{(\text{BaO})} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ при 1450 °С. Показано, что низкие равновесные значения $a_{(\text{SrO})}$ и $a_{(\text{BaO})}$, $\lg a_{(\text{SrO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]}) \leq (-4)$ и $\lg a_{(\text{BaO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]}) \leq (-3)$, могут достигаться при равновесных значениях активности кремния в металлических расплавах $a_{[\text{Si}]} > 0,5$ при восстановлении стронция и $a_{[\text{Si}]} > 0,7$ при восстановлении бария.

Ключевые слова: щелочноземельные металлы (ЩЗМ), оксиды ЩЗМ, активности оксидов ЩЗМ, активности оксидов в шлаковых расплавах

Для цитирования: Якушевич Н.Ф., Протопопов Е.В., Темлянцева М.В., Павлов В.В., Абина А.Н., Бивол О.В. Термодинамика восстановления щелочноземельных металлов из шлаковых расплавок // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 268–277. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-268-277>

Original article

THERMODYNAMICS OF ALKALINE-EARTH METALS REDUCTION FROM SLAG MELTS

N. F. Yakushevich, E. V. Protopopov, M. V. Temlyantsev,
V. V. Pavlov, A. N. Abina, O. V. Bivol

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

Abstract. Based on the state diagrams of two-component silicate systems $\text{SrO}-\text{SiO}_2$, $\text{BaO}-\text{SiO}_2$, $\text{CaO}-\text{SiO}_2$, the authors have determined the activity of components in invariant (eutectic and monotectic) points of the systems under consideration. Crystallization processes at invariant eutectic points l_1 and l_2 are considered as chemical reactions $j_{e1}(\text{KSiO}_2(l) + l\text{MeO}(l)) \rightarrow \text{CSiO}_2(\text{sol}) + a(\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{sol})$, $j_{e2}(\text{mSiO}_2(l) + n\text{MeO}(l)) \rightarrow (\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{sol}) + b(2\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{sol})$, for which the values ΔG_T° and the equilibrium constants were established. The values of a_{MeO} in the slags were determined at given temperatures and known values of the component activities in metal melts in equilibrium with slag. In homogeneous slag melts, the activity of alkaline-earth metal (AEM) oxides was defined from the constants of equilibrium reactions of reduction of these metals from slags by silicon of iron-silicon metal melts. In the zone of homogeneous slag melts, the dependences $a_{\text{SiO}_2} = f(x_{\text{SiO}_2})$ were constructed at temperatures of 1600 and 1700 °C, and when using data on the activities of AEM (Sr, Ba, Ca) in metallic high-silicon melts, the dependences $\lg a_{(\text{SrO})} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ at 1493 °C and $\lg a_{(\text{BaO})} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ at 1450 °C were determined. On a three-parameter diagram in coordinates $a_{[\text{Si}]} - a_{(\text{SiO}_2)} - a_{(\text{MeO})}$ (for AEM), the dependences $a_{(\text{SrO})} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ at 1493 °C and $a_{(\text{BaO})} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ at 1450 °C were constructed. It is shown that low equilibrium values of $a_{(\text{SrO})}$ and $a_{(\text{BaO})}$, $\lg a_{(\text{SrO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]}) \leq (-4)$ and $\lg a_{(\text{BaO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]}) \leq (-3)$, can be achieved at equilibrium values of silicon activity in metal melts $a_{[\text{Si}]} > 0,5$ during strontium reduction and $a_{[\text{Si}]} > 0,7$ during barium reduction.

Keywords: alkaline-earth metals (AEM), AEM oxides, activity of AEM oxides, activity of oxides in slag melts

For citation: Yakushevich N.F., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Pavlov V.V., Abina A.N., Bivol O.V. Thermodynamics of alkaline-earth metals reduction from slag melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 268–277. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-268-277>

ВВЕДЕНИЕ

В работе [1] сделана термодинамическая оценка возможности восстановления щелочноземельных металлов (ЩЗМ) из оксидов (CaO, BaO, SrO) углеродом, кремнием, алюминием. Показано, что в присутствии растворителя (кремния, алюминия) процессы восстановления ЩЗМ углеродом могут осуществляться при температурах 1600–1800 °С. Однако в технологической практике для получения сплавов и лигатур с ЩЗМ в руднотермических электропечах в присутствии в качестве растворителя кремния (например, при плавке ферросилиция, силикокальция, силикобария) образуются шлаковые расплавы, в которых коэффициент активности оксидов ЩЗМ снижается на порядки (для CaO – в 10–100 раз [2, 3]), что может значительно снизить эффективность процессов восстановления.

Данные по активностям компонентов в шлаковых расплавах, содержащих BaO, SrO, отсутствуют даже для простых бинарных систем (BaO–SiO₂, SrO–SiO₂) и, тем более, для более сложных трех-четырёхкомпонентных расплавов (CaO–BaO–SrO–SiO₂–...), образующихся, например, при переработке карбонатитовых барий-стронциевых концентратов, содержащих до 25 % CaO, до 18 % BaO, до 9 % SrO, до 30 % SiO₂, до 23 % CO₂.

ТЕРМОДИНАМИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВОВ

Диаграммы состояния бинарных систем CaO–SiO₂ [4, 5], SrO–SiO₂ [5–10], BaO–SiO₂ [6, 8, 9] с учетом исследований тройных систем CaO–SrO–SiO₂, SrO–BaO–TiO₂, SrO–BaO–Ti₂O, CaO–SiO₂–Al₂O₃ [11–15] представлены на рис. 1. Видно, что строение (и, очевидно, свойства расплавов) данных систем в значительной степени аналогичны. Во всех системах образуются конгруэнтно плавящиеся тугоплавкие силикаты ЩЗМ типа 2MeO·SiO₂: 2CaO·SiO₂ (*t_m* = 2130 °С), 2SrO·SiO₂ (~1800 °С), 2BaO·SiO₂ (1760 °С) и моносилкаты CaO·SiO₂ (1544 °С), SrO·SiO₂ (1578 °С), BaO·SiO₂ (1604 °С), образующие достаточно легкоплавкие эвтектики *e*₁ (1436 °С, 1358 °С, 1410 °С (для BaO·2SiO₂)) и *e*₂ (1460 °С, 1550 °С, 1560 °С).

Области гомогенных расплавов при температурах 1600–1700 °С лежат между линиями ликвидуса, ограничивающими двухфазные области ж + MeO·SiO₂(ТВ)_В (или ж + 2MeO·SiO₂) и ж + SiO₂(ТВ) (кристобалит, тридимит). Это предопределяет ход изотерм активностей компонентов на диаграмме, представленной

на рис. 2 в координатах $x_{\text{SiO}_2} - a_{\text{SiO}_2}$ при температурах 1600–1700 °С. Знакопеременный по отношению к закону Рауля ход изотерм активностей позволяет достаточно точно фиксировать точку их пересечения с линией закона Рауля ($a_{\text{SiO}_2} = x_{\text{SiO}_2}$; $y_{\text{SiO}_2} = 1$): точки *C*₁, *C*₂ на изотермах активностей системы CaO–SiO₂; точки *S*₁, *S*₂ – на изотермах активностей системы SrO–SiO₂ и точки *B*₁, *B*₂ – на изотермах активностей системы BaO–SiO₂.

В области гомогенных расплавов диаграмм состояния систем SrO–SiO₂, BaO–SiO₂ и CaO–SiO₂ (рис. 1, *a–в*) нанесены линии изоактивностей диоксида кремния, построенные по изображенным на рис. 2 изотермам.

Значения активностей оксидов ЩЗМ в эвтектических точках трехфазных инвариантных равновесий в системе SrO–SiO₂

$$e_1(\text{ж}_{e_1} + \text{SiO}_2(\text{ТВ}) + \text{SrO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ})), \\ t_{e_1} = 1358 \text{ }^\circ\text{C}, x_{\text{SiO}_2} \approx 0,68;$$

$$e_2(\text{ж}_{e_2} + 2\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ}) + \text{SrO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ})), \\ t_{e_1} = 1550 \text{ }^\circ\text{C}, x_{\text{SiO}_2} \approx 0,485,$$

в системе BaO–SiO₂

$$e_1(\text{ж}_{e_1} + \text{SiO}_2(\text{ТВ}) + \text{BaO} \cdot 2\text{SiO}_2(\text{ТВ})), \\ t_{e_1} = 1374 \text{ }^\circ\text{C}, x_{\text{SiO}_2} \approx 0,74;$$

$$e_2(\text{ж}_{e_2} + 2\text{BaO} \cdot 3\text{SiO}_2(\text{ТВ}) + \text{BaO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ})), \\ t_{e_2} = 1410 \text{ }^\circ\text{C}, x_{\text{SiO}_2} \approx 0,58;$$

$$e_3(\text{ж}_{e_3} + \text{BaO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ}) + 2\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2(\text{ТВ})), \\ t_{e_3} = 1560 \text{ }^\circ\text{C}, x_{\text{SiO}_2} \approx 0,485$$

определялись из констант равновесия эвтектических реакций кристаллизации [15]. Например, для реакции эвтектической кристаллизации расплава состава *e*₂ системы SrO–SiO₂ (1)

$$0,48\text{SiO}_2(\text{ж}) + 0,52\text{SrO}(\text{ж}) = 0,04(2\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2) + \\ + 0,44(\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2); \\ \Delta G_{(1)1823 \text{ К}}^\circ = 0,04\Delta G_{1823 \text{ К}}^\circ(2\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2) + \\ + 0,44\Delta G_{1823 \text{ К}}^\circ(\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2); \\ \lg K_{(1)1923} = -\frac{\Delta G_{1823 \text{ К}}^\circ}{19,14 \cdot 1023} = 2,0; \\ \Delta G_{(1)1823}^\circ = -69\,550 \text{ Дж}; K_{(1)} = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,48} a_{\text{SrO}}^{0,52}}.$$

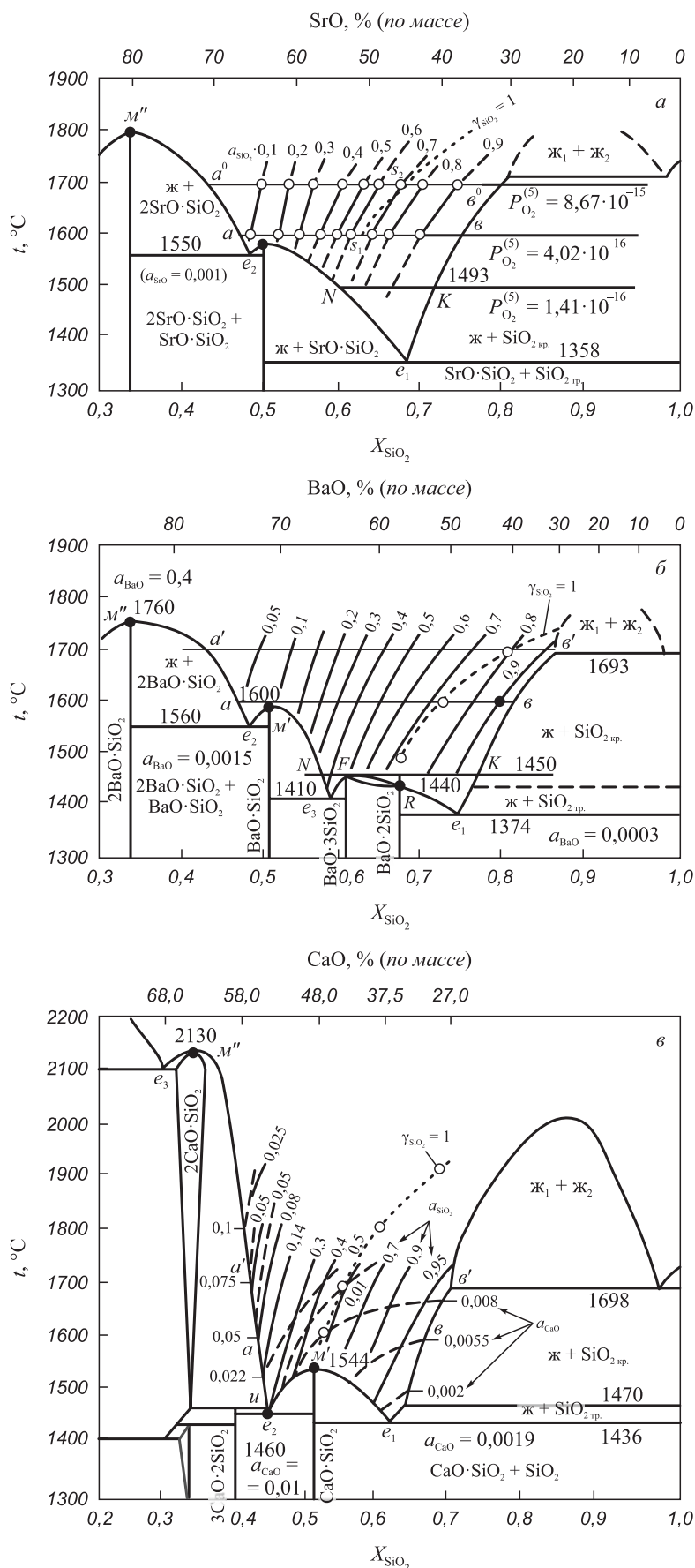


Рис. 1. Диаграммы состояния систем SrO – SiO₂ (*a*), BaO – SiO₂ (*б*), CaO – SiO₂ (*в*)

Fig. 1. State diagrams of the systems SrO – SiO₂ (*a*), BaO – SiO₂ (*б*), CaO – SiO₂ (*в*)

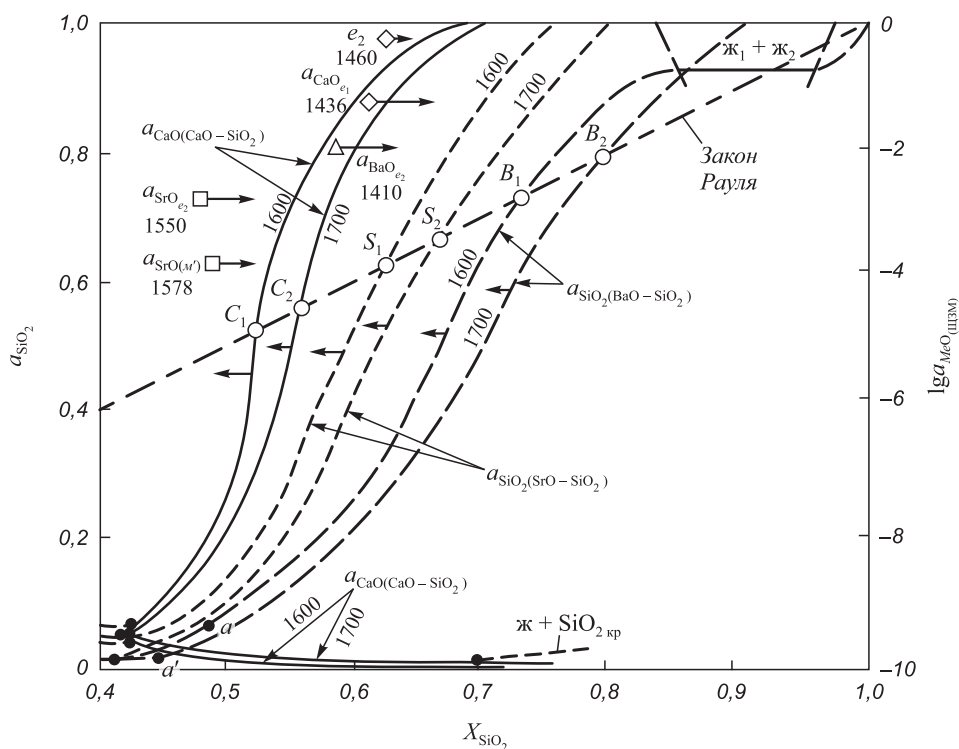


Рис. 2. Активности компонентов в расплавах систем $\text{CaO} - \text{SiO}_2$, $\text{BaO} - \text{SiO}_2$ и $\text{SrO} - \text{SiO}_2$: $\Delta, \square, \diamond$ – расчетные значения $\lg a(\text{BaO}, \text{SrO}, \text{CaO})$ в точках инвариантных равновесий e_1, e_2, m'

Fig. 2. Activity of components in the melts of $\text{CaO} - \text{SiO}_2$, $\text{BaO} - \text{SiO}_2$ and $\text{SrO} - \text{SiO}_2$ systems: $\Delta, \square, \diamond$ – calculated values of $\lg a(\text{BaO}, \text{SrO}, \text{CaO})$ at the points of invariant equilibria e_1, e_2, m'

Приняв по экстраполированным (рис. 1, а) значениям активности SiO_2 в точке e_2 $a_{\text{SiO}_2} \approx 0,11$, можно определить значения активности SrO

$$\lg a_{\text{SrO}} = -1,94 \lg K_{(1)} + 0,9 = -2,97; a_{\text{SrO}(e_2)} = 0,001.$$

Использованные в работе значения $\Delta G^\circ = f(T)$ для силикатов ЩЗМ приведены в табл. 1.

