ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 12 2022

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Моделирование термогазодинамических параметров НЕЙТРАЛЬНЫХ ГАЗОВЫХ СТРУЙ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ В ПОЛОСТИ КОНВЕРТЕРА

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Влияние технологии производства порошковых быстрорежущих СТАЛЕЙ НА КОМПЛЕКС ФОРМИРУЕМЫХ СВОЙСТВ

Закономерности деформационного γ→α' мартенситного ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Деформация и разрушение Cr-Mn-C-N стали в литом состоянии

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ **ПРОЦЕССОВ**

Влияние стронция на природу фазовых равновесий в жидком МЕТАЛЛЕ, СОДЕРЖАЩЕМ КАЛЬЦИЙ И АЛЮМИНИЙ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY VOL. 65 NO. 12 2022

Web: fermet.misis.ru

ШЗВЕСТИЛ высших учебных заведений **ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ**

Том 65, Номер 12, 2022

Научно-технический журнал Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA Ferrous metallurgy

Volume 65, Number 12, 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:



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

Брооов А.А., к.экон.н., ФГУП «цнийчермет им. и.п. Бардина», г. Москва

Волынкина Е.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк Горбатюк С.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва Григорович 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

Промов В.Е., д.ф.-м.н., профессор, Сибі ИУ, 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 Курносов 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

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».

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, 119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1 Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», *Teл.*: +7 (495) 638-44-11 *E-mail*: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.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

Редакционная коллегия:

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.Н., 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

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 «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва *Симонян 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 Гуои, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

Темлянцев 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 *Шешуков О.Ю.*, д.т.н., профессор УрФУ, г. Екатеринбург

Шпайдель М.О., д.ест.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 (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, OCLC и Google Scholar

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIVA FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



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

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

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

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

II'ya 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

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

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

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST "MISIS", Moscow

Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sidney, Australia

Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

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

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

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg *Laura M. Simonyan*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany Boris A. Sivak, Cand. Sci.(Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

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

Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg Tang 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

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

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

Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License. Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Том 65. № 12

Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, Vol. 65, No. 12

СОДЕРЖАНИЕ / СОЛТЕЛТЯ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Протопопов Е.В., Думова Л.В., Чернышева Н.А.,	
Ноздрин И.В., Сафонов С.О. Моделирование	
термогазодинамических параметров нейтральных	
газовых струй при распространении в полости кон-	
вертера	843

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Короткова Л.П., Коротков А.Н. Влияние технологии производства порошковых быстрорежущих сталей
- Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Энергия и скорость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-
- Мельников Е.В., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г. Закономерности деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения в аустенитной нержавеющей стали, полученной методом электронно-лучевого аддитивного произ-
- Лерюгин Е.Е., Наркевич Н.А., Гоморова Ю.Ф. Деформация и разрушение Cr-Mn-C-N стали в литом
- Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 887

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Бакин И.В. Влияние стронция на природу фазовых равновесий в жидком металле, содержащем кальций и алюминий 895

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Формирование	
программ развития с многоцелевыми проектами на предприятиях черной металлургии	904
Памяти Александра Марковича Глезера	913
Указатель статей, помещенных в 2022 г., том 65	915

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Protopopov E.V., Dumova L.V., Nozdrin I.V., Cherny-	
sheva N.A., Safonov S.O. Modeling of thermogasody-	
namic parameters of neutral gas jets when spreading in	
converter cavity	843

MATERIAL SCIENCE

. .

KOPOTKOVA L.P., KOPOTKOV A.N. Influence of production
technology of powder high-speed steels on the complex of
formed properties
Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Energy and
velocity of sliding of edge and screw dislocations in
austenite and Hadfield steel: Molecular dynamics
simulation
Mel'nikov E.V., Astafurov S.V., Maier G.G., Kolu-
baev E.A. Astafurova E.G. Deformation-induced
martensitic $\gamma \rightarrow \alpha'$ -transformation in stainless steel ob-
tained by electron beam additive manufacture

Deryugin E.E., Narkevich N.A., Gomorova Yu.F. Defor-	
mation and fracture of Cr – Mn – C – N steel in as-cast	
condition	879
Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Lin-	
nik V.V. Mechanisms of hardening of 12 % chromium	
ferritic-martensitic steel EP-823	887

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Mikhailov G.G., Makrovets L.A., Bakin I.V. Strontium effect on the nature of phase equilibria in liquid metal