В результате аналогичных расчетов для точек инвариантных равновесий систем $\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, выполненных по методике работы [16] с ис-

Таблица 1

Энергия Гиббса $\Delta G^\circ = f(T)$ образования оксидов из элементов и силикатов ЩЗМ из оксидов

Table 1. Gibbs energy $\Delta G^\circ = f(T)$ of oxides formation from elements and AEM silicates from oxides

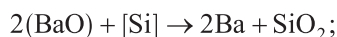
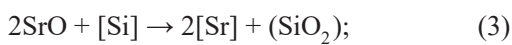
Силикат	$\Delta G^\circ = f(T)$, Дж	Источник
SiO_2	$-911\,700 + 196,65T$	[2]
SrO	$-721\,090 + 178T$	[2]
BaO	$-715\,000 + 180T$	[2]
CaO	$-795\,910 + 195,2T$	[2]
$\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$	$-148\,049 - 7,66T$	[6, 11]
$2\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$	$-214\,347 + 28,91T$	[6, 11]
$\text{BaO} \cdot 2\text{SiO}_2$	$-156\,871 + 68,226T$	[6, 7]
$2\text{BaO} \cdot 3\text{SiO}_2$	$-334\,850 + 0,0154T$	расчет
$\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$	$-177\,980 + 13,043T$	[6, 15]
$2\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$	$-302\,070 + 0,056T$	[6]
$\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	$-83\,300 - 3,43T$	[2, 4]
$2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	$-144\,460 - 13,98T$	[2, 4]

пользованием исходных термодинамических данных $\Delta G^\circ = f(T)$, которые представлены в табл. 1, получены в реперных точках значения $a_{\text{MeO}_{\text{ШЗМ}}}$, обозначенные также на рис. 2.

Для двухфазных равновесий $\text{ж} + \text{MeO} \cdot \text{SiO}_2(\text{тв})$ (т. m'), $\text{ж} + 2\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2(\text{тв})$ (т. m'') также можно рассчитать значения a_{MeO} , например, для точки m' системы $\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$ процесс кристаллизации (плавления) силиката $\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2$ описывается реакцией

$$\begin{aligned} 0,5(\text{SiO}_2)(\text{ж}) + 0,5(\text{SrO})(\text{ж}) &= 0,5(\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв}); \\ \Delta G_{(2)1851}^\circ &= -81\,113 \text{ Дж}; a_{\text{SiO}_2} = 0,2; \\ \lg K_2 &= -\frac{-81\,113}{19,14 \cdot 1851} = 2,209; \\ K_{(2)1851} &= 194,7; K_{(2)} = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,5} a_{\text{SrO}}^{0,5}}; \\ \lg a_{\text{SrO}} &= -\lg a_{\text{SiO}_2} - 2 \lg K_{(2)} = 0,7 - 4,578 = -3,878; \\ a_{\text{SrO}} &= 1,32 \cdot 10^{-4}. \end{aligned} \quad (2)$$

Равновесные параметры гомогенного однофазного шлакового расплава можно оценить применительно к процессу углеродосиликотермического восстановления из констант равновесия реакций:



$$K_{(3)} = \frac{a_{[\text{Sr}]}^2 a_{(\text{SiO}_2)}}{a_{(\text{SrO})}^2 a_{[\text{Si}]}}, K_{(4)} = \frac{a_{[\text{Ba}]}^2 a_{(\text{SiO}_2)}}{a_{(\text{BaO})}^2 a_{[\text{Si}]}}, \quad (4)$$

$$\lg a_{(\text{SrO})} = \lg a_{[\text{Sr}]} + \frac{1}{2} \lg a_{(\text{SiO}_2)} - \frac{1}{2} \lg a_{[\text{Si}]} - \frac{1}{2} \lg K_{(3)};$$

$$\lg a_{(\text{BaO})} = \lg a_{[\text{Ba}]} + \frac{1}{2} \lg a_{(\text{SiO}_2)} - \frac{1}{2} \lg a_{[\text{Si}]} - \frac{1}{2} \lg K_{(4)}.$$

В высококремнистых сплавах ($\text{Si} > 50\%$ (по массе)) значения активности кремния близки к равновесным для реакции (3), в железокремнистых сплавах при $1600 - 1700^\circ\text{C}$ $a_{\text{Si}} \approx 0,6 \div 0,8$ [8]. Область гомогенных шлаковых расплавов при этих температурах простирается в интервале концентраций $x_{(\text{SiO}_2)} = 0,60 \div 0,72$ ($54 - 39\%$ (по массе) SrO ; $a_{\text{SiO}_2} = 0,7 \div 1,0$).

Значения $\lg K_{(3)}$ и $\lg K_{(4)}$ определяются из уравнений

$$\lg K_{(3)} = \frac{-\Delta G_{(3)}^\circ}{2,303RT}; \lg K_{(4)} = \frac{-\Delta G_{(4)}^\circ}{2,303RT};$$

$$\Delta G_{(3)}^\circ = \Delta G_{\text{SiO}_2}^\circ - 2\Delta G_{\text{SrO}}^\circ; \Delta G_{(4)}^\circ = \Delta G_{\text{SiO}_2}^\circ - 2\Delta G_{\text{BaO}}^\circ.$$

В работе [1] с использованием результатов исследований [17, 18] определены значения a_{Sr} при 1493°C как функции концентрации кремния в сплаве $a_{[\text{Sr}]} = f(x_{[\text{Si}]})$ при $x_{[\text{Si}]} = 0 \div 0,5$ и $a_{[\text{Ba}]}$ при 1450°C и $x_{\text{Si}} = 0 \div 0,3$.

Зависимости изменения $\lg a_{(\text{SrO})} = f(x_{(\text{SiO}_2)}, x_{[\text{Si}]})$ и $\lg a_{(\text{BaO})} = f(x_{(\text{SiO}_2)}, x_{[\text{Si}]})$ представлены на рис. 3, 4.

Расчетные значения активностей кремния в металлических расплавах качественно согласуются с результатами исследований в работах [20–26], активностей SiO_2 в шлаковых расплавах систем $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ и $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ в работах [4, 26], равновесных значений активностей компонентов в системах металл–шлак в работах [3, 20, 27, 28].

Из приведенных на рис. 4 зависимостей видно, что значения a_{BaO} в шлаковых расплавах в широком диапазоне составов ($a_{\text{SiO}_2} = 0,3 \div 0,8$) имеют положительные отклонения от закона Рауля ($\lg a_{(\text{BaO})} = +3,5$) при активности кремния в металле $a_{[\text{Si}]} = 0,51$ и в шлаке $a_{(\text{SiO}_2)} = 0,8$ (координаты точек $1-1'-1''-1'''$), снижаясь до значений $\lg a_{\text{BaO}} = +2,5$ при повышении активности кремния до значений $a_{\text{Si}} \approx 0,7$ и понижении активности кремнезема в шлаке до значений $a_{\text{SiO}_2} \approx 0,3$. При более высоких значениях активностей кремния в металле ($a_{\text{Si}} > 0,7$) равновесные значения a_{BaO} в шлаке резко снижаются до значений $\lg a_{\text{BaO}} = -3,3$ (при $a_{(\text{SiO}_2)} \approx 0,8$ и $a_{\text{Si}} \geq 0,8$) и $\lg a_{\text{BaO}} = -4,0$ (при $a_{(\text{SiO}_2)} = 0,3$ и $a_{\text{Si}} = 0,81$).

Зависимости a_{SrO} имеют максимальные значения ($\lg a_{(\text{SrO})} = -1,3$ при $a_{(\text{SiO}_2)} = 0,8$) – точки $4-4'-4''-4'''$, снижаясь до значений $\lg a_{(\text{SrO})} = -2,0$ при $a_{[\text{Si}]} = 0,42$ и $a_{(\text{SiO}_2)} = 0,1$. При повышении активности кремния (и, соответственно, концентрации кремния в металлическом расплаве) активности $a_{(\text{SrO})}$ ступенчато снижаются до значений $\lg a_{(\text{SrO})} \approx -5,5$ при $a_{(\text{SiO}_2)} = 0,8$ и $a_{[\text{Si}]} = 0,89$.

Такой ход кривых зависимостей активностей $a_{\text{BaO}} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ и $a_{\text{SrO}} = f(a_{[\text{Si}]}, a_{(\text{SiO}_2)})$ позволяет

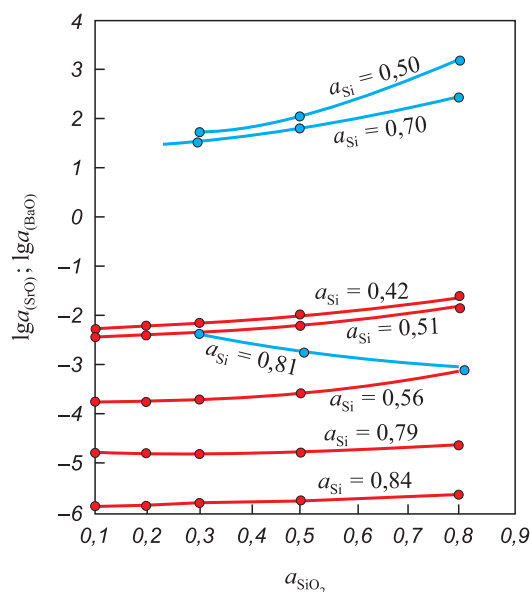


Рис. 3. Зависимости $\lg a_{(\text{SrO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]})$ при 1493°C (—●—) и $\lg a_{(\text{BaO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]})$ при 1450°C (—●—)

Fig. 3. Dependencies $\lg a_{(\text{SrO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]})$ at 1493°C (—●—) and $\lg a_{(\text{BaO})} = f(a_{(\text{SiO}_2)}, a_{[\text{Si}]})$ at 1450°C (—●—)

Таблица 2

Параметры инвариантных равновесий в бинарных системах SrO – SiO₂, BaO – SiO₂, CaO – SiO₂

Table 2. Parameters of invariant equilibria in binary systems SrO – SiO₂, BaO – SiO₂, CaO – SiO₂

Сис-тема	Точки составов	T, К	Состав жидкой фазы		Реакция	ΔG° , кДж	K_p	a_{SiO_2}	a_{CaO}	a_{BaO}	a_{SrO}
			x_{SiO_2}	SiO_2 , % (по массе)							
SrO – SiO ₂	e_1	1631	0,670	53,0	$0,67\text{SiO}_2 + 0,33\text{SrO} = 0,34\text{SiO}_2(\text{тв}) + 0,33(\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–37,30	$K = \frac{1}{a_{\text{SrO}}^{0,32}} = 15,66$	1,000			$1 \cdot 10^{-8}$
	e_2	1823	0,480	34,5	$0,48\text{SiO}_2 + 0,52\text{SrO} = 0,04(\text{SiO}_2 \cdot 2\text{SrO})(\text{тв}) + 0,44(\text{SiO}_2 \cdot \text{SrO})(\text{тв})$	–69,55	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,48} a_{\text{SrO}}^{0,52}} = 1,99$	0,100			$1 \cdot 10^{-4}$
	$m'(\text{SrO} - \text{SiO}_2)$	1851	0,500	38,0	$0,5(\text{SiO}_2)(\text{ж}) + 0,5(\text{SrO})(\text{ж}) = 0,5(\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	+71,00	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,5} a_{\text{SrO}}^{0,5}} = 0,01$	0,200			$3 \cdot 10^{-5}$
	$m''(2\text{SrO} - \text{SiO}_2)$	2073	0,330	20,0	$0,33(\text{SiO}_2)(\text{ж}) + 0,66(\text{SrO})(\text{ж}) = 0,33(2\text{SrO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–165,00	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,37} a_{\text{SrO}}^{0,67}} = 1,01$	~0,001			$1,5 \cdot 10^{-3}$
	e_1	1647	0,750	50,0	$0,75\text{SiO}_2 + 0,25\text{BaO} = 0,25\text{SiO}_2(\text{трил}) + 0,25(\text{BaO} \cdot 2\text{SiO}_2)(\text{тв})$	–27,3	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,79} a_{\text{BaO}}^{0,25}} = 7,34$	0,310		$3,43 \cdot 10^{-4}$	
BaO – SiO ₂	e_2	1683	0,580	65,0	$0,58\text{SiO}_2 + 0,42\text{BaO} = 0,1(\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв}) + 0,16(2\text{BaO} \cdot 3\text{SiO}_2)(\text{тв})$	–68,97	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,58} a_{\text{BaO}}^{0,42}} = 138,00$	0,450		$2,42 \cdot 10^{-5}$	
	e_3	1823	0,480	27,0	$0,48\text{SiO}_2 + 0,52\text{BaO} = 0,44(\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2) + 0,04(2\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–69,58	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,48} a_{\text{BaO}}^{0,52}} = 100,00$	0,080		$1,46 \cdot 10^{-3}$	
	$m'(\text{BaO} - \text{SiO}_2)$	1873	0,500	30,0	$0,5\text{SiO}_2 + 0,5\text{BaO} = 0,5(\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–76,77	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,5} a_{\text{BaO}}^{0,5}} = 138,40$	0,090		$6,5 \cdot 10^{-4}$	
	$m''(2\text{BaO} - \text{SiO}_2)$	2033	0,333	17,0	$0,333\text{SiO}_2 + 0,667\text{BaO} = 0,333(2\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–10,11	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,33} a_{\text{BaO}}^{0,667}} = 1,82$	0,010 – 0,005		0,4	
	e_1	1709	0,610	64,0	$0,61\text{SiO}_2 + 0,39\text{CaO} = 0,39(\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв}) + 0,22\text{SiO}_2(\text{трил})$	–161,41	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,61} a_{\text{CaO}}^{0,39}} = 3,53$	1,000	0,0019		
CaO – SiO ₂	e_2	1733	0,440	45,5	$0,44\text{SiO}_2 + 0,56\text{CaO} = 0,2(\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв}) + 0,12(3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2)(\text{тв})$	–115,66	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,44} a_{\text{CaO}}^{0,56}} = 3,48$	0,200	0,0100		
	$m'(\text{CaO} - \text{SiO}_2)$	1817	0,500	52,0	$0,5\text{SiO}_2 + 0,5\text{CaO} = 0,5(\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–44,77	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,5} a_{\text{CaO}}^{0,5}} = 1,28$	0,500	0,0070		
	$m''(2\text{CaO} - \text{SiO}_2)$	2403	0,330	35,0	$0,333\text{SiO}_2 + 0,666\text{CaO} = 0,333(2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2)(\text{тв})$	–45,77	$K = \frac{1}{a_{\text{SiO}_2}^{0,333} a_{\text{CaO}}^{0,666}} = 1,00$	0,001			

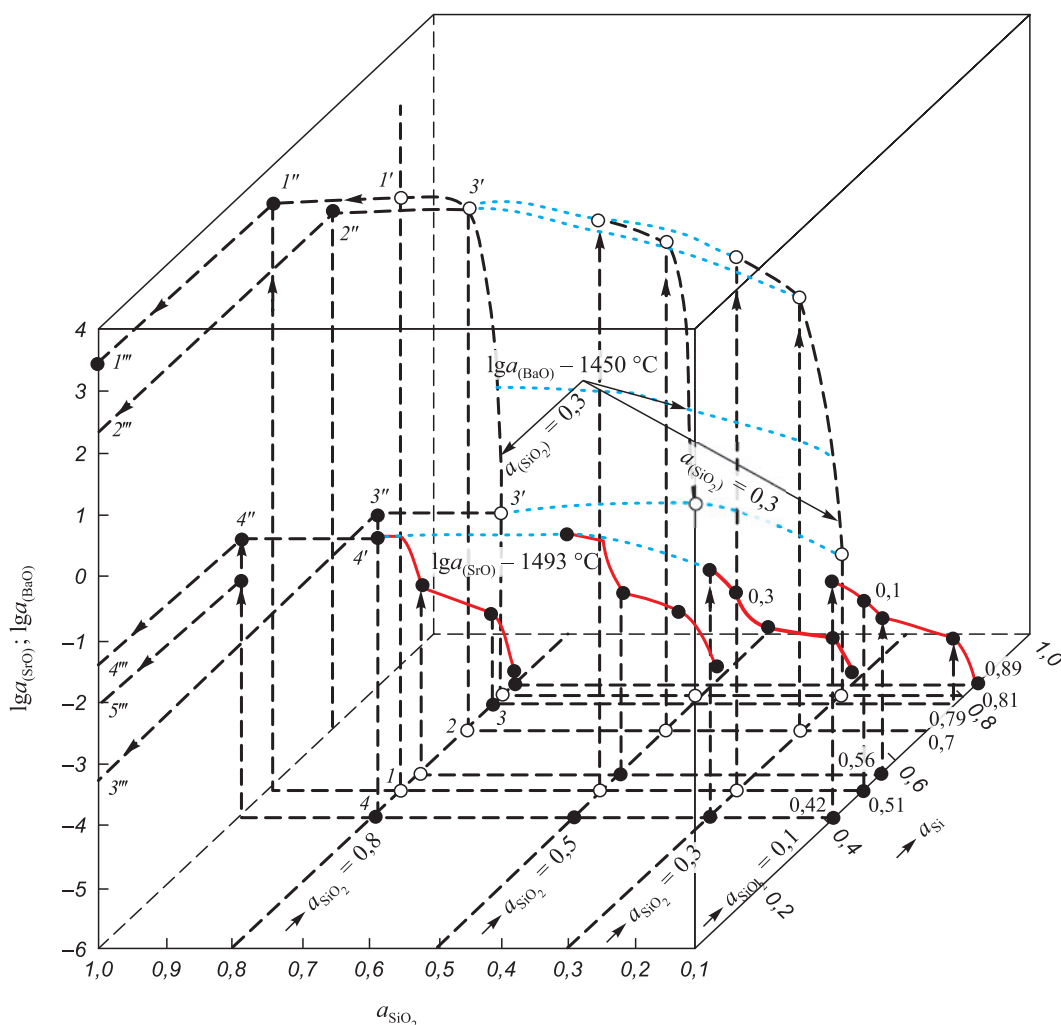


Рис. 4. Изменение активностей a_{BaO} и a_{SrO} в шлаковых расплавах в зависимости от активности кремнезема a_{SiO_2} и кремния a_{Si} в равновесных шлаковых и металлических расплавах

Fig. 4. Change of a_{BaO} and a_{SrO} activities in slag melts depending on the activities of silica a_{SiO_2} and silicon a_{Si} in equilibrium slag and metal melts

считать, что наиболее эффективное восстановление оксидов ЦЗМ из шлаковых расплавов осуществляется при значениях $a_{\text{Si}} > 0,8$ как из кислых шлаков ($a_{\text{SiO}_2} \approx 0,5 \div 0,8$), так и из шлаков с высокой основностью ($a_{\text{SiO}_2} \approx 0,1 \div 0,5$), при этом достигаются минимальные значения активностей a_{SrO} и a_{BaO} и, соответственно, концентраций оксидов бария и стронция.

Восстановление оксида стронция может осуществляться более эффективно, чем оксида бария. Вероятно, отмеченные соотношения могут существенно изменяться при более высоких температурах.

Выводы

Определены зависимости $a_{\text{SiO}_2} = f(x_{\text{SiO}_2})$ в шлаковых расплавах систем $\text{SrO}-\text{SiO}_2$, $\text{BaO}-\text{SiO}_2$, $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ при температурах 1600 и 1700 °С.

В точках инвариантных состояний (эвтектик и монотектик) рассчитаны активности компонентов шлаковых расплавов. В гомогенных шлаковых расплавах определены активности $a_{\text{SrO}} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ при 1493 °С и $a_{\text{BaO}} = f(x_{\text{SiO}_2}, x_{\text{Si}})$ при 1450 °С.

Минимальные значения активностей оксидов a_{SrO} и a_{BaO} могут достигаться при высоких значениях активностей кремния в металлическом расплаве ($a_{\text{Si}} \geq 0,7$; $\lg a_{\text{SrO}} \approx -5,0$; $\lg a_{\text{BaO}} \approx -4,0$). В этих условиях восстановление (довосстановление) стронция и бария осуществляется, в основном, кремнием, при этом неизбежно повышается концентрация диоксида кремния в шлаке. При низких содержаниях кремния в металле ($a_{\text{Si}} \approx 0,5 \div 0,6$) восстановление оксидов стронция и бария осуществляется, в основном, углеродом, а кремний выполняет роль растворителя ЦЗМ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Якушевич Н.Ф., Протопопов Е.В., Темлянцева М.В., Павлов В.В., Абина А.А., Кузнецова О.В. Термодинамика восстановления щелочноземельных металлов и оксидов и условия кристаллизации сплавов в системе Fe – Si – Me (ЩЗМ) // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 2. С. 5–15.
2. Эллотт Д., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавления процессов / Пер. с англ. С.Н. Расиной; под ред. Ю.Л. Плинера, Н.С. Смирнова. М.: Металлургия, 1969. 252 с.
3. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 1999. 250 с.
4. Атлас шлаков. Справочник. М.: Металлургия, 1985. 208 с.
5. Рябчиков И.В. Модификаторы и технологии внепечной обработки железоуглеродистых сплавов. М.: Экомет, 2008. 400 с.
6. Кожевников Г.Н., Зайко В.П., Рысс М.А. Электротермия лигатур щелочноземельных металлов с кремнием. М.: Наука, 1978. 224 с.
7. Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. Днепропетровск: Системные технологии, 2002. 704 с.
8. Li M., Li L., Zhang B., Li Q., Wu W., Zou Z. Numerical analysis of the particle-induced effect on gas flow in a supersonic powder-laden oxygen jet // Metallurgical and Materials Transactions B. 2020. Vol. 51. No. 4. P. 1718–1730.
<http://doi.org/10.1007/s11663-020-01855-3>
9. Wang B., Shen S., Ruan Y., Cheng S., Peng W., Zhang J. Simulation of gas-liquid two-phase flow in metallurgical process // Acta Metallurgica Sinica. 2020. Vol. 56. No. 4. P. 619–632.
<http://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00385>
10. 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. Vol. 46. No. 8. P. 721–724.
<http://doi.org/10.1080/03019233.2017.1405179>
11. Pariser H.H., Backeberg N.R., Masson O.C.M., Bedder J.C.M. Changing nickel and chromium stainless steel markets – A review // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. 2018. Vol. 118. No. 6. P. 563–568.
<https://doi.org/10.17159/2411-9717/2018/V118N6A1>
12. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Zhdanov A.V. Utilization of sub-standard and offgrade raw materials for chromium and manganese ferroalloys production // Proceedings of the 12th Int. Ferroalloys Congress: Sustainable Future. INFACON 2010. Helsinki, Finland: Outotec Oyj, 2010. P. 311–315.
13. Irons G.A., Tong X.-P. Treatment of steel with alkaline-earth elements // ISIJ International. 1995. Vol. 35. No. 7. P. 838–844.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.838>
14. Bakin I.V., Mikhailov G.G., Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Dresvyankina L.E. Methods for improving the efficiency of steel modifying // Material Science Forum. 2019. Vol. 946. P. 215–222.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.215>
15. Якушевич Н.Ф., Полях О.А., Галевский Г.В., Тяжина А.А. Анализ фазово-химических равновесий в системе расплав (Fe–Si–C) – шлак (CaO–Al₂O₃–SiO₂) – газ (O₂–SiO–CO) // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 5. С. 316–321.
<https://doi.org/10.15825/0368-0797-2015-5-316-321>
16. Якушевич Н.Ф., Кондратьев Д.В. Термодинамика первичных шлаков в системе CaO–Al₂O₃–SiO₂ // Известия вузов. Черная металлургия. 2000. Т. 43. № 2. С. 4–9.
17. Есин Ю.О., Сандаков В.Н., Гельд П.В. и др. Энтальпии смешения жидких кремния и бария при 1723 К // Журнал прикладной химии. 1973. Т. 46. № 11. С. 2402–2405.
1. Yakushevich N.F., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Pavlov V.V., Abina A.A., Kuznetsova O.V. Thermodynamics of alkaline-earth metals reduction from oxides and conditions of alloys crystallization in the system Fe – Si – Me (AEM). *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2020, no. 2, pp. 5–15. (In Russ.).
2. Elliott J.F., Gleiser M., Ramakrishna V. *Thermochemistry for Steel-making*. Addison – Wesley Inc. 1963. (Russ. ed.: Elliott J., Gleiser M., Ramakrishna V. *Termokhimiya staleplavil'nykh protsessov*. Moscow: Metallurgiya, 1969, 252 p.).
3. Yakushevich N.F., Galevskii G.V. *Interaction of Carbon with Calcium Oxide, Silicon, Aluminum*. Novokuznetsk: izd. SibSIU, 1999, 250 p. (In Russ.).
4. *Schlackenatlas*. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Verlag Stahleisen, 1981, 282 p. (Russ. ed.: *Atlas shlakov. Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 208 p.).
5. Ryabchikov I.V. *Modifiers and Technologies of Extra-Furnace Processing of Iron-Carbon Alloys*. Moscow: Ekomet, 2008, 400 p. (In Russ.).
6. Kozhevnikov G.N., Zaiko V.P., Ryss M.A. *Electrothermy of Ligatures of Alkaline-Earth Metals with Silicon*. Moscow: Nauka, 1978, 224 p. (In Russ.).
7. Zubov V.L., Gasik M.I. *Electrometallurgy of Ferrosilicon*. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2002, 704 p. (In Russ.).
8. Li M., Li L., Zhang B., Li Q., Wu W., Zou Z. Numerical analysis of the particle-induced effect on gas flow in a supersonic powder-laden oxygen jet. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2020, vol. 51, no. 4, pp. 1718–1730.
<http://doi.org/10.1007/s11663-020-01855-3>
9. Wang B., Shen S., Ruan Y., Cheng S., Peng W., Zhang J. Simulation of gas-liquid two-phase flow in metallurgical process. *Acta Metallurgica Sinica*. 2020, vol. 56, no. 4, pp. 619–632.
<http://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00385>
10. 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, vol. 46, no. 8, pp. 721–724.
<http://doi.org/10.1080/03019233.2017.1405179>
11. Pariser H.H., Backeberg N.R., Masson O.C.M., Bedder J.C.M. Changing nickel and chromium stainless steel markets – A review. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2018, vol. 118, no. 6, pp. 563–568.
<https://doi.org/10.17159/2411-9717/2018/V118N6A1>
12. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Zhdanov A.V. Utilization of sub-standard and offgrade raw materials for chromium and manganese ferroalloys production. In: *Proceedings of the 12th Int. Ferroalloys Congress: Sustainable Future. INFACON 2010*. Helsinki, Finland: Outotec Oyj, 2010, pp. 311–315.
13. Irons G.A., Tong X.-P. Treatment of steel with alkaline-earth elements. *ISIJ International*. 1995, vol. 35, no. 7, pp. 838–844.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.838>
14. Bakin I.V., Mikhailov G.G., Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Dresvyankina L.E. Methods for improving the efficiency of steel modifying. *Material Science Forum*. 2019, vol. 946, pp. 215–222.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.215>
15. Yakushevich N.F., Polyakh O.A., Galevskii G.V., Tyazhina A.A. Phase and chemical equilibria in melt (Fe–Si–C)–slag (CaO–Al₂O₃–SiO₂)–gas (O₂–SiO–CO) system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 5, pp. 316–321. (In Russ.).
<https://doi.org/10.15825/0368-0797-2015-5-316-321>
16. Yakushevich N.F., Kondrat'ev D.V. Thermodynamics of first slag in CaO–Al₂O₃–SiO₂ system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2000, vol. 43, no. 2, pp. 4–9. (In Russ.).
17. Esin Yu.O., Sandakov V.N., Gel'd P.V., etc. Enthalpies of mixing liquid silicon and barium at 1723 K. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 1973, vol. 46, no. 11, pp. 2402–2405. (In Russ.).

18. Есин Ю.О., Колесников С.П., Баев В.М. и др. Энтальпия образования сплавов стронция с кремнием // Журнал физической химии. 1979. Т. 53. № 6. С. 1624–1625.
19. Turkdogan E.T. Physicochemical properties of slags and glasses // The Metal Soc. 1983. Vol. 10. No. 4. P. 113–117.
20. Григорьев Ю.В., Рябчиков И.В., Рошин В.Е. Термодинамический анализ совместного восстановления кремния и бария углеродом // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. Т. 48. № 7. С. 3–5.
21. Schei A., Tuset J.K., Tveit H. Production of High Silicon Alloys. Trondheim, Norway: Tapir Academic Press, 1998. 363 p.
22. Wang J., Mao Yu. Slag Figures. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989. P. 44–60.
23. Breitzmann M., Engell H.-J., Janke D. Refining of steel melts using alkaline earth metals // Steel Research. 1988. Vol. 59. No. 7. P. 289–294. <https://doi.org/10.1002/srin.198801505>
24. Li S., Cheng G., Yang L., Chen L., Yan Q., Li C. A thermodynamic model to desing the equilibrium slag compositions during electroslag remelting process: Description and verification // ISIJ International. 2017. Vol. 57. No. 4. P. 713–722. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-655>
25. Hou D., Jiang Z.H., Dong Y.W., Gong W., Cao Y.L., Cao H. Effect of slag composition on the oxidation kinetics of alloying elements during electroslag remelting of stainless steel: Part-I. Mass-transfer model // ISIJ International. 2017. Vol. 57. No. 8. P. 1400–1409. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-147>
26. Ozturk B., Fruehan R.J. Activity of silica in calcium-aluminate based slags // Metallurgical Transactions B. 1987. Vol. 18. No. 4. P. 746–751. <https://doi.org/10.1007/BF02672895>
27. Weiss T., Schwerdfeger K. Chemical equilibria between silicon and slag melts // Metallurgical and Materials Transactions B. 1994. Vol. 25. No. 4. P. 497–504. <https://doi.org/10.1007/BF02650071>
28. Zhang X.-B., Jiang G.C., Xu K.D. Prediction of component activities of quaternary systems using the sub-regular solution model // Acta Metallurgica Sinica. 1992. Vol. 5b. No. 6. P. 476 – 482.
18. Esin Yu.O., Kolesnikov S.P., Baev V.M., etc. Enthalpy of formation of strontium-silicon alloys. Zhurnal fizicheskoi khimii. 1979, vol. 53, no. 6, pp. 1624–1625. (In Russ.).
19. Turkdogan E.T. Physicochemical properties of slags and glasses. The Metal Soc. 1983, vol. 10, no. 4, pp. 113–117.
20. Grigor'ev Yu.V., Ryabchikov I.V., Roshchin V.E. Thermodynamic analysis of the co-reduction of silicon and barium with carbon. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2005, vol. 48, no. 7, pp. 3–5. (In Russ.).
21. Schei A., Tuset J.K., Tveit H. Production of High Silicon Alloys. Trondheim, Norway: Tapir Academic Press, 1998, 363 p.
22. Wang J., Mao Yu. Slag Figures. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989, pp. 44–60.
23. Breitzmann M., Engell H.-J., Janke D. Refining of steel melts using alkaline earth metals. Steel Research. 1988, vol. 59, no. 7, pp. 289–294. <https://doi.org/10.1002/srin.198801505>
24. Li S., Cheng G., Yang L., Chen L., Yan Q., Li C. A thermodynamic model to desing the equilibrium slag compositions during electroslag remelting process: Description and verification. ISIJ International. 2017, vol. 57, no. 4, pp. 713–722. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-655>
25. Hou D., Jiang Z.H., Dong Y.W., Gong W., Cao Y.L., Cao H. Effect of slag composition on the oxidation kinetics of alloying elements during electroslag remelting of stainless steel: Part-I. Mass-transfer model. ISIJ International. 2017, vol. 57, no. 8, pp. 1400–1409. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-147>
26. Ozturk B., Fruehan R.J. Activity of silica in calcium-aluminate based slags. Metallurgical Transactions B. 1987, vol. 18, no. 4, pp. 746–751. <https://doi.org/10.1007/BF02672895>
27. Weiss T., Schwerdfeger K. Chemical equilibria between silicon and slag melts. Metallurgical and Materials Transactions B. 1994, vol. 25, no. 4, pp. 497–504. <https://doi.org/10.1007/BF02650071>
28. Zhang X.-B., Jiang G.C., Xu K.D. Prediction of component activities of quaternary systems using the sub-regular solution model. Acta Metallurgica Sinica. 1992, vol. 5b, no. 6, pp. 476 – 482.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Николай Филиппович Якушевич, д.т.н., профессор-консультант кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: Yakushevich@cmet.sibsiu

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

Михаил Викторович Темлянец, д.т.н., профессор, проректор по учебной и воспитательной работе, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

Вячеслав Владимирович Павлов, соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: maxtroshkin93@gmail.com

Анастасия Александровна Абина, аспирант кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: Yakushevich@cmet.sibsiu

Ольга Владимировна Бивол, аспирант кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: kuznetsova_ov@sibsiu.ru

Nikolai F. Yakushevich, Dr. Sci. (Eng.), Prof.-Consultant of the Chair of Non-Ferrous Metallurgy and Chemical Engineering, Siberian State Industrial University
E-mail: Yakushevich@cmet.sibsiu

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

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Educational and Tutorial Work, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

Vyacheslav V. Pavlov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University
E-mail: maxtroshkin93@gmail.com

Anastasiya A. Abina, Postgraduate of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University
E-mail: Yakushevich@cmet.sibsiu

Ol'ga V. Bivol, Postgraduate of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University
E-mail: kuznetsova_ov@sibsiu.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Н. Ф. Якушевич – научное руководство, обсуждение результатов, написание статьи.

Е. В. Протопопов – анализ результатов исследования, написание статьи.

М. В. Темлянцева – разработка концепции научного исследования.

В. В. Павлов – обзор публикаций по теме статьи, написание статьи, построение диаграмм состояния, оформление статьи.

А. Н. Абина – проведение термодинамических расчетов, обработка экспериментальных данных.

О. В. Бивол – построение диаграмм состояния, анализ полученных результатов.

N. F. Yakushevich – scientific guidance, discussion of the results, writing the article.

E. V. Protopopov – analysis of the research results, writing the article.

M. V. Temlyantseva – formation of the concept of scientific research.

V. V. Pavlov – review of publications on the article topic, writing the article, construction of the state diagrams, formatting of the article.