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

Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Formation of deve- lopment programs with multi-purpose projects at fer-	
rous metallurgy enterprises	904
In memory of Aleksandr Markovich Glezer	913
Index of articles "Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2022, vol. 65	915

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАLLURGICAL TECHNOLOGIES



Оригинальная статья

YJK 669.1 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-843-850 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2449



МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НЕЙТРАЛЬНЫХ ГАЗОВЫХ СТРУЙ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ В ПОЛОСТИ КОНВЕРТЕРА

Е. В. Протопопов, Л. В. Думова, Н. А. Чернышева,

И. В. Ноздрин, С. О. Сафонов

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

Аннотация. С учетом волновой структуры течения сверхзвуковой струи, истекающей в рабочее пространство конвертера после выпуска металла, рассмотрены особенности и характеристики процессов распространения нейтральных газовых струй на газодинамическом участке до начала взаимодействия со шлаковым расплавом, в дальнейшем раздуваемым для нанесения огнеупорного гарнисажа на футеровку агрегата. Рассматривается модель расчета присоединенной массы окружающего газа, находящегося в рабочем пространстве конвертера. При постановке задачи учитываются известные данные по газодинамике при формировании и течении струи, которые оказывают влияние на эффективность турбулентного переноса в пограничном слое. В основе схемы расчета лежит гипотеза существования начальной границы, через которую в газовую струю проникает химически активный газ из окружающей среды, а форма предельной границы предполагается цилиндрической с радиусом, равным максимальному радиусу первой бочки нерасчетной струи. Численные расчеты позволяют определить среднемассовую скорость и температуру в произвольном сечении сверхзвуковой нерасчетной струи до внедрения ее в шлаковый расплав. Установлено влияние относительной температуры θ, температуры азота перед соплом T₀ при распространении струи в полости конвертера и расхода азота через сопла V_и на величину присоединенной массы q, осредненные значения скорости W_x и температуры T_x в произвольном сечении x̄ сверхзвуковой нерасчетной струи на газодинамическом участке. Полученная информация может быть использована при разработке систем газопорошковой продувки в агрегатах и сталеразливочных ковшах, систем торкретирования и подачи нейтральных ковшах, систем торкретирования и подачи нейтральных газовых струй при замещении кислородных потоков по ходу продувки и использовании двухярусных фурм.

Ключевые слова: шлаковый гарнисаж, степень нерасчетности, сверхзвуковая струя, пограничный слой, сопло, газовая фаза конвертера, среднемассовая скорость

Финансирование: Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-29-20170.

Для цитирования: Протопопов Е.В., Думова Л.В., Чернышева Н.А., Ноздрин И.В., Сафонов С.О. Моделирование термогазодинамических параметров нейтральных газовых струй при распространении в полости конвертера // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 843–850. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-843-850

Original article MODELING OF THERMOGASODYNAMIC PARAMETERS OF NEUTRAL GAS JETS WHEN SPREADING IN CONVERTER CAVITY

E. V. Protopopov, L. V. Dumova, I. V. Nozdrin,

N. A. Chernysheva, S. O. Safonov

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

Abstract. The article considers the features and characteristics of spreading of neutral gas jets in the gas-dynamic section before interaction with the slag melt, which is further inflated to apply a refractory skull to the unit lining. The flow of a supersonic jet into the working space of the converter after tapping has the wave structure. The model for calculation of attached mass of the surrounding gas located in the converter working space is considered. The problem statement takes into account the known data on gas dynamics during the formation and flow of the jet, which affect the efficiency of turbulent transfer in the boundary layer. The calculation scheme is based on the hypothesis of existence of an initial boundary through which a chemically active gas from the environment penetrates into the gas jet, and the shape of the limit boundary is assumed to be cylindrical with a radius equal to the maximum radius of the first barrel of the non-calculated jet. Numerical calculations make it possible to determine the average

mass velocity and temperature in an arbitrary section of a supersonic non-calculated jet before its introduction into the slag melt. The authors describe the influence of the relative temperature θ , nitrogen temperature in front of the nozzle T_0 during spreading of the jet in the converter cavity, and nitrogen flow through the nozzles $V_{\rm n}$ on value of the attached mass q, the averaged values of velocity and temperature W_x and T_x in an arbitrary cross-section \bar{x} of a supersonic non-calculated jet in the gas dynamic section. The information obtained can be used in the development of gas-powder purging systems in aggregates and steel ladles, shotcrete systems and the supply of neutral gas jets when replacing oxygen flows during purging and using two-tier tuyeres.