A. N. Abina – performance of thermodynamic calculations, processing of the experimental data.

O. V. Bivol – construction of the state diagrams, analysis of the research results.

Поступила в редакцию 16.12.2021

После доработки 15.03.2022

Принята к публикации 15.03.2022

Received 16.12.2021

Revised 15.03.2022

Accepted 15.03.2022



Оригинальная статья

УДК 621.074

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-278-284

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2299>



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

О. С. Лехов¹, Б. Н. Гузанов¹, А. В. Михалев², Д. Х. Билалов¹

¹ Российский государственный профессионально-педагогический университет (Россия, 620012, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

² ОАО «Уральский трубный завод» (Россия, 623107, Свердловская обл., Первоуральск, ул. Сакко и Ванцетти, 28)

Аннотация. В статье рассматривается основная проблема повышения качества стальных листов для сварных труб, описываются основные причины, снижающие качество стальных листов для сварных труб, полученных на станах толстолистовой прокатки. Существует возможность улучшения качества стальных листов, используя технологические ресурсы установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Поставлена и решена задача определения напряженного состояния металла в очаге циклической деформации. В работе приводятся результаты получения листовой стали марки 09Г2С на опытно-промышленной установке непрерывного литья и деформации. Напряжения в очаге циклической деформации при получении на установке стальных листов были определены для сварных труб. Авторы представляют результаты экспериментального исследования процесса получения стальных листов на опытно-промышленной установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. В статье рассматриваются результаты исследования микроструктуры, определения микротвердости и микроанализа химического состава исследуемой стали в различных зонах поперечного сечения полученной полосы. Интерпретировано развитие структурной неоднородности в ферритно-перлитной стали по толщине листа в условиях комбинированной термомеханической обработки металла, затвердевшего в кристаллизаторе. В центральной светлой прослойке полосы преимущественно ферритная микроструктура по сравнению с основным металлом, характеризующаяся резким снижением в ней концентрации углерода. Существует возможность возникновения подобного структурообразования на первой стадии кристаллизации в ходековки низкоуглеродистой стали, когда избыточная фаза высокотемпературного феррита, которая затвердевает первой, располагается в основном по центру полосы. Размер зерен перлита в светлой прослойке соизмерим с зеренной структурой перлита в основном металле полосы, и не образует выделений реэчной морфологии, повышающих склонность стали к хрупким разрушениям.

Ключевые слова: лист, сталь марки 09Г2С, установка, кристаллизатор, сварная труба, напряжение, микротвердость, микроанализ, микроструктура, прочность

Для цитирования: Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Михалев А.В., Билалов Д.Х. Исследование структурообразования при производстве листовой стали на установке непрерывного литья и деформации // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 278–284.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-278-284>

Original article

STRUCTURE FORMATION DURING SHEET STEEL PRODUCTION IN A UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION

O. S. Lekhov¹, B. N. Guzanov¹, A. V. Mikhalev², D. Kh. Bilalov¹

¹ Russian State Professional Pedagogical University (11 Mashinostroitelei Str., Yekaterinburg 620012, Russian Federation)

² JSC “Ural Pipe Plant” (28 Sakko i Vantsetti Str., Pervouralsk, Sverdlovsk Region 623107, Russian Federation)

Abstract. The paper considers the main problem of improving quality of steel sheets for welded pipes obtained at plate rolling mills and the main reasons that reduce it. There is a possibility of improving quality of steel sheets using technological capabilities of the unit of combined continuous casting and deformation. Problem of determining stress state of metal in cyclic deformation zone is posed and solved. The results of obtaining 09G2S sheet steel in pilot unit of continuous casting and deformation are presented. Magnitude of stresses in the center of cyclic deformation during production of steel sheets was determined for welded pipes at the unit. The authors present results of experimental study of the process of steel sheets production at pilot unit of continuous casting and deformation. The article considers the results of microstructure analysis, microhardness determination and microanalysis of chemical composition of the studied steel in various zones of the strip cross section. Structural inhomogeneity development in

ferritic-pearlitic steel is interpreted along the thickness of sheet under conditions of combined thermomechanical processing of metal solidified in the mold. Predominantly ferritic microstructure is generated in the central light interlayer of the strip compared to base metal, characterized by a sharp decrease in carbon concentration in it. There is a possibility of such structure genesis at the first stages of crystallization during forging of low-carbon steel, when the excess phase of high-temperature ferrite that solidifies first is located mainly in the strip center. The size of pearlite grains in the light interlayer covariates with the grain structure of pearlite in the strip base metal and does not form precipitates of lath morphology, which increase tendency of steel to brittle fracture.

Keywords: sheet, 09G2S steel, unit, mold, welded pipe, stress, microhardness, microanalysis, microstructure, strength

For citation: Lekhov O.S., Guzanov B.N., Mikhalev A.V., Bilalov D.Kh. Structure formation during sheet steel production in a unit of continuous casting and deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 278–284. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-278-284>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время перед трубной промышленностью стоит задача увеличения объема производства сварных труб повышенного качества и расширения их сортамента с целью надежного обеспечения продукцией предприятий нефтегазового и топливно-энергетического комплексов. Однако опыт изготовления стального листа показывает, что при обжати крупных непрерывнолитых слэбов на станах толстолистовой прокатки в его осевой зоне литая структура недостаточно прорабатывается, полная перекристаллизация не происходит, а неметаллические включения и ликваты трансформируются в осевую ликвационную полосу в направлении прокатки [1 – 4]. Металл в этой полосе характеризуется отличающимися от основного металла трубной заготовки механическими свойствами, причем рассматриваемая неоднородность наиболее критична при производстве сварных труб на электросварочном стане и часто сопровождается образованием трещин, раскрытий и других дефектов. Как показали исследования, выполненные на ОАО «Уральский трубный завод» [5], в осевой зоне стального листа трубной заготовки из стали марки 09Г2С наблюдается строчечное расположение сульфидов марганца, что при стыковой

сварке труб приводит к возникновению неустраняемых дефектов и к браку (рис. 1). По результатам проведения микрорентгеноспектрального анализа повышение осевой ликвационной неоднородности трубного металла связано с ликвацией серы, фосфора, марганца и углерода. Повышенное содержание этих элементов приводит к увеличению твердости и микротвердости металла в зонах ликвации, а превышение твердости свыше 250 – 300 единиц по HV_{10} способствует образованию холодных трещин при стыковой сварке и может привести к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Основными задачами при производстве стальных листов для сварных труб являются обеспечение благоприятной схемы напряженного состояния металла в очаге деформации, исключение ликвационных зон с повышенной твердостью и получение необходимых механических свойств тонколистового проката.

Как показали исследования, для решения рассматриваемой проблемы может быть эффективно использована компактная и ресурсосберегающая установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации, технологические возможности которой предусматривают отливку тонких слэбов толщиной 30 – 40 мм, их обжатие с высокой (до 90 %) степенью пластической деформации за один проход в узком тем-

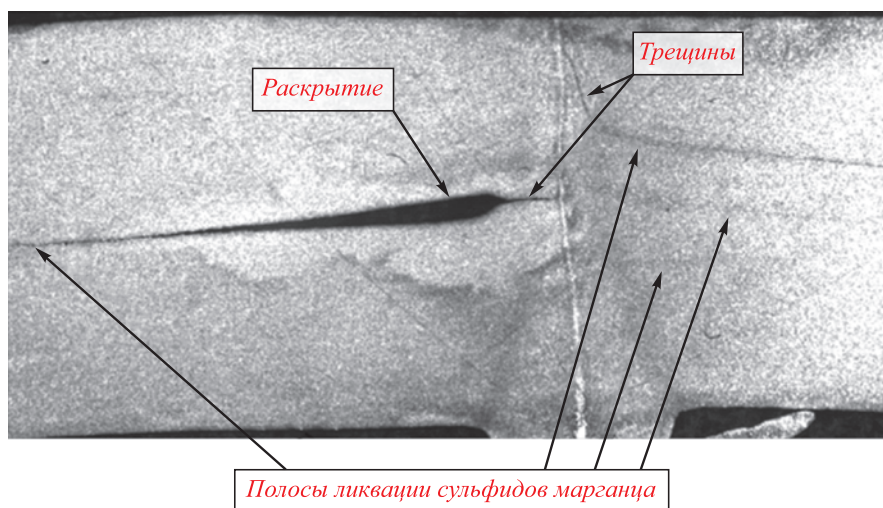


Рис. 1. Дефекты при высокочастотной стыковой сварке труб

Fig. 1. Defects in high-frequency butt welding of pipes

пературном интервале и калибровку готовых стальных листов [5 – 7].

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА

Для оценки новой технологии поставлена и решена задача определения напряженного состояния металла в очаге циклической деформации, а также проведены расчеты при получении листовой стали марки 09Г2С на опытно-промышленной установке непрерывного литья и деформации. Толщина полосы после смыкания широких стенок оболочки с жидкой фазой равна 30 мм, т. е. обжимается тонкий сляб за один проход при температуре внешней поверхности примерно 1200 °С, а в его осевой зоне – примерно 1450 °С. Эксцентриситет эксцентриковых валов равен 5 мм, а их угловая скорость $V = 110 \text{ мин}^{-1}$. Угол наклона рабочей поверхности бойка составляет 12,5°. Рабочая длина неразъемного кристаллизатора, где происходит затвердевание металла расплава, составляет 625 мм, а длина геометрического очага деформации находится в пределах 60,9 мм. Определение напряженного состояния металла в очаге циклической деформации выполнено методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS [8 – 16]. В результате установлено, что циклическая деформация бойками тонкого сляба с преобладанием высоких сжимающих напряжений на уровне до 326 МПа спо-

собствует достаточной проработке литого строения стали с образованием поликристаллической равномерной нетекстурированной зернистой структуры с улучшенными качеством и технологическими свойствами стальных листов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

С целью оптимизации режимов технологического процесса при получении стальных полос способом непрерывного литья и деформации слитка на опытно-промышленной установке ОАО «Уральский трубный завод» в ходе экспериментальных работ получены полосы разной длины и толщины из стали марки 09Г2С (рис. 2, 3)

Для проведения комплексных металлографических исследований были подготовлены образцы, вырезанные из полосы толщиной 16 и шириной 210 мм. Поперечное сечение полосы и схема вырезки образцов показаны на рис. 4.

Характерной особенностью макроструктуры получаемых полос является наличие более светлой прослойки в центральной части поперечного сечения металла. Детальный металлографический анализ этой зоны по всей длине прослойки показал, что в ней отсутствует строчечное расположение ликватов и не выявлено каких-либо других дефектов, непременно сопровождающих кристаллизацию непрерывнолитых заготовок (рис. 5).

Более того, в осевой зоне не произошло расслоения металла и не образовалась усадочная пористость. Все эти показатели отражают высокое качество металла полосы. Исследования микроструктуры металла проведены на металлографическом микроскопе Olympus BX51 и сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRALMV при разной кратности увеличения (рис. 6).



Рис. 2. Установка непрерывного литья и деформации:
1 – индукционная печь; 2 – электродвигатель постоянного тока;
3 – редуктор-синхронизатор; 4 – станина установки

Fig. 2. Unit of continuous casting and deformation:
1 – induction furnace; 2 – DC motor; 3 – reducer-synchronizer;
4 – unit frame

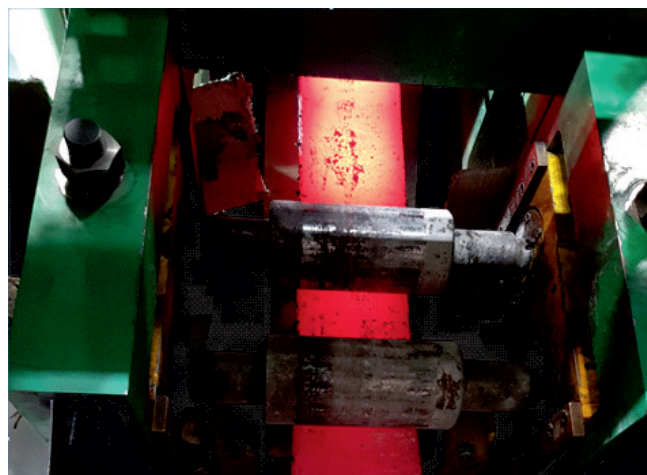


Рис. 3. Вид полосы, вытягиваемой роликми тянущего устройства

Fig. 3. View of the strip drawn by rollers of the pulling device

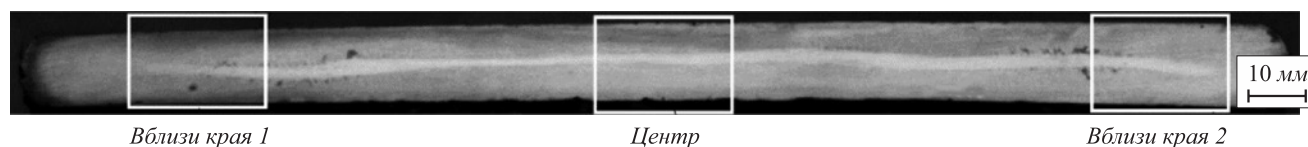


Рис. 4. Поперечное сечение полосы

Fig. 4. Cross section of the strip

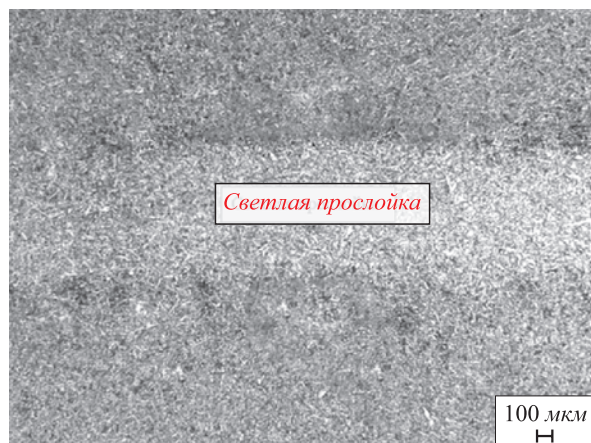


Рис. 5. Макроструктура полосы в осевой зоне

Fig. 5. Macrostructure of the strip in axial zone

Из представленных данных видно, что в исследуемой стали по всему сечению полосы сформировалась в результате обработки в условиях непрерывного литья и деформации поликристаллическая нетекстурированная феррито-перлитная структура с достаточно высокой степенью разноразмерности. В области светлой прослойки разноразмерность выше с размером зерен от 20 до 200 мкм (рис. 6, б, з).

Ближе к поверхности полосы микроструктура стали также феррито-перлитная, однако с меньшей степенью разноразмерности и более мелкозернистая с размером зерна в пределах 20 – 100 мкм. Использование растрового электронного микроскопа в режиме «вторичных электронов» позволило получить контраст, а также определить расположение разных фаз на поверхности образца. Все это дало возможность надежно иденти-

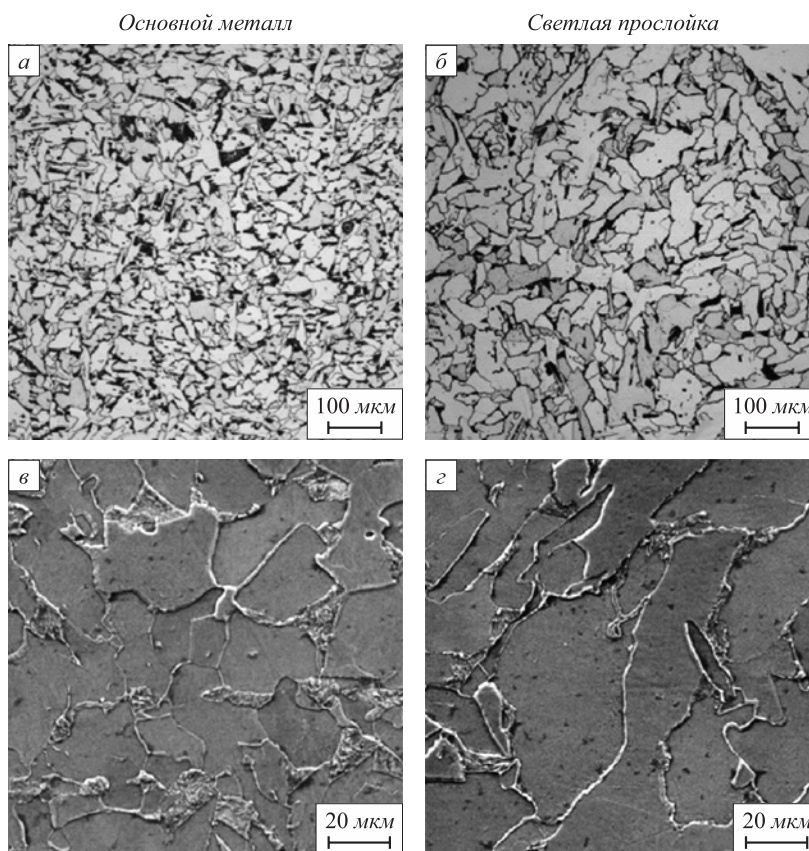


Рис. 6. Микроструктура металла полосы в разных зонах сечения:
а, б – оптическая металлография; в, г – растровая микроскопия

Fig. 6. Microstructure of the strip metal in different zones of the section:
а, б – optical metallography; в, г – scanning microscopy

Т а б л и ц а 1

Химический состав стали

Table 1. Chemical composition of the steel

Место анализа	Содержание элементов в образцах, % (по массе)								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V
Вблизи края 1	0,124	0,75	1,19	0,007	0,018	0,064	0,07	0,09	< 0,002
Вблизи края 2	0,124	0,75	1,21	0,008	0,016	0,064	0,07	0,09	< 0,002
В середине	0,076	0,70	1,12	0,006	0,009	0,061	0,07	0,08	< 0,002
Требования для стали марки 09Г2С	≤ 0,120	0,50 – 0,80	1,30 – 1,70	≤ 0,035	≤ 0,030	≤ 0,300	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,120

фицировать сами фазы, а также установить их форму и размер. Зерна феррита, имеющие более гладкие поверхности, легко выявляются в структуре и их суммарная доля детерминирует структуру светлой прослойки как преимущественно ферритную.