Keywords: slag skull, degree of non-calculation, supersonic jet, boundary layer, nozzle, gas phase of converter, average mass velocity

Funding: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-29-20170.

For citation: Protopopov E.V., Dumova L.V., Nozdrin I.V., Chernysheva N.A., Safonov S.O. Modeling of thermogasodynamic parameters of neutral gas jets when spreading in converter cavity. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 843–850. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-843-850

Введение

В настоящее время характерной особенностью работы отечественных [1-3] и зарубежных [4-7] конвертерных цехов является постоянное использование технологии «горячих» ремонтов футеровки путем нанесения шлакового гарнисажа, получаемого при раздувке конечного шлака нейтральными газовыми струями. При этом, как правило, к основным мероприятиям повышения эффективности такой технологии относят совершенствование подготовки шлакового расплава [8-12] и конструкции гарнисажных дутьевых устройств [1-3, 7]при формировании структуры и параметров нейтральных газовых струй с обеспечением максимально возможной подводимой к шлаку энергии [13-16].

В соответствии с современными представлениями [17-20] сверхзвуковая газовая струя с умеренной нерасчетностью характеризуется развитой системой скачков уплотнения и ударных волн различной интенсивности, генерирующих к тому же и акустические волны. В то же время из-за диссипативных процессов на участках скачков давления при чередующихся во времени и пространстве разрежениях и сжатиях, а также присоединения газа из рабочего пространства конвертера, часть динамической энергии газовых струй теряется. При этом происходит искажение контуров, увеличение угла раскрытия, изменение характера распределения скоростей в сечении струи. В работах Е.А. Капустина и сотрудников, например, в работе [13], практически впервые выполнены экспериментальные исследования по определению величины присоединенной к струе массы высокотемпературного химически активного газа из рабочего пространства конвертера и оценки развития процессов в пограничном слое струи.

Целью настоящего исследования являются анализ, исследование и установление влияния относительной температуры $\theta = \frac{T_r}{T_0}$, температуры азота перед соплом t_0 и при распространении в полости конвертера t_r , расхода азота через сопло $V_{\rm H}$ на величину присоединенной массы g, осредненные значения скорости W_x и температуры t_x в произвольном сечении \overline{x} сверхзвуковой нерасчетной струи на газодинамическом участке до начала взаимодействия со шлаковым расплавом в конвертере.

Принятые обозначения

В настоящей работе приняты следующие обозначения: *m* – массовый расход; $g = \frac{m_{\Gamma}}{m_{I}}$ – присоединенная масса; $\overline{g} = \frac{m_{1}}{m_{1} + m_{\Gamma}}$ и $\overline{g}_{\Gamma} = \frac{m_{\Gamma}}{m_{1} + m_{\Gamma}}$ – концентрация истекающего из сопла азота и газа в полости конвертера; $V_{\rm H}$ – объемный расход; *a* и $a_{\rm kp}$ – местная скорость звука и критическая скорость; *T* – термодинамическая температура; *p* – абсолютное давление; $\theta = \frac{T_{\Gamma}}{T_{0}}$ – относительная температура; *p* – плотность; *w* – средняя скорость в определенном сечении струи; $M = \frac{w}{a}$ – число Маха; $\lambda = \frac{w}{a_{\rm kp}}$ – приведенная скорость; $\frac{T_{1}}{T_{0}} = \tau(\lambda)$ – газодинамическая функция температуры; $n = \frac{p}{p_{\Gamma}}$ – степень нерасчетности истекающей струи; $k = \frac{c_{p}}{c_{v}}$ – показатель адиабаты; $C = \sqrt{1 - \left(\frac{k-1}{2}M^{2}\right)^{-1}}$ – число Крокко; β – коэффициент кинетической энергии; *F* – площадь сечения; Y_{0} – начальный угол раскрытия по границе сверхзвуковой струи; \overline{x} – расстояние, пройденное струей в диаметрах критичесь

кого сечения сопла $d_{\rm kp}$. Индексы «0» и «1» обозначают параметры перед соплом и в выходном сечении сопла; «кр» – в критическом сечении сопла; «*x*» – в произвольном сечении истекающей газовой струи; «*i*» – на поверхности струи; «г» – газа в полости конвертера»; индекс «н» показывает, что процесс идет в нормальных физических условиях.