Для контроля химического состава стали в разных участках и зонах полосы использовали атомно-эмиссионный спектрометр Spectrotest. Полученные результаты в сравнении со справочными для стали марки 09Г2С представлены в табл. 1.

При проведении общего количественного анализа химического состава середины и краевых частей полосы обнаружено, что в середине полосы содержание основных элементов стабильно меньше, чем в остальных ее частях: углерода на 31 – 63 %; серы на 25 – 33 %; фосфора на 19 – 89 %; кремния на 5 – 7 %; марганца на 3 – 7 %; хрома на 3 – 9 %; меди на 2 – 13 %; никеля на 3 – 5 %. В целом, результаты определения концентрационного соотношения компонентов стали характеризуют состав светлой прослойки как осевую зону полосы с пониженным содержанием легирующих и примесных элементов относительно остальных частей металла.

Измерение твердости, косвенно характеризующее механические свойства сплава, проведено в поперечном сечении полосы и вдоль светлой прослойки с использованием микротвердомера Zwicr ZNV-1M. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Значение твердости в светлой прослойке усреднено по 15 замерам вдоль осевой линии полосы. Из получен-

ных данных следует, что твердость светлой прослойки в среднем на 15 % меньше твердости основного металла. Используя методику, описанную в работе [17], где установлено соотношение характеристик прочности и твердости $\left(\sigma_b = \frac{HV}{3,16}, \sigma_{0,2} = \frac{HV}{3,16} 62 \right)$, определены механические свойства полосы в разных зонах.

Для основного металла $\sigma_b = 51,5 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 45,1 \text{ кг/мм}^2$; для материала светлой прослойки $\sigma_b = 44,6 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 38,9 \text{ кг/мм}^2$. Полученные результаты расчета показывают, что прочностные характеристики стали марки 09Г2С в полосе основного металла близки к стандартным, в то время как в светлой прослойке имеет место снижение характеристик прочности. Как показано в работах [18 – 20], подобное сочетание свойств в листе трубной заготовки весьма полезно при производстве трубы методом высокочастотной стыковой сварки, а также позволяет обеспечить достаточно высокий уровень прочностных характеристик самой трубы при удовлетворительной вязкости и хладостойкости.

Определяющим фактором, обуславливающим пониженные прочностные характеристики в центральной светлой прослойке, является формирование преимущественно ферритной микроструктуры в этой зоне полосы по сравнению с основным металлом и резким снижением концентрации углерода. По-видимому, подобное структурообразование становится возможным на первых стадиях кристаллизации в ходе

Т а б л и ц а 2

Микротвердость стали в поперечном сечении полосы

Table 2. Steel hardness in the strip cross section

Показатель	Значение показателя						
	Основной металл			Светлая прослойка	Основной металл		
Место замера	1	2	3	4	5	6	7
Микротвердость, HV	161	165	162	141	164	161	158
HV (среднее)	163			141	161		

П р и м е ч а н и е. Места проведения измерений и микроструктура показаны на рис. 4.

ковки малоуглеродистой стали, когда затвердевающая первой избыточная фаза высокотемпературного феррита располагается в основном по центру полосы, а сохраняющаяся часть жидкой фазы (обогащенная по углероду) выдавливается по краям и в результате перетектического превращения формирует феррито-перлитную структуру. Это объясняет крупный размер первичных ферритных зерен, которые кристаллизуются в условиях повышенных температур. Следует заметить, что размер зерен перлита в светлой прослойке соизмерим с зернами структуры перлита в основном металле полосы, зерна не образуют выделений речной морфологии, повышающих склонность стали к хрупким разрушениям.

Выводы

Технология получения стальных листов на установке непрерывного литья и деформации обеспечивает повышение качества листов для сварных труб вследствие отсутствия строчечного расположения сульфидов марганца в их осевой зоне, приводящих к снижению механических свойств листа и образованию дефектов при стыковой сварке при производстве труб. Содержание серы и фосфора в центральном слое полосы (светлая прослойка) снижается до 0,006 и 0,009 %, что будет способствовать повышению механических свойств листов для сварных труб, полученных на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
2. Вюнненберг К. Производство непрерывнолитых заготовок отвечающих высшим требованиям качества. В кн.: Труды шестого международного конгресса железа и стали. Т. 3. М.: Машиностроение, 1990. С. 364–376.
3. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510–518. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.18.510>
4. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu-to-Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297–1304. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.63.8_1297
5. Лехов О.С., Михалев А.В. Установка непрерывного литья и деформации для производства стальных листов и сортовых заготовок. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2020. 307 с.
6. Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Лисин И.В., Билалов Д.Х. Исследование совмещенного процесса непрерывной разливки и циклической деформации для получения листов из стали // Сталь. 2016. № 1. С. 52–62.
7. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Нагруженность и напряженное состояние бойков установки непрерывного литья и деформации полосы при получении листов из стали для сварных труб. Сообщение 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 4. С. 268–273. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-268-273>
8. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0.
9. Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Пьянков К.П. Конечно-элементное моделирование процесса толстолистовой прокатки // Металлург. 2015. № 2. С. 19–23.
10. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Steel Research International. 2011. Vol. 82. No. 10. P. 1240–1247. <https://doi.org/10.1002/srin.201100078>
11. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. No. 2. P. 336–362. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.024>
12. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of non-linear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. 2013. Vol. 37. No. 10-11. P. 6918–6928. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2013.02.026>
13. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. Metal Forming and Finite-Element Method. New York: Oxford University Press, 1989. 377 p.
14. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication // High Performance Comput-
1. Efron L.I. *Material Science in Metallurgy. Pipe Steels*. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
2. Vyunnenberg K. Production of continuously cast blanks that meet the highest quality requirements. In: *Proceedings of the 6th Int. Congress of Iron and Steel*. Vol. 3. Moscow: Mashinostroenie, 1990, pp. 364–376. (In Russ.).
3. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.18.510>
4. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu-to-Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.63.8_1297
5. Lekhov O.S., Mikhalev A.V. *Unit of Continuous Casting and Deformation for Production of Steel Sheets and Blanks*. Yekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2020, 307 p. (In Russ.).
6. Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Investigation of combined process of continuous casting and cyclic deformation for steel sheets production. *Stal'*. 2016, no. 1, pp. 52–62. (In Russ.).
7. Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Shevelev M.M. Load and strain status of CCM backups and stripe deformation at production of steel sheets for welded pipes. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 4, pp. 268–273. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-268-273>
8. ANSYS. *Structural Analysis Guide*. Rel. 15.0.
9. Bogatov A.A., Nukhov D.Sh., P'yankov K.P. Finite-element modeling of plate-rolling. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 1, pp. 113–118. <https://doi.org/10.1007/s11015-015-0069-6>
10. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Steel Research International*. 2011, vol. 82, no. 10, pp. 1240–1247. <https://doi.org/10.1002/srin.201100078>
11. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 2, pp. 336–362. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.024>
12. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of non-linear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013, vol. 37, no. 10-11, pp. 6918–6928. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2013.02.026>
13. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. *Metal Forming and Finite-Element Method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
14. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. In: *High Performance Comput-*

- ing for Computational Science – VECPAR 2012. Berlin; Heidelberg: Springer. 2013. P. 128–139.
15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Tech. Conf.*, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. New York. P. 264–270.
 16. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis // *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 72. No. 1. P. 32–41. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00126-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00126-X)
 17. Ефименко Л.А., Прыгаев А.К. Определение фактических механических свойств металла трубопроводов на основе измерения твердости. М.: Изд-во РТУ нефти и газа, 2007. 18 с.
 18. Кудря А.В. Критические факторы металлургического качества сталей повышенной прочности. В кн.: *Перспективные материалы*. Т. V. Тольятти: изд. ТГУ, 2013. С. 332–362.
 19. Казаков А.А., Киселев Д.В. Современные методы оценки качества структуры материалов на основе панорамных исследований на основе анализатора изображений TXIXOMET. В кн.: *Перспективные материалы*. Т. V. Тольятти: изд. ТГУ, 2013. С. 270–329.
 20. Nallathambi A.K., Specht E., Bertram A., Kaymak Y. Sensitivity of material properties on distortion and residual stresses during metal quenching process // *Journal of Materials Processing Technology*. 2010. Vol. 210. No. 2. P. 204–211. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.001>
 - ing for Computational Science – VECPAR 2012. Berlin; Heidelberg: Springer, 2013, pp. 128–139.
 15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Tech. Conf.*, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. New York, 1982, pp. 264–270.
 16. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997, vol. 72, no. 1, pp. 32–41. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00126-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00126-X)
 17. Efimenko L.A., Prygaev A.K. *Determination of Actual Mechanical Properties of Pipeline Metal Based on Hardness Measurements*. Moscow: Izd-vo RTU nefi i gaza, 2007, 18 p. (In Russ.).
 18. Kudrya A.V. Critical factors of metallurgical quality of high strength steels. In: *Advanced Materials. Vol. V*. Tol'yatti: izd. TSU, 2013, pp. 332–362. (In Russ.).
 19. Kazakov A.A., Kiselev D.V. Modern methods for assessing structure quality of materials based on panoramic tests by TXIXOMET image analyzer. In: *Advanced materials. Vol. V*. Tol'yatti: izd. TSU 2013, pp. 270–329. (In Russ.).
 20. Nallathambi A.K., Specht E., Bertram A., Kaymak Y. Sensitivity of material properties on distortion and residual stresses during metal quenching process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 2, pp. 204–211. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.001>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Олег Степанович Лехов, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Oleg S. Lekhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Борис Николаевич Гузанов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
ORCID: 0000-0001-5698-0018
E-mail: guzanov_bn@mail.ru

Boris N. Guzanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
ORCID: 0000-0001-5698-0018
E-mail: guzanov_bn@mail.ru

Александр Викторович Михалев, к.т.н., генеральный директор, ОАО «Уральский трубный завод»
E-mail: mialex@trubprom.com

Aleksandr V. Mikhalev, Cand. Sci. (Eng.), General Director, JSC “Ural Pipe Plant”
E-mail: mialex@trubprom.com

Дамир Харасович Билалов, доцент кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
ORCID: 0000-0002-4336-5339
E-mail: master_ddd@mail.ru

Damir Kh. Bilalov, Assist. Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
ORCID: 0000-0002-4336-5339
E-mail: master_ddd@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

О. С. Лехов – введение, постановка задачи и результаты расчета.

O. S. Lekhov – preparation of introduction, setting the task, the results calculation.

Б. Н. Гузанов – анализ результатов исследований.

B. N. Guzanov – analysis of the research results.

А. В. Михалев – введение, постановка задачи и результаты расчета.

A. V. Mikhalev – preparation of introduction, setting the task, the results calculation.

Д. Х. Билалов – комплексное металлографическое исследование.

D. Kh. Bilalov – processing complex metallographic research.

Поступила в редакцию 29.05.2021
После доработки 21.06.2021
Принята к публикации 28.06.2021

Received 29.05.2021
Revised 21.06.2021
Accepted 28.06.2021



Оригинальная статья

УДК 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-285-293

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2300>

ВЛИЯНИЕ ОПОРНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ И СТРУКТУРЫ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ НА ЕЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

В. И. Одинокоев, А. И. Евстигнеев, Э. А. Дмитриев,
Д. В. Чернышова, А. А. Евстигнеева

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. В последнее время большое внимание исследователи уделяют вопросу влияния внутренних и внешних факторов на напряженное состояние оболочковой формы (ОФ). К внутренним факторам следует отнести ее морфологическое строение, виды, связи между контактирующими слоями. К внешним факторам следует отнести все виды силового и температурного воздействий на внешнюю поверхность оболочковой формы. В работе установлено влияние эффекта скольжения контактируемых между собой внутренних слоев на уровень напряженного состояния ОФ. Представлена математическая модель по определению напряженно-деформированного состояния (НДС) в многослойной ОФ при ее заливке жидким металлом. Оболочковая форма выполнена таким образом, что ее слои могут скользить друг относительно друга с наличием трения. Рассматриваемые вопросы являются продолжением последних работ авторов, в которых дана оценка влияния опорного наполнителя (ОН) и макроструктуры ОФ на ее НДС. При этом слои ОФ имеют одинаковые физико-механические свойства. В работе ставилась задача определить силовое влияние ОН и нагрузки в верхней части ОФ на НДС в ее сечениях. Влияние ОН оценивалось по величине трения между наружными поверхностями ОФ и ОН. Для решения задачи использовалась линейная теория упругости, уравнения теплопроводности, численные методы. На контакте наружной поверхности ОФ с поверхностью ОН решалась контактная задача. Твердая фаза в жидком металле при остывании определялась из уравнения межфазового перехода. Результаты расчетов представлены в виде графиков и эпюр. Отсутствие трения между слоями понижает трещиностойкость многослойной ОФ.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, оболочковая форма, напряженное состояние, моделирование, трещинообразование, трение между контактирующими поверхностями, напряжение, перемещение

Для цитирования: Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние опорного наполнителя и структуры оболочковой формы на ее трещиностойкость // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 285–293.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>

Original article

INFLUENCE OF SUPPORT FILLER AND STRUCTURE OF SHELL MOLD ON ITS CRACK RESISTANCE

V. I. Odinokov, A. I. Evstigneev, E. A. Dmitriev,
D. V. Chernyshova, A. A. Evstigneeva

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

Abstract. Recently, researchers have been paying more and more attention to the influence of internal and external factors on stress state of shell mold (SM). Internal factors should include morphological structure of SM, its types and connections between the contacting layers. External factors should include all types of force and temperature effects on SM external surface. The purpose of this work was to establish the sliding effect of SM internal layers in contact with each other on the level of SM stress state. The mathematical model for determining the stress-strain state (SSS) in the multilayer SM when it is filled with a liquid metal is presented. Moreover, the SM is made in such a way that its layers can slide relative to each other with the presence of friction. This work is a continuation of the recent works of the authors, where the influence of the temperature factor on the studied SM was estimated. At the same time, SM layers have the same physical and mechanical properties. The problem was solved in the same formulation as in the previous works of the authors. The task was set to determine the influence of the support filler (SF) and the clamp in the upper part of SM on SSS

in its sections. The influence of SF was estimated by the amount of friction between the outer surfaces of SM and SF. Just as in the previous works of the authors, the linear theory of elasticity, heat conduction equations, and numerical methods were used to solve the problem. On the contact of SM outer surface with SF surface, the contact problem was solved. Solid phase in the liquid metal during cooling was determined from the equation of interphase transition. Results of the calculations are presented in the form of graphs and plots. It is shown that the absence of friction between the layers reduces the crack resistance of SM multilayer.

Keywords: casting by investment models, shell mold, stress state, modeling, cracking, friction between contacting surfaces, stress, displacement

For citation: Odiokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of support filler and structure of shell mold on its crack resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 285–293. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>

ВВЕДЕНИЕ

Настоящая работа является продолжением исследований по стойкости оболочковой формы (ОФ) при получении в ней металлической отливки. В работах [1–3] с помощью математического моделирования исследовали напряженно-деформированное состояние (НДС) ОФ при ее заливке жидким металлом.

Проведено множество теоретических и экспериментальных исследований НДС оболочечных конструкций с различными структурами [4–9] и из разных функциональных материалов [8–12], условий нагружения [7, 13–17] и формы оболочек [18–21].

В работе [22] предложена технология изготовления многослойной оболочковой формы со слоистой структурой, в которой слои скользили бы друг относительно друга. Другое предложение состоит в том, чтобы слои ОФ были выполнены таким образом, чтобы они скользили относительно друг друга с наличием трения. Постановка задачи будет соответствовать постановке, выполненной в работе [3]. Именно этому вопросу и посвящена настоящая работа.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассматривается осесимметричное тело вращения (рис. 1, а). Деформируемый материал – форма и затвердевший металл считаются изотропными. Оболочковая форма представлена многослойным композитом толщиной T ; имеем трехкомпонентную систему (рис. 1, б): область I – жидкий металл; область II – затвердевший металл; область III – многослойная форма.

Используя линейную теорию упругости, эйлерову систему координат и уравнение теплопроводности, можно записать для каждой из областей систему уравнений:

– для области I :

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma = P_1; P_1 = -\gamma h; \dot{\theta} = \bar{\alpha}_1 \Delta \theta; \quad (1)$$

– для областей II, III :

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} &= 0; \sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2G_p^t \varepsilon_{ij}^*; \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \varepsilon = \varepsilon_{ii}; \\ \varepsilon_{ii} &= 3k_p^t \sigma + 3\alpha_p^t (\theta_n - \theta_p^*); \varepsilon_{ij} = 0,5(U_{i,j} + U_{j,i}); \end{aligned}$$

$$\dot{\theta} = \bar{\alpha}_2 \Delta \theta; \quad (2)$$

$$\dot{\theta} = \bar{\alpha}_3 \Delta \theta \text{ (только для области III),}$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; U_i – перемещения; ε_{ij} – компоненты тензора упругих деформаций; σ – гидростатическое напряжение; G_p^t – модуль сдвига закристаллизовавшегося металла ($p = 2$) и оболочковой формы в слое t ($p = 3$); δ_{ij} – символ Кронекера; k_p^t – коэффициент объемного сжатия ($p = 2, 3$); α_3^t – коэффициент линейного расширения в области III в слое t ; γ – плотность разливаемого металла; $\bar{\alpha}_p$ – коэффициент температуропроводности в области $p = 1, 2$; $\bar{\alpha}_3$ – коэффициент температуропроводности в области III в слое t ; θ_n – текущая температура; θ_p^* – начальная температура в области p .