Расчетная модель

При постановке задачи учтены данные по газодинамике при формировании и течении струй, оказывающих влияние на эффективность турбулентного переноса в пограничном слое при взаимодействии с газом в полости конвертера.

Схема расчета основана на гипотезе существования идеальной границы, через которую в нейтральную газовую струю проникает химически активный газ из окружающей среды. Эта граница является условной, так как она существовала бы только в случае, если бы газовые струи и газ окружающего пространства были совершенными. Однако такая формулировка удобна как пространственный базис, каким в теории пограничного слоя является твердая стенка, относительно которой рассматривается вязкое течение при смешении газов. В такой постановке допущение состоит в том, что форма предельной границы струи предполагается цилиндрической с радиусом, равным максимальному радиусу первой бочки нерасчетной струи [21 – 25]. Тогда угол раскрытия сверхзвуковой струи при выходе из сопла можно определить по выражению

$$Y_o \approx \omega(M_1) - \omega(M_j) + \alpha, \tag{1}$$

где функция

$$\omega(M) = \sqrt{\frac{k+1}{k-1}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{k-1}{k+1} (M^2 - 1)} - \operatorname{arctg} \sqrt{M^2 - 1}.$$
(2)

Максимальный радиус первой бочки нерасчетной струи составляет $\overline{r}_{\max} = 1 + \frac{Y_o}{\psi}$ (где $Y_o - \phi$ ункция Прандтля-Майера), а ψ можно определить как

$$\psi = \frac{1}{\sqrt{M_1^2 - 1}} \frac{q(M_i)}{q(M_1)}.$$
(3)

Газодинамическую функцию расхода газа, выраженную через число Маха $M_{\rm r},$ можно представить в виде

$$q(M_1) = \left(\frac{k+1}{2}\right)^{\frac{k+1}{2(k-1)}} M_1\left(1 + \frac{k-1}{2}M_1^2\right)^{\frac{k+1}{2(k-1)}}.$$
 (4)

Тогда присоединенную к струе массу можно рассчитать по выражению

$$g = \frac{m_{\rm r}}{m_{\rm l}},\tag{5}$$

где $m_1 = \rho_1 w_1 F_1 -$ расход газа через сопло.

При постановке задачи присоединенную массу *g* дополнительно рассчитывали по соотношению

$$g = \frac{2\overline{r}_{\max}\overline{x}}{D\sigma}C_i \left(1 - C_i^2\right)^{1/2} \left(I_{1R} - I_{2R}\right),$$
 (6)

где $D = \sqrt{\frac{k-1}{2}} M_1 n^{\frac{k+1}{2k}}$ – параметр, связывающий число Маха M_1 и степень нерасчетности струи *n*, опре-

ло Маха M_1 и степень нерасчетности струи *n*, определенную для условий выходного сечения сопла; $\sigma = 12 + 2,58 M_i$ – параметр подобия, характеризую-

щий степень турбулентности струи; $I_{1R} = \int_{-\infty}^{\eta_R} \frac{\varphi d\eta}{1 - \varphi^2 C_i^2}$,

 $I_{2R} = \int_{-\infty}^{\eta_R} \frac{\phi^2 d\eta}{1 - \phi^2 C_i^2}$ – интегралы (при истечении холодного

газа в затопленное пространство $\theta = 1$ и значения определяются графически [25]); η – безразмерная переменная в зоне смешения; R – индекс, относящийся к зоне смешения.

Степень нерасчетности струи также можно выразить через число Маха на срезе сопла M_1 и на внешней границе струи M_i

$$n = \left(\frac{1 + \frac{k - 1}{2}M_i^2}{1 + \frac{k - 1}{2}M_1^2}\right)^{\frac{k}{k - 1}}.$$
(7)

При разработке модели более подробные преобразования, связанные с выражениями (5) и (6), выполнены в соответствии с работой [13].

Рассмотрим движение сверхзвуковой нерасчетной струи нейтрального газа на начальном участке от среза сопла до условного сечения x, находящегося, например, на уровне вхождения струи в шлаковый расплав. Длину так называемого газодинамического участка \overline{x} при истечении струи в условно «холодный» газ можно оценить, например, по результатам работ [21, 25]. При этом следует иметь в виду, что при истечении в высокотемпературное изобарное пространство, в сравнении с «холодным», длина сверхзвукового потока будет возрастать, а значит и расстояние газодинамического участка возрастает в зависимости от температуры окружающего газа ориентировочно в 1,3 – 1,7 раза [12 – 14]. Для этого участка запишем закон постоянства количества движения

$$F_{\rm I}(p_{\rm I} - p_{\rm r}) + \beta \rho_{\rm I} w_{\rm I}^2 F_{\rm I} = \int \rho w^2 dF + \int (p_{\rm I} - p_{\rm r}) dF. \quad (8)$$

Коэффициенты, характеризующие неравномерность распределения количества движения β и кинетической энергии α по сечению сверхзвуковой струи, можно определить как

$$\beta = \frac{\int_{F} w^{2} dF}{w_{\kappa p}^{2} F};$$

$$\alpha = \frac{\int_{F} w^{3} dF}{w_{\kappa p}^{3} F}.$$
(9)

После интегрирования правой части уравнения (8) можно записать

$$F_1(p_1 - p_r) + \beta \rho_1 w_1^2 F_1 = \rho_x w_x^2 F_x + (p_x - p_r) F_x.$$
(10)

С учетом уравнения (10) среднемассовую скорость струи на расстоянии x от среза сопла в соответствующем сечении, где статическое давление p_x уравнивается с атмосферным p_1 , рассчитывали по выражению

$$w_{x} = \left[\frac{p_{r}(n-1)}{\rho_{1}w_{1}} + \beta w_{1}\right]\frac{1}{(1+g)\beta},$$
 (11)

где $w_1 = \lambda_1 a_{\kappa p}$ – скорость истечения из сопла.

Приведенную скорость λ_1 находили, используя газодинамическую функцию расхода $q(\lambda_1) = \frac{F_{\rm kp}}{F_1}$, которая известна, так как диаметры $d_{\rm kp}$ и d_1 определены конструкцией дутьевого устройства. При этом принимали, что $p_r = 0,1$ МПа.

Для нахождения среднемассовой температуры t_x решали уравнение теплового баланса для участка струи после выхода из сопла до определенного сечения x (излучением пренебрегали):

$$m_{1}c_{pr}T_{0} + m_{1}c_{pr}T_{r} =$$

$$= (m_{1} + m_{r})c_{px}T_{x} + \frac{\alpha(m_{1} + m_{r})w_{x}^{2}}{2000}.$$
(12)

В соответствии с зависимостью (12) температуру T_x струи в сечении x представляли в виде

$$T_{x} = T_{0}\overline{g}\frac{c_{p0}}{c_{px}} + T_{r}\overline{g}_{r}\frac{c_{pr}}{c_{px}} - \frac{\alpha w_{x}^{2}}{2000c_{px}}.$$
 (13)

Таким образом, в соответствии с постановкой задачи и принятой моделью по аналогии с работой [19] в дальнейшем решали систему, состоящую из 45 алгебраических уравнений, а также численно рассчитывали интегралы I_{1p} и I_{2p} в зависимости от числа Крокко.

Исходные данные

При выполнении расчетов для условий эксплуатации 350 т конвертеров АО «ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат» использовали характеристики и параметры применяемого дутьевого устройства. Температуру азота на входе в сопло t_0 варьировали в пределах 25 – 600 °С, а температуру газа t_r в полости конвертера в условиях отсутствия металла перед раздувкой шлака – в интервале 300 – 1000 °С. Теплоемкость азота c_p в полости конвертера принимали равной 1,25 кДж/(кг·К). В случае расчетного режима истечения при n = 1 расход азота через одно сопло Vсоставляет примерно 200 м³/мин.

Количество сопел в головке фурмы – 4. Диаметр сопла в критическом сечении $d_{\rm kp}$ составляет 54 мм, во входном d_0 и выходном d_1 сечениях – 65 и 71 мм. Коэф-фициент количества движения 1,04, коэффициент кинетической энергии 1,3.

Результаты расчета и их анализ

Присоединенную массу *g* рассчитывали по уравнению (6).

На рис. 1 показано влияние относительной температуры θ на изменение относительной скорости w_x/w_1 струи газа и присоединенной массы *g* по длине струи \bar{x} при $t_0 = 30$ °C, $V_{\rm H} = 200$ м³/мин, $t_{\rm r} = 30 - 1500$ °C. Установлено, что чем больше относительная температура θ (больше $t_{\rm r}$), тем меньше масса газа, присоединяемого из полости конвертера. Так, на расстоянии $\bar{x} = 20$ при $\theta = 1$ присоединенная масса *g* составляет 0,98, а при $\theta = 5$ – только 0,35.