В системе (2) используется суммирование по повторяющимся индексам.

В процессе охлаждения жидкого металла при условии, что температура металла $\theta_m \leq \theta_k$ (где θ_k – температура кристаллизации), определяется толщина затвердевшего слоя из решения уравнения межфазового перехода:

$$\frac{d\theta_1}{dn_*} \lambda_1 - \frac{d\theta_2}{dn_*} \lambda_2 = \frac{d\Delta}{dt} L \rho, \quad (3)$$

где θ_1 и θ_2 – температура в твердой и жидкой фазах; λ_1 и λ_2 – коэффициент теплопроводности в соответствующих фазах; Δ – толщина корочки; L – скрытая теплота плавления; ρ – плотность твердой фазы; n_* – нормаль к границе двух фаз.

Решение уравнение (3) дает следующую зависимость для определения толщины закристаллизовавшейся корочки Δ_n на временном шаге $\Delta \tau_n$ [3]:

$$\Delta_n = C \sqrt{\tau}, \quad C = \sqrt{\frac{2\Delta\theta_1 \lambda_1}{\rho L}}; \quad (4)$$

здесь $\Delta\theta_1$ – перепад температур в твердой фазе вблизи фронта кристаллизации.

С учетом осевой симметрии имеем следующее: $\sigma_{31} = \sigma_{32} = 0$; $\varepsilon_{31} = \varepsilon_{32} = 0$; $U_3 = 0$ (рис. 1). Начальные условия задачи: $\Delta_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла; Δ – толщина слоя затвердевшего метал-

ла; $\theta_I|_{\tau=0} = \theta_0$ – температура разливаемого жидкого металла; $\theta_{III}|_{\tau=0} = \theta^*$ – начальная температура формы; $\theta_0 = 1550^\circ\text{C}$.

Граничные условия задачи (рис. 1, а):

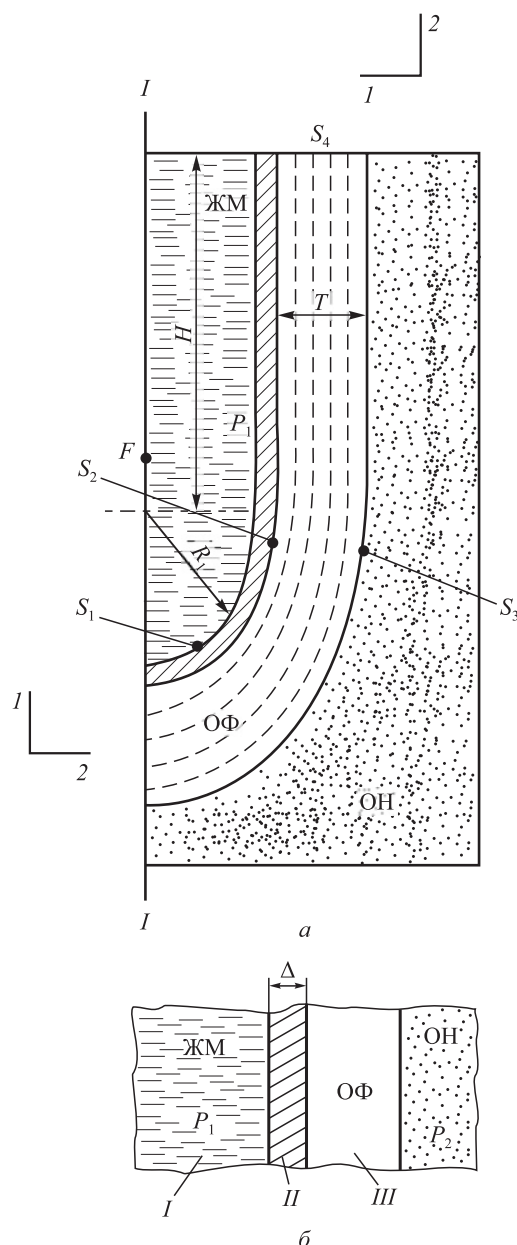


Рис. 1. Меридиональное сечение системы с учетом осевой симметрии:

а – сечение вертикальной плоскости; б – схема моделирования областей системы; I – жидкий металл (ЖМ); II – затвердевший металл; III – многослойная оболочковая форма; T – толщина оболочковой формы; H – высота цилиндрической части стояка; R_1 – радиус сферической части стояка; P_1 – гидростатическое давление жидкого металла

Fig. 1. Meridional section of the system taking into account the axial symmetry:

a – cross-section of vertical plane; б – simulation scheme of the system; I – liquid metal (ЖМ); II – hardened metal; III – layered shell mold; T – thickness of the shell mold; H – height of the riser cylindrical part; R_1 – radius of the riser spherical part; P_1 – hydrostatic pressure of the liquid metal

– на оси симметрии $U_2 = 0$; $\sigma_{21} = 0$; $q_n = 0$;
– на поверхностях S_1, S_2, S_3

$$\sigma_{11}|_{S_1} = -P_1; \sigma_{12}|_{S_1} = 0; \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \sigma_{22}|_{S_4} = 0;$$

$$\sigma_{11}|_{S_3} = 0; \sigma_{12}|_{S_3} = -\psi\tau_s \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \cos(n, x_1); \quad (5)$$

$$\theta_F = \theta_0; \theta|_{S_3} = 20^\circ\text{C},$$

где ψ^* – коэффициент трения на поверхности S_3 контакта между ОФ и ОН.

На границе двух слоев при $x_1 = x_1^*$ (рис. 2) имеем

$$\sigma_{12}^*|_{x_1=x_1^*} = -\psi\tau_s \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \cos(n, x_1); \quad (6)$$

где $U_{\text{ск}} = U_{|a_2} - U_{|a_1}\theta$ – скольжение слоя a_2 относительно слоя a_1 вдоль координаты x_2 ; U^* – нормирующая величина U ; ψ – коэффициент трения на границе слоя в ОФ.

При этом решается контактная задача. На поверхности S_3 (рис. 1, а) примем:

$$\text{если } \sigma_{11}|_{S_3^k} > 0 \Rightarrow \sigma_{11}|_{S_3^k} = 0;$$

$$\text{если } U_{11}|_{S_3^k} < 0 \Rightarrow U_{11}|_{S_3^k} = 0,$$

где k – номер грани элемента на контактной поверхности.

Решение задачи осуществлялось численным методом [23], применяя разработанные схемы с учетом программного комплекса [24], которые были использованы также в работе [2].

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследовали оболочковую форму, состоящую из десяти слоев, со следующими геометрическими параметрами: $T = 5$ мм; $H = 50$ мм; $R_1 = 20$ мм. Свойства формы:

$$G = 2960 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot ^\circ\text{C)}; C = 840 \text{ Дж/(кг} \cdot ^\circ\text{C)}; \quad (7)$$

$$\gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3.$$

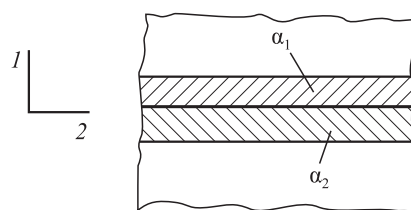


Рис. 2. Схема взаимодействия контактирующих слоев

Fig. 2. Scheme of contacting layers interaction

На рис. 3 (сплошные линии) показаны результаты решения задачи при наличии граничных условий (5), условия (6) на внутренних поверхностях слоев ОФ при $\psi = 0,002$. Эпюры напряжений σ_{11} , σ_{22} в ОФ приведены на рис. 3, а. Наблюдаем полное изменение σ_{22} по сечению ОФ в сравнении с расчетом [3] (рис. 3, а), где $\psi = 0$. Характер поведения величины σ_{11} остался тот же [3]. Такое же поведение по перемещениям U_1 , U_2 . Напряжение σ_{12} на внутренних слоях ОФ $\sigma_{12} < 0,03$ МПа, на поверхности контакта с ОН $\sigma_{12} \approx 0,03$ МПа.

Видим, что наличие небольшой величины трения между слоями ОФ радикально изменило НДС ОФ, и она уже может выдержать заливку жидкой стали. Посмотрим, как будет влиять на НДС ОФ увеличение трения на ОН (поверхность S_3). Зададим $\psi^* = 1$. Результаты расчета приведены на рис. 3 (штриховые линии).

Внутри напряжения σ_{12} достигают 0,34 МПа, на поверхности S_3 напряжения трения – 0,08 МПа. По всем параметрам напряжения σ_{11} , σ_{22} уменьшились. Оболочковая форма по заданным граничным параметрам более устойчива к трещинообразованию, чем при наличии коэффициента трения на поверхности S_3 при $\psi^* = 0,01$.

На рис. 4 приведены результаты расчета при $\psi^* = 10$ (сплошные линии) и $\psi^* = 20$ (штриховые линии).

Как следует из рис. 3 и 4, с увеличением трения ОФ по поверхности ОН растягивающие напряжения σ_{22}

уменьшаются на наружной поверхности ОФ и несколько возрастают в срединной ее части.

Сжимающие напряжения увеличиваются по абсолютной величине на внутренней поверхности ОФ. Перемещения U_1 , U_2 уменьшаются как в сечении ОФ, так и на ее поверхностях.

Эти эпюры мало чем отличаются от эпюр, представленных на рис. 4, при $\psi^* = 20$, а эпюры при $\psi^* = 40$ и $\psi^* = 80$ практически сливаются, то есть наблюдается насыщение и дальнейшее увеличение параметра ψ^* на поверхности S_3 не имеет смысла. Наибольшие растягивающие напряжения σ_{22} в центральной по сечению области ОФ, и они уменьшаются от оси симметрии к цилиндрической части ОФ. С увеличением трения на поверхности S_3 зона отставания ОФ от ОН уменьшается и при $\psi^* = 40$ и $\psi^* = 80$ исчезает, то есть вся поверхность S_3 формы соприкасается с ОН. На рис. 5 приведены графики изменения наибольшего по абсолютной величине напряжения σ_{22} в различных точках сечения ОФ: 1 – на внутренней поверхности; 2 – в средней области ОФ; 3 – на наружной, в зависимости от коэффициента трения ψ^* .

Видим, что напряжение σ_{22} стабилизируется уже при $\psi^* = 10$. На внутренней поверхности ОФ растягивающие напряжения σ_{22} с увеличением трения на поверхности S_3 уменьшаются до нулевых значений. Это объясняется тем, что трение препятствует перемещению наружного слоя от его линейного расширения и, таким образом,

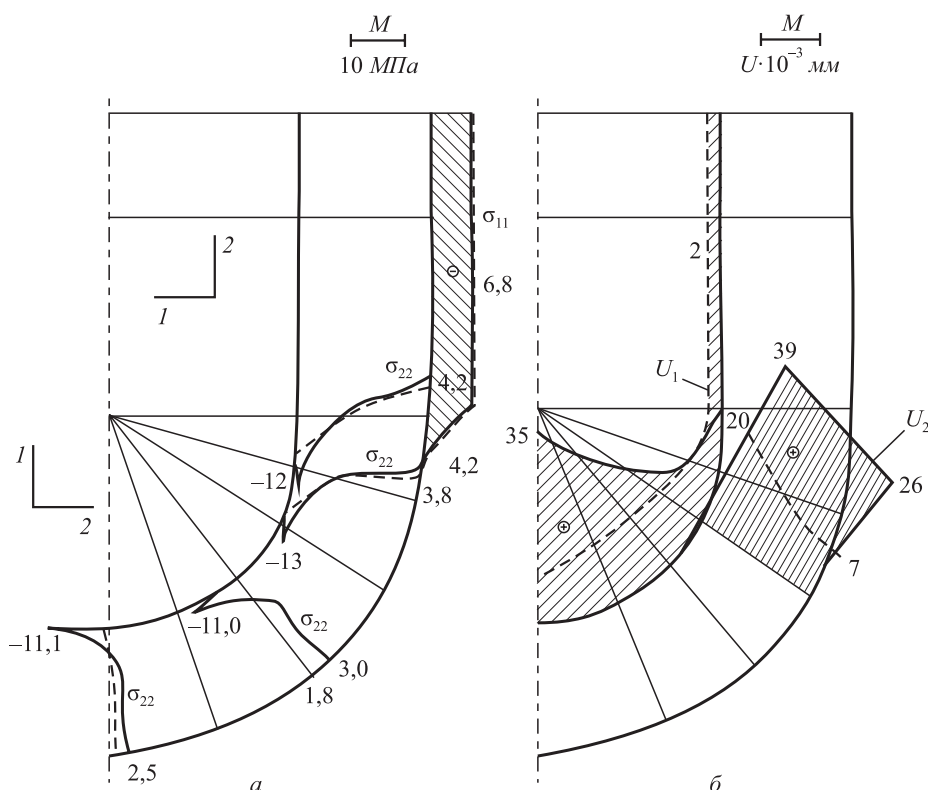


Рис. 3. Поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (а) и перемещений U_1 , U_2 (б) при $\psi = 0,002$ (—) и при $\psi = 1$ (---)

Fig. 3. Stress fields σ_{11} , σ_{22} (a) and displacements U_1 , U_2 (b) at $\psi = 0.002$ (—) and at $\psi = 1$ (---)

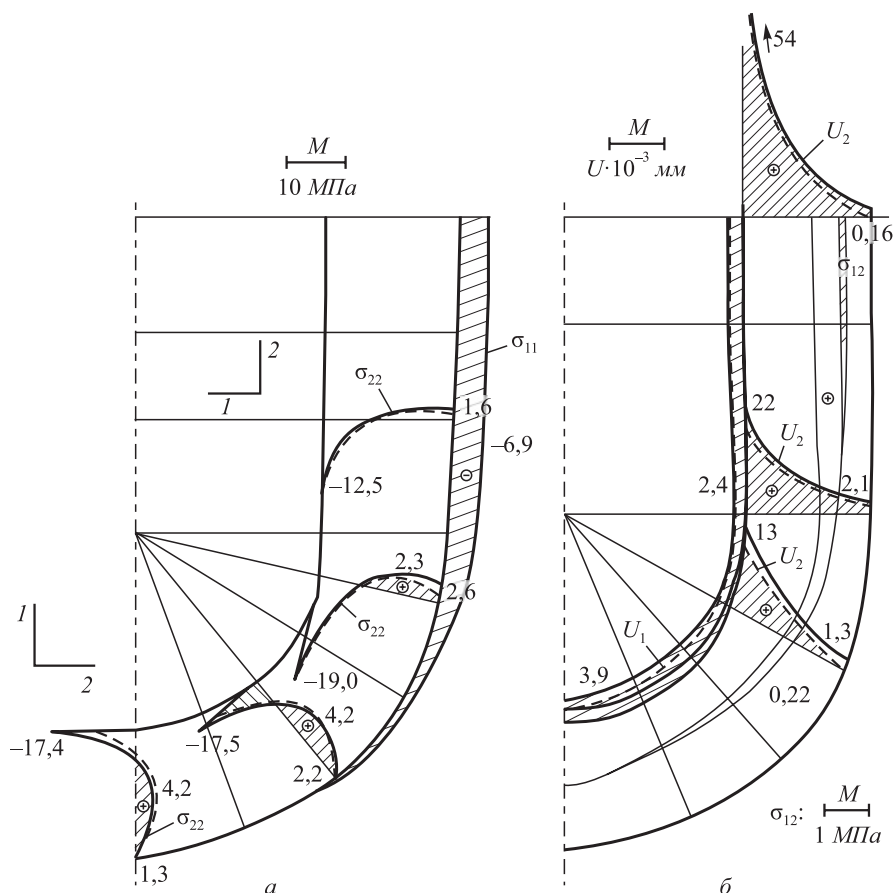


Рис. 4. Поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (а) и перемещений U_1 , U_2 (б) при $\psi = 10$ (—) и при $\psi = 20$ (---)

Fig. 4. Stress fields σ_{11} , σ_{22} (a) and displacements U_1 , U_2 (b) at $\psi = 10$ (—) and at $\psi = 20$ (---)

уменьшает значение растягивающих напряжений, вызванных расширением внутренних слоев ОФ.

Трение ОФ и ОН положительно влияет на повышение трещиностойкости ОФ. Продолжим исследование, принимая $\psi^* = 10$ (на поверхности S_3). Увеличим трение во внутренних слоях ОФ. На рис. 6 представлены результаты задачи при $\psi = 0,006$ (сплошные линии), $\psi = 0,01$ (штриховые линии).

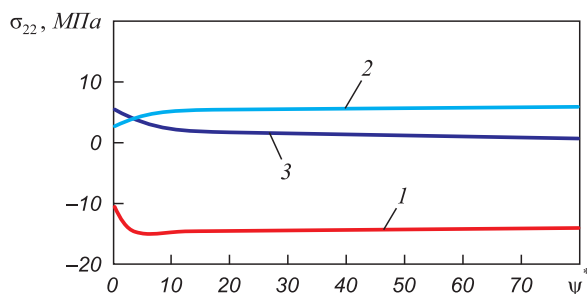


Рис. 5. Изменения напряжений σ_{22} по толщине оболочковой формы в зависимости от ψ^* :

1 – облицовочный слой; 2 – внутренний (промежуточный) слой; 3 – наружный слой

Fig. 5. Changes in stresses σ_{22} in the thickness of shell mold depending on ψ^* :

1 – facing layer; 2 – inner (intermediate) layer; 3 – outer layer

Наблюдаем увеличение растягивающих и сжимающих (по абсолютной величине) напряжений σ_{22} , особенно при $\psi = 0,01$ (штриховые линии). Касательные напряжения σ_{12} и перемещения U_2 приведены на рис. 6, б. Наружная поверхность ОФ полностью лежит на ОН.

Следовательно, наличие трения между слоями ОФ способствует уменьшению трещиностойкости до определенного предела (рис. 3 – 5), а затем ведет к ее увеличению (рис. 6). Все это справедливо при открытой поверхности S_4 (рис. 1).

Представим поверхность S_4 ОФ в виде $S_4 = S'_4 + S''_4$:

$$U_2|_{S'_4} = 0; \quad \sigma_{21}|_{S'_4} = 0; \quad \sigma_{22}|_{S'_4} = 0. \quad (9)$$

где S''_4 – закрытая поверхность; S'_4 – свободная поверхность.

Выполним расчет с граничными условиями как в предыдущем случае (при $\psi = 0,006$), а на поверхности S_4 примем граничное условие (9).

На рис. 7, а приведены результаты решения задачи при $S'_4 = 3$ мм. Видим, что растягивающие напряжения σ_{22} полностью отсутствуют, сжимающие напряжения σ_{22} в сечениях ОФ тоже меньше, чем в предыдущем случае (рис. 6). Напряжения σ_{22} на поверхности S'_4 очень

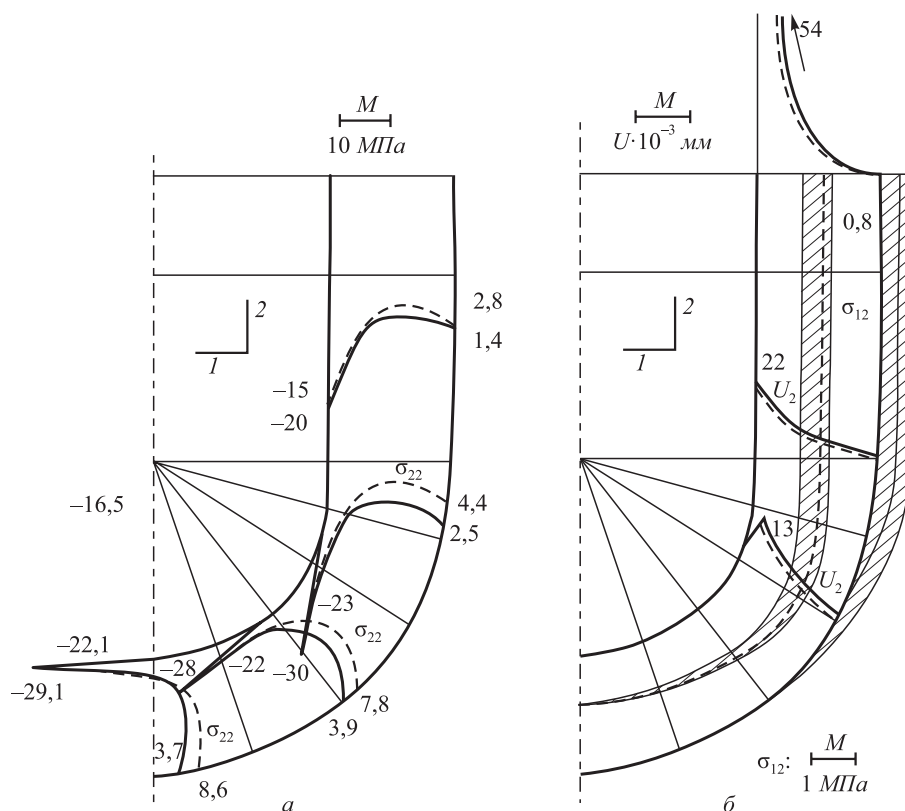


Рис. 6. Поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (a) и перемещений U_1 , U_2 (б) при $\psi = 0,006$ (—) и при $\psi = 0,01$ (---)

Fig. 6. Fields of stresses σ_{11} , σ_{22} (a) and displacements U_1 , U_2 (b) at $\psi = 0.006$ (—) and at $\psi = 0.01$ (---)

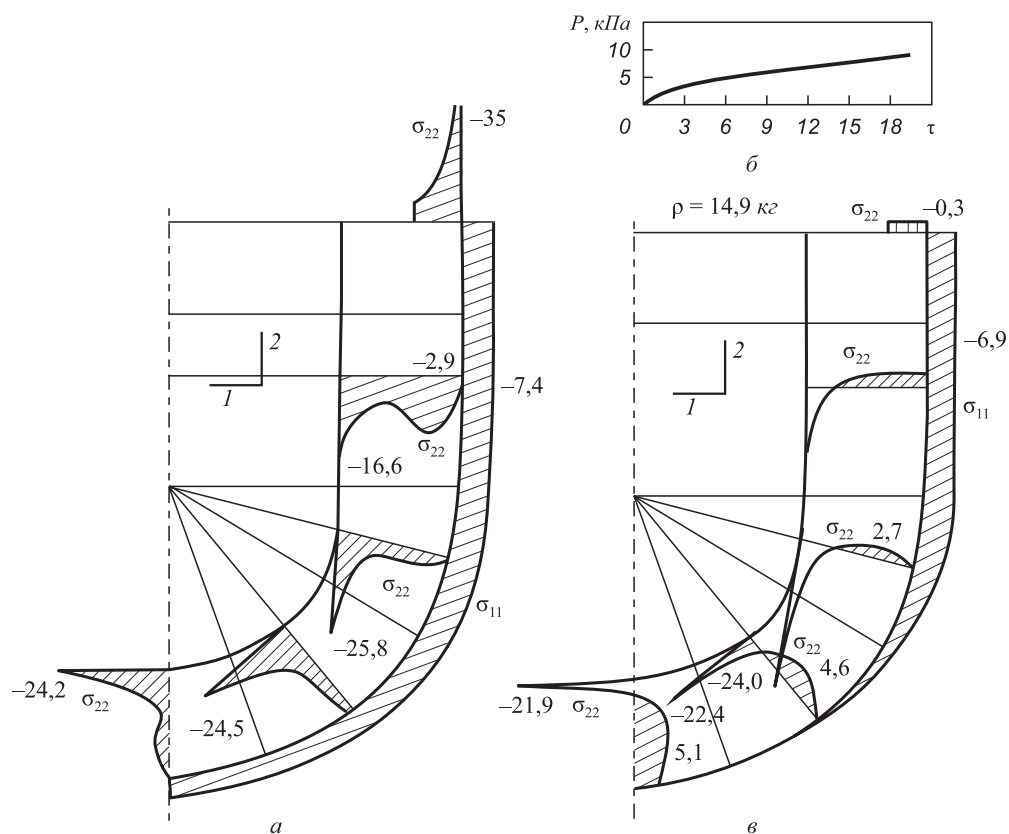


Рис. 7. Поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (a, б) и кривая давления P (б) на поверхность S_4''

Fig. 7. Fields of stresses σ_{11} , σ_{22} (a, б) and curve of pressure P (б) on the surface S_4''

большие (рис. 7, а). На рис. 7, б приведена кривая давления P на поверхности S_4'' . Давление на поверхности S_4'' через 18,65 с, охлаждение ОФ составляет 8590 Па, что, безусловно, приведет к разрушению ОФ.

Попробуем приложить на поверхность S_4'' равномерную нагрузку $\sigma_{22} = -0,3$ МПа, что соответствует $P = 250$ Па. На рис. 7, в приведены результаты решения задачи. Видим, что при значительной нагрузке P (250 Па при $S_4'' = 3$ мм) напряжения σ_{22} примерно такие же, как и при свободной поверхности S_4 . То есть закрывать поверхность S_4 не имеет смысла.

Выводы

Разработана и запрограммирована математическая модель охлаждения многослойной ОФ, позволяющая

изменять свойства любого слоя, его поведение относительно других слоев, внешние условия, действующие на охлаждаемую форму: ферростатическое давление, трение на контакте ОФ с ОН (решение контактной задачи), прижим на верхней поверхности ОФ.

В результате проведенного теоретического исследования показано, что отсутствие трения между слоями ОФ ведет к ее разрушению. Наличие даже небольшого трения между слоями положительно влияет на трещиностойкость многослойной ОФ.

При охлаждении ОФ в ОН величина трения между ОФ и ОН существенно влияет на напряженно-деформированное состояние ОФ. Чем больше трение, тем ОФ более устойчива к трещинообразованию.

Поверхность S_4 ОФ должна быть свободной, закрытие ее ведет к разрушению ОФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Математическое моделирование процессов получения отливок в керамические оболочковые формы / В.И. Одинок, Э.А. Дмитриев, А.И. Евстигнеев, А.В. Свиридов. М.: Инновационное машиностроение, 2020. 224 с.
2. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Свиридов А.В., Иванкова Е.П. Моделирование и оптимизация выбора свойств материалов и морфологического строения структуры оболочковых форм по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 9. С. 742–754. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
3. Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние внутреннего фактора на трещиностойкость оболочковой формы по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 137–144. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>
4. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells // Soviet Applied Mechanics. 1987. Vol. 22. No. 12. P. 1166–1170.
5. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Vol. 11. No. 8. P. 5811–5816.
6. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes // International Applied Mechanics. 2014. Vol. 50. No. 5. P. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
7. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads // Journal of Mathematical Sciences. 2012. Vol. 183. No. 2. P. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
8. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions // International Applied Mechanics. 2000. Vol. 35. No. 5. P. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
9. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material // Acta Mechanica. 2014. Vol. 225. No. 3. P. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>
10. Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement // Mechanics of Composite Materials. 1985. Vol. 20. No. 4. P. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>
11. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells // International Applied Mechanics. 2001. Vol. 37. No. 2. P. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>
1. Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V. *Mathematical Modeling of Processes of Castings Production into Ceramic Shell Molds*. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroenie, 2020, 224 p. (In Russ.).
2. Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V., Ivankova E.P. Choice of materials properties and structure of shell molds by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 9, pp. 742–754. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
3. Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of internal factor on crack resistance of shell mold by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 137–144. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>
4. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells. *Soviet Applied Mechanics*. 1987, vol. 22, no. 12, pp. 1166–1170.
5. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell. *International Journal of Applied Engineering Research*. 2016, vol. 11, no. 8, pp. 5811–5816.
6. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes. *International Applied Mechanics*. 2014, vol. 50, no. 5, pp. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
7. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads. *Journal of Mathematical Sciences*. 2012, vol. 183, no. 2, pp. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
8. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions. *International Applied Mechanics*. 2000, vol. 35, no. 5, pp. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
9. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material. *Acta Mechanica*. 2014, vol. 225, no. 3, pp. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>
10. Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement. *Mechanics of Composite Materials*. 1985, vol. 20, no. 4, pp. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>
11. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells. *International Applied Mechanics*. 2001, vol. 37, no. 2, pp. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>

12. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes // *International Applied Mechanics*. 2000. Vol. 36. No. 12. P. 1620–1625.
13. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells // *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016. Vol. 80. No. 2. P. 173–181.
<https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
14. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid // *Mechanics of Solids*. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 698–703.
<https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
15. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proc. of the 11th Int. Conference «Shell Structures: Theory and Applications»*. 2018. Vol. 4. P. 251–254.
16. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes // *International Applied Mechanics*. 2012. Vol. 48. No. 3. P. 343–348.
<https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
17. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan // *Advanced Structured Materials*. 2020. Vol. 113. P. 257–262.
https://doi.org/10.1007/978-3-030-20801-1_19
18. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks // *Vestnik of the St. Petersburg University: Mathematics*. 2019. Vol. 52. No. 2. P. 207–213.
19. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load // *International Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 6. P. 675–686.
<https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
20. Marchuk A.V., Gnidashev S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions // *International Applied Mechanics*. 2016. Vol. 52. No. 4. P. 368–377.
<https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
21. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state // *International Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 2. P. 155–162.
<https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
22. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира, 2006. 1056 с.
23. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокое, Б.Г. Каплунов, А.В. Песков, А.В. Баков. М.: Наука, 2008. 176 с.
24. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012661389. / В.И. Одинокое, А.Н. Прокудин, А.М. Сергеева, Г.М. Севастьянов. ОДИССЕЙ. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.
12. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes. *International Applied Mechanics*. 2000, vol. 36, no. 12, pp. 1620–1625.
13. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016, vol. 80, no. 2, pp. 173–181.
<https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
14. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid. *Mechanics of Solids*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 698–703.
<https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
15. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proc. of the 11th Int. Conference «Shell Structures: Theory and Applications»*. 2018, vol. 4, pp. 251–254.
16. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes. *International Applied Mechanics*. 2012, vol. 48, no. 3, pp. 343–348.
<https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
17. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan. *Advanced Structured Materials*. 2020, vol. 113, pp. 257–262.
https://doi.org/10.1007/978-3-030-20801-1_19
18. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks. *Vestnik of the St. Petersburg University: Mathematics*. 2019, vol. 52, no. 2, pp. 207–213.
19. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 6, pp. 675–686.
<https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
20. Marchuk A.V., Gnidashev S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions. *International Applied Mechanics*. 2016, vol. 52, no. 4, pp. 368–377.
<https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
21. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 2, pp. 155–162.
<https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
22. Repyakh S.I. *Technological Basics of Casting by Investment Models*. Dnepropetrovsk: Lira, 2008, 1056 p.
23. Odinokov V.I., Kaplunov B.G., Peskov A.V., Bakov A.V. *Mathematical Modeling of Complex Technological Processes*. Moscow: Nauka, 2008, 176 p. (In Russ.).
24. Odinokov V.I., Prokudin A.N., Sergeeva A.M., Sevast'yanov G.M. ODYSSEUS. Certificate of state registration of the computer program no. 2012661389. Registered in the Register of Computer Programs on 13.12.2012. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Валерий Иванович Одинокое, 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

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: diss@knastu.ru

Valerii I. Odinokov, 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

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: diss@knastu.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Дарья Витальевна Чернышова, аспирант, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Анна Алексеевна Евстигнеева, студент, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Dar'ya V. Chernyshova, Postgraduate, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Anna A. Evstigneeva, Student, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. И. Одинокоев – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследований, подготовка текста.

Э. А. Дмитриев – проведение расчетов, их анализ, подготовка и корректировка текста.

Д. В. Чернышова – проведение расчетов, подготовка библиографического списка, обработка графического материала.

А. А. Евстигнеева – проведение расчетов, подготовка и оформление текстового и графического материала.

V. I. Odinkov – scientific guidance, analysis of the research results, editing and correction of the final version of the article.

A. I. Evstigneev – formation of the article concept, definition of the purpose and objectives of the study, analysis of the research results, preparation of the text.

E. A. Dmitriev – calculations, their analysis, preparation and correction of the text.

D. V. Chernyshova – calculations, references preparation, graphic material processing.

A. A. Evstigneeva – calculations, preparation and design of the text and graphic material.

Поступила в редакцию 10.06.2021

После доработки 20.09.2021

Принята к публикации 01.10.2021

Received 10.06.2021

Revised 20.09.2021

Accepted 01.10.2021

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

INNOVATION IN METALLURGICAL INDUSTRIAL
AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS



Краткое сообщение

УДК 621.771.25.04.001.5

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-294-297

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2301>



ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТЕЙ КАЛИБРОВ, ФОРМИРУЮЩИХ СОЧЛЕНЕННЫЕ ПРОФИЛИ, ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ – РАЗДЕЛЕНИЯ

А. Р. Фастыковский, В. А. Вахроломеев, А. Г. Никитин

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

Аннотация. Наметившийся рост промышленного и гражданского строительства в России, внедрение новых технологий вызвали необходимость увеличения производства строительного проката и, особенно, арматуры. Одним из путей увеличения производства арматуры на действующих станах в кратчайший срок без серьезных капитальных вложений является использование технологии прокатки – разделения. Приведены условия осуществимости успешной реализации процесса прокатки – разделения. Получены новые зависимости для определения продольной силы, обеспеченной резервом сил трения при формировании сочлененного профиля, которые учитывают форму профиля и условия формоизменения.

Ключевые слова: прокатка – разделение, условия осуществимости, сочлененный профиль, продольная сила

Для цитирования: Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А., Никитин А.Г. Оценка возможностей калибров, формирующих сочлененные профили, для реализации технологии прокатки – разделения // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 294–297. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-294-297>

Short report

CAPABILITIES OF GROOVES FORMING ARTICULATED PROFILES FOR ROLLING – SEPARATION TECHNOLOGY

A. R. Fastyskovskii, V. A. Vakhrolomeev, A. G. Nikitin

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

Abstract. The emerging growth of industrial and civil construction in Russia and introduction of new technologies have caused the need to increase the production of construction rolled products and, especially, rebar. One of the ways to increase rebar production at existing mills in the shortest possible time without serious capital investments is the use of rolling – separation technology. For successful implementation of this technology, the conditions for the feasibility of this process are given in this report. New dependences were obtained for determining the longitudinal force provided by the reserve of friction forces during formation of an articulated profile taking into account the profile shape and the conditions of shape change.