Отмеченная особенность объясняется тем физически бесспорным фактом, что при увеличении значения θ плотность эжектируемой среды падает, снижается и масса подсасываемого присоединенного газа.

Как видно (рис. 1), по мере удаления от среза сопла отношение скоростей w_x/w_1 снижается при любом значении θ . Характерно, что чем больше значение θ , тем более высокотемпературным будет окружающий газ, тем меньше присоединенная масса g, u, по этой причине, отношение скоростей w_x/w_1 увеличивается. Например, при $\theta = 1$ и $\overline{x} = 30$ относительная скорость w_x/w_1 составляет 0,28, а при повышении θ до 5 значение w_x/w_1 уже составляет 0,38.

Анализ результатов расчета показывает, что масса эжектируемого газа по мере удаления от сопла по оси струи будет нарастать практически линейно. В приложении к конвертерному процессу это будет означать, что чем выше высота расположения фурмы относительно уровня жидкой ванны, тем газовая струя в месте встречи с расплавом будет более насыщена (разбавлена) окружающим газом [19, 25]. И, соответственно, наобо-



Рис. 1. Влияние относительной температуры θ на изменение относительной скорости w_x/w₁ струи газа (——) и присоединенной массы g (---) по длине струи x̄

Fig. 1. Effect of relative temperature θ on change in relative velocity w_x/w_1 of the gas jet (----) and the attached mass g(---) along the length of the jet \overline{x} рот. Накопленный экспериментальный и производственный опыт проведения операции нанесения шлакового гарнисажа показывает [1 – 3, 25], что наилучшие результаты по разбрызгиванию шлака достигаются при расположении фурмы в положении, максимально приближенном к шлаковому расплаву, то есть газодинамический участок по длине будет незначительным и эжекция в струю окружающего газа минимальной.

Несколько неожиданной является полученная зависимость величины присоединенной массы g от температуры нагрева азота t_0 , например, при использовании газоохлаждаемых (азотом) гарнисажных фурм. На рис. 2 представлены зависимости отношения скоростей w_x/w_1 и присоединенной массы g от температуры азота на входе в сопло t_0 при различном удалении \overline{x} от среза сопла при $t_0 = 30$ °C, $V_{\rm H} = 200$ м³/мин, $t_{\rm r} = 30 - 1500$ °C.

Расчетные данные показывают, что при удалении от среза сопла при любом значении t_0 присоединенная масса увеличивается. С повышением температуры t_0 присоединенная масса, казалось бы, должна расти. Однако, с увеличением степени нагрева азота перед соплом при m = const и появлением дополнительного теплового сопротивления давление p_0 также возрастает, что в конечном счете приводит к снижению присоединенной к струе массы. Например, при повышении температуры азота на входе в сопло с 30 до 600 °C при распространении струи на расстоянии 20 калибров присоединенная масса уменьшается с 0,32 до 0,23. При этом относительная скорость w_x/w_1 возрастает с 0,54 до 0,58.

На рис. 3 приведены зависимости температуры t_x и скорости w_x от температуры газа в полости конвертера t_r на различном удалении \bar{x} от среза сопла при $t_0 = 30$ °C, $V_{\rm H} = 200 \text{ м}^3/\text{мин}, t_r = 30 - 1500$ °C. При увеличении t_r температура t_x возрастает, причем весьма существенно.



Рис. 2. Зависимости отношения скоростей w_x/w_1 (-----------) от температуры азота на входе в сопло t_0 при различном удалении \overline{x} от среза сопла

Fig. 2. Dependences of the velocity ratio w_x/w_1 (-----) and the attached mass g(---) on nitrogen temperature at the nozzle inlet t_0 at different distances \bar{x} from the nozzle cutoff Так, например, если t_x увеличивается с 600 до 1000 °С, то на расстоянии 20 калибров температура t_r возрастает со 170 до 270 °С. Скорость струи w_x с увеличением t_r повышается, так как струя попадает в более высокотемпературное пространство, а плотность окружающей среды снижается и при тех же условиях газовая струя, не встречая значительного сопротивления, ускоряется с 210 до 310 м/с.