Keywords: rolling – separation, feasibility conditions, articulated profile, longitudinal force

For citation: Fastyskovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Capabilities of grooves forming articulated profiles for rolling – separation technology. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 294–297. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-294-297>

В последние годы в России наблюдается рост промышленного и гражданского строительства, что обусловлено подъемом экономики. Разрабатываются новые строительные технологии [1 – 5], в основу которых положено использование большого объема железобетонных и металлических конструкций. Такое положение дел требует от металлургической отрасли увеличения выпуска строительных профилей и, особенно, арматуры. Одним из путей увеличения производства строи-

тельных профилей является освоение на действующих сортовых станах технологии прокатки – разделения. В настоящий момент имеется два пути реализации данной технологии: формирование сочлененного профиля и его разделение в валках прокатных клетей; формирование сочлененного профиля с последующим разделением в неприводной делительной арматуре. Проведенные в лабораторных и промышленных условиях исследования [6 – 8] показали преимущества второго

способа реализации технологии прокатки – разделения. Условия осуществимости реализации технологии прокатки – разделения сочлененного профиля в неприводной делительной арматуре имеют вид:

$$Q_c - Q_a > Q_p; \quad (1)$$

$$l_{\max} < \frac{\pi}{k} \sqrt{\frac{E J_{\min}}{Q_p}}, \quad (2)$$

где Q_c – продольная сила, обеспеченная резервом сил трения в очаге деформации клетки, формирующем сочлененный профиль; Q_p – продольная сила, необходимая для разделения; Q_a – продольная сила, необходимая для работы валковой арматуры; $l_{\max}$ – максимально допустимое расстояние, обеспечивающее продольную устойчивость в промежутке между клетью, формирующей сочлененный профиль, и неприводным делительным устройством; E – модуль упругости первого рода; $J_{\min}$ – минимальный момент инерции сечения сочлененного профиля; k – коэффициент приведения длины.

Зависимость (2) получена решением известной формулы Эйлера для определения устойчивости стержней.

Одной из важных составляющих условия реализации рассматриваемой технологии прокатки – разделения является продольное усилие Q_c , обеспеченное резервом сил трения в очаге деформации прокатной клетки, формирующей сочлененный профиль. Величина Q_c зависит от формы калибров, количества сочлененных профилей, условий деформирования и изменяется в зависимости от этих факторов в широких пределах.

На вновь строящихся сортовых станах количество сочлененных профилей может достигать до пяти, при реконструкции действующих станов обычно используют двоянный, реже строенный сочлененный профиль.

Рассмотрим четыре варианта сочлененных профилей: сочлененные прямоугольные профили, сочлененные ромбы, сочлененные овалы, сочлененные круги. Запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации для калибра, формирующего несколько сочлененных прямоугольных профилей, спроецировав все силы на направление прокатки:

$$\begin{aligned} & 2R_k(b_k - b_r) \int_0^\alpha \tau_{cp} \cos \theta d\theta - 2R_k(b_k - b_r) \int_0^\alpha p_{cp} \sin \theta d\theta - \\ & - 4R_k G_k h_r \operatorname{tg} \frac{\beta}{2} \int_0^\alpha p_{cp} \sin \theta d\theta + \frac{4R_k G_k h_r}{\cos \frac{\beta}{2}} \int_0^\alpha \tau_{cp} \cos \theta d\theta - \\ & - 2R_k G_k \Delta b \int_0^\alpha p_{cp} \sin \theta d\theta + \frac{2R_k G_k \Delta b}{\sin \varphi_k} \int_0^\alpha \tau_{cp} \cos \theta d\theta - Q_c = 0, \end{aligned}$$

где b_k – ширина по дну калибра; φ_k – выпуск калибра; R_k – катающий радиус; b_r – ширина гребня; Δb – уширение; p_{cp} – нормальное напряжение; τ_{cp} – касательные напряжения; α – угол захвата; β – угол при вершине гребня; θ – текущий угол; h_r – высота гребня; G_k – коэффициент заполнения калибра; Q_c – сила, уравновешивающая резерв сил трения.

После интегрирования с учетом допущений $\tau_{cp} = \mu_y p_{cp}$, $\sin \alpha = \alpha$, $1 - \cos \alpha \approx \alpha^2/2$, получим:

$$\begin{aligned} Q_c = 2p_{cp} l_d \left[(b_k - nb_r) \left(\mu_y - \frac{\alpha}{2} \right) + \right. \\ \left. + \frac{nh_r G_k}{\cos \frac{\beta}{2}} \left(2\mu_y - \alpha \sin \frac{\beta}{2} \right) + \frac{\Delta b G_k}{2 \sin \varphi_k} (2\mu_y - \alpha \sin \varphi_k) \right], \end{aligned}$$

где n – количество сочлененных полос; μ_y – коэффициент трения на установившейся стадии процесса прокатки; l_d – длина дуги захвата.

Запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации для калибра, состоящего из нескольких ромбов, соединенных перемычкой, для случая, когда высота гребня меньше высоты ручья, спроецируем все силы на направление прокатки:

$$\begin{aligned} & -4p_{cp} R_k G_k h_r \operatorname{tg} \frac{\omega}{2} \int_0^\alpha \sin \theta d\theta - 4p_{cp} R_k G_k \left(\frac{B - 2h_r \operatorname{tg} \frac{\omega}{2}}{2 \sin \frac{\omega}{2}} \right) \times \\ & \times \sin \frac{\omega}{2} \int_0^\alpha \sin \theta d\theta + \frac{4p_{cp} \mu_y R_k G_k h_r}{\cos \frac{\omega}{2}} \int_0^\alpha \cos \theta d\theta + \\ & + 4p_{cp} \mu_y R_k G_k \left(\frac{B - 2h_r \operatorname{tg} \frac{\omega}{2}}{2 \sin \frac{\omega}{2}} \right) \int_0^\alpha \cos \theta d\theta - Q_c = 0, \end{aligned}$$

где ω – угол при вершине ромба; B – ширина калибра, формирующего сочлененные ромбы.

После интегрирования и преобразований, как это было сделано при выводе предыдущих зависимостей, получим:

$$Q_c = 2p_{cp} l_d n G_k \left\{ \left[\frac{2\mu_y}{\sin \frac{\omega}{2}} - \alpha \right] \left[h_r \operatorname{tg} \frac{\omega}{2} + \left(\frac{B - 2h_r \operatorname{tg} \frac{\omega}{2}}{2} \right) \right] \right\}.$$

Запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации для калибра, формирующего несколько сочлененных овалов, спроектировав все силы на направление прокатки:

$$-8p_{cp}R_{kr}r_{ov}(\varphi_2 - \varphi_1)G_k \int_{\varphi_1}^{\varphi_2} \int_0^{\alpha} \sin \omega_{ov} \sin \theta d\omega_{ov} d\theta + \\ + 8p_{cp}\mu_y R_{kr}r_{ov}(\varphi_2 - \varphi_1)G_k \int_0^{\alpha} \cos \theta d\theta - Q_c = 0,$$

где r_{ov} – радиус овала; ω_{ov} – текущий угол овала; φ_1 и φ_2 – начальный и конечный углы очертания овала.

После интегрирования и преобразований с учетом замен, сделанных при выводе предыдущих зависимостей, получим для сочлененных овалов:

$$Q_c = 4np_{cp}r_{ov}l_d(\varphi_2 - \varphi_1)G_k[2\mu_y - \alpha(\cos \varphi_1 - \cos \varphi_2)].$$

Для сочлененных кругов зависимость (2) упростится до вида:

$$Q_c = 6,28np_{cp}r_{ov}l_dG_k(2\mu_y - \alpha).$$

ВЫВОДЫ

Определены условия осуществимости технологии прокатки – разделения в потоке стана неприводной делительной арматурой. Получены зависимости, позволяющие определить величину максимальной продольной силы, обеспеченной резервом сил трения прокатной клетью, которая формирует сочлененный профиль и используется для продольного разделения неприводной делительной арматурой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Brown V.L., Bartholomew C.L. FRP reinforcing bars in reinforced concrete members // *ACI Materials Journal*. 1993. Vol. 90. No. 1. P. 34–39.
2. You Y.-J., Park Y.-H., Kim H.-Y., Park J.-S. Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions // *Composite Structures*. 2007. Vol. 80. No. 1. P. 117–122. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.04.065>
3. Glass Fiber Reinforced Polymer (GFRP) Rebar. Hughes Brothers, 1997. 15 p.
4. Liu J., Wang F., Zhou H., Wang E., Cao P. Study on shear strength of glass fiber-reinforced polymer (GFRP) rebar concrete piles with circular cross-sections // *China Civil Engineering Journal*. 2016. Vol. 49. No. 9. P. 103–109.
5. Yazdanbakhsh A., Bank L.C., Chen C. Use of recycled FRP reinforcing bar in concrete as coarse aggregate and its impact on the mechanical properties of concrete // *Construction and Building Materials*. 2016. Vol. 121. P. 278–284. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.05.165>
6. Фастыковский А.Р., Уманский А.А. Теория и практика ресурсосберегающих технологий производства сортового проката на действующих непрерывных станах // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015. Vol. 58. No. 5. P. 322–327. <https://doi.org/10.15825/0368-0797-2015-5-322-327>
7. Фастыковский А.Р., Волков К.В., Перетятко В.Н., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. Совершенствование технологии производства арматурных профилей на непрерывных мелко-сортовых станах // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011. № 10. С. 18–21.
8. Перунов Г.П., Лиманкин В.В., Волков К.В., Баядин С.М., Чиж С.А., Сухоплюев В.А., Шестернин А.П., Смирнов В.К., Ина-тович Ю.В. Освоение технологии прокатки – разделения арматурной стали на мелкосоротно-проволочном стане 320/150 ОАО «Амурметалл» // *Производство проката*. 2006. № 6. С. 16–19.

1. Brown V.L., Bartholomew C.L. FRP reinforcing bars in reinforced concrete members. *ACI Materials Journal*. 1993, vol. 90, no. 1, pp. 34–39.
2. You Y.-J., Park Y.-H., Kim H.-Y., Park J.-S. Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions. *Composite Structures*. 2007, vol. 80, no. 1, pp. 117–122. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.04.065>
3. *Glass Fiber Reinforced Polymer (GFRP) Rebar*. Hughes Brothers, 1997, 15 p.
4. Liu J., Wang F., Zhou H., Wang E., Cao P. Study on shear strength of glass fiber-reinforced polymer (GFRP) rebar concrete piles with circular cross-sections. *China Civil Engineering Journal*. 2016, vol. 49, no. 9, pp. 103–109.
5. Yazdanbakhsh A., Bank L.C., Chen C. Use of recycled FRP reinforcing bar in concrete as coarse aggregate and its impact on the mechanical properties of concrete. *Construction and Building Materials*. 2016, vol. 121, pp. 278–284. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.05.165>
6. Fastyskovskii A.R., Umanskii A.A. Theory and practice of resource-saving technologies of mill bar production at the operating continuous rolling mills. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 5, pp. 322–327. (In Russ.). <https://doi.org/10.15825/0368-0797-2015-5-322-327>
7. Fastyskovskii A.R., Volkov K.V., Peretyat'ko V.N., Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya. Technological improvement of reinforcing bar production on a continuous small – section mills. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 10, pp. 18–21. (In Russ.).
8. Perunov G.P., Limankin V.V., Volkov K.V., Bayadin S.M., Chizh S.A., Sukhoplyuev V.A., Shesternin A.P., Smirnov V.K., Inatovich Yu.V. Mastering the technology of rolling – separation of reinforcing steel at the 320/150 fine-grade wire mill of JSC Amur-metall. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 6, pp. 16–19. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Андрей Ростиславович Фастыковский, д.т.н. заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Владимир Анатольевич Вахроломеев, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: wladimir170581@mail.ru

Andrei R. Fastyskovskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Vladimir A. Vakhrolomeev, Postgraduate of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
E-mail: wladimir170581@mail.ru

Александр Григорьевич Никитин, д.т.н., профессор кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-9198-6386

E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Aleksandr G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Mechanics and Machine Engineering, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-9198-6386

E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Поступила в редакцию 16.11.2021

После доработки 17.12.2021

Принята к публикации 10.01.2022

Received 16.11.2021

Revised 17.12.2021

Accepted 10.01.2022



<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2302>



70 ЛЕТ А.Р. ФАСТЫКОВСКОМУ

26 апреля 2022 года исполняется 70 лет заведующему кафедрой «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ), доктору технических наук, профессору Фастыковскому Андрею Ростиславовичу.

Андрей Ростиславович окончил в 1974 году Сибирский металлургический институт имени Серго Орджоникидзе (в настоящее время СибГИУ) по специальности «Обработка металлов давлением» и получил квалификацию инженера-металлурга. Всю свою дальнейшую трудовую деятельность Фастыковский А.Р. связал с СибГИУ, пройдя путь от инженера-исследователя до заведующего кафедрой «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», доктора технических наук, профессора.

Андрей Ростиславович Фастыковский – известный специалист в области обработки металлов давлением. Под его руководством и при непосредственном участии выполнялись прикладные исследовательские работы по совершенствованию технологических процессов прокатки на предприятиях Сибири, Дальнего востока и ближнего зарубежья (ОАО «Амурметалл», АО «Новосибирский металлургический завод им. Кузмина», АО «Узметкомбинат», АО «ЕВРАЗ ЗСМК»).

Научно-исследовательские работы Андрея Ростиславовича дали возможность заложить научные основы практического применения новых совмещенных методов обработки металлов давлением, что, в свою очередь, позволило решить широкий круг задач, направленных на совершенствование процессов прокатки-прессования, Slitting процесса, разработать теоретические основы безаварийной работы валковой арматуры сортовых станов.

А.Р. Фастыковский обладает большим опытом педагогической деятельности, которую он начал в 1980 году. Андрей Ростиславович – автор более 250 научных и учебно-методических работ, в том числе монографии, 7 учебных пособий с грифом УМО, 17 патентов и авторских свидетельств. Высокое качество учебных пособий отмечено золотыми медалями на международных книжных выставках в Париже, Лондоне, Мадриде.

А.Р. Фастыковский – член диссертационных советов, член-корреспондент Международной академии



Естествознания. Его заслуги отмечены званием «Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации», отечественными и зарубежными наградами: орденом РАЕ «LABORE ET SCIENTIA – Трудом и знанием», медалями «За служение Кузбассу», «70 лет Кемеровской области», «Ветеран труда», другими наградами и грамотами администрации Кемеровской области.

Человек высокой культуры, всегда доброжелательный и отзывчивый, подтянутый и собранный Андрей Ростиславович пользуется заслуженным уважением и авторитетом у своих коллег и обучающихся.

Редакционная коллегия и редакция журнала, коллектив университета и друзья сердечно поздравляют Андрея Ростиславовича с юбилеем, желают ему творческих успехов, энергии и здоровья.

НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели.

Данные предоставлены сайтами <https://www.scopus.com>, <https://www.scimagojr.com> и <https://www.scival.com>

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Издатель:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»

ISSN: 03680797

Периоды индексирования:

1971, 1974 – 1988,
2001 – 2004,
2017 – н.в.

Учредители:



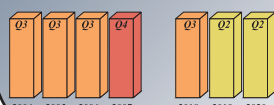
Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



СИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ

7

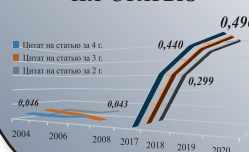
H Index



2020 – Q2

Metals and Alloys

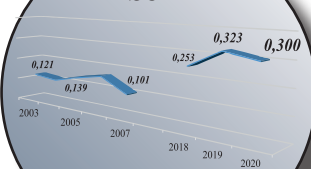
СРЕДНЕЕ
ЦИТИРОВАНИЕ
НА СТАТЬЮ



ОБЩЕЕ
КОЛИЧЕСТВО
ЦИТИРОВАНИЙ



SJR



CITE SCORE
2020



SNIP 2020

0,689



Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Запольская Е.М., ведущий редактор

Киселева Н.Н., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.04.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,25. Заказ 14859. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

INVESTIGATION OF PROCESSES IN SPARK GAP DURING CONTACT BUTT WELDING OF RAILWAY RAILS

THERMAL OPERATION OF SUPERLAYER SPACE IN ROMELT FURNACE

SPATIAL DISTRIBUTION OF AEROSOL AND DUST MAN-MADE EMISSIONS IN EXTERNAL INFLUENCE ZONE OF METALLURGICAL ENTERPRISES

EFFECT OF HIGH-CURRENT PULSED ELECTRON BEAM TREATMENT ON DEFECT SUBSTRUCTURE OF THE HIGH-ENTROPY ALLOY OF Co – Cr – Fe – Mn – Ni SYSTEM

KINETICS OF LÜDERS DEFORMATION AS AN AUTOWAVE PROCESS

THERMODYNAMICS OF ALKALINE-EARTH METALS REDUCTION FROM SLAG MELTS

STRUCTURE FORMATION DURING SHEET STEEL PRODUCTION IN A UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION

INFLUENCE OF SUPPORT FILLER AND STRUCTURE OF SHELL MOLD ON ITS CRACK RESISTANCE

CAPABILITIES OF GROOVES FORMING ARTICULATED PROFILES FOR ROLLING – SEPARATION TECHNOLOGY

TO THE 70TH ANNIVERSARY OF FASTYKOVSKII A.R.