Расход газа $V_{\rm H}$ увеличивается за счет повышения давления и по этой причине присоединенная масса в одном и том же сечении струи будет меньше (рис. 4). Тогда температура $t_{\rm r}$ также будет снижаться, а скорость



Рис. 3. Зависимости температуры t_x (---) и скорости w_x (---) от температуры газа в полости конвертера t_r на различном удалении \overline{x} от среза сопла





Рис. 4. Изменение температуры t_x (---) и скорости w_x (---) на расстоянии \bar{x} от среза сопла при различном расходе через сопло V_{μ} при $t_0 = 30$ °C, $V_{\mu} = 200$ м³/мин, $t_r = 30 - 1500$ °C

Fig. 4. Change in temperature t_x (---) and velocity w_x (---) at a distance \bar{x} from the nozzle cutoff at different flow rates through the nozzle V_{μ} at $t_0 = 30$ °C, $V_{\mu} = 200$ m³/min, $t_r = 30 - 1500$ °C

 w_x с увеличением расхода $V_{\rm H}$ возрастать. Например, на расстоянии 20 калибров и при увеличении расхода газа $V_{\rm H}$ со 180 до 360 м³/мин температура газа будет возрастать с 270 до 542 °C, а скорость – с 200 до 330 м/с.

Проверка адекватности модели

Совершенно очевидно, что подтвердить численные расчеты проведением прямых промышленных экспериментов на конвертерах емкостью 350 т не представляется возможным, поэтому допустимо использование метода тестовой проверки достоверности полученной модели. Так, например, подтверждается, что:

– на срезе сопла ($\overline{x} = 0$) присоединения окружающего газа нет (g = 0) и $w_x/w_1 = 1$ при любых значениях θ и t_0 (см. рис. 1, 2); - если $\overline{x} = 0$, то $w_x = w_1 = \lambda_1 a_{\text{кр}}$, а $t_x = t_1 = -120$ °С, что также следует из выражения $T_1 = T_0 \tau(\lambda)$ (см. рис. 3); - если $\overline{x} = 0$ и $t_x = t_1 = -120$ °С, то $w_x = w_1 = \lambda_1 a_{\text{кр}}$;

– чем большее расстояние от среза сопла прошла газовая струя, тем больше независимо от t_0 , t_r , $V_{\rm H}$ скорость струи w_x снижается, а t_x возрастает, что соответствует физической картине присоединения горячего газа окружающей среды к струе любой структуры.

Выводы

Проведено численное моделирование параметров струи нейтрального газа при распространении в полости конвертера в условиях отсутствия металла на участке до начала взаимодействия со шлаковым расплавом.

Список литературы / References

- Мокринский А.В., Лаврик А.Н., Соколов В.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Перспективные направления продления срока службы футеровки конвертеров // Сталь. 2004. № 5. С. 40–44.
- Протопопов Е.В., Галиуллин Т.Р., Чернятевич А.Г., Соколов В.В. Разработка конструкции гарнисажных фурм и технологии газопорошкового ошлакования 350-т конвертеров Западно-Сибирского металлургического комбината // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2009. № 9. С. 34–39.
- Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Галиуллин Т.Р., Чернятевич А.Г., Чубина Е.А. Новое направление в совершенствовании технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 7–12.
- 4. Sian C., Wenyan Y., Conglie Z. Slag splashing for Bao Steel's 300 metric ton BOF and crystallographic structure of its slag // Iron and Steelmaker. 2000. Vol. 27. No. 7. P. 39–41.
- Lin L., Xiaoyan P., Fei G., Hewei D. Improvement and maintenance of MgO-C bottom-blowing tuyere in BOF converter for prolonging service life. In: Proceedings of the Unified Int. Tech. Conf. on Refractories. Chapter 124. UNITECR. 2013. P. 721–725. https://doi.org/10.1002/9781118837009.ch124
- Sarkar S., Pal T.K., Ghosh N.K., Garai S.K., Chintaiah P., Kujur M.K., Mishra A.N., Datta P.K. Enhancement of BOF productivity through modification of hot metal transfer ladle lining at Durgapur steel plant // SEAISI Quarterly (South East Asia Iron and Steel Institute). 2009. Vol. 38. No. 1. P. 39–42.
- Zhaslan R.K., Zhautikov B.A., Romanov V.I., Aikeyeva A.A., Yerzhanov A.S. Improvement of methods for semi-finished carbon product tapping from the basic oxygen furnace (BOF) // Metalurgija. 2022. Vol. 61. No. 1. P. 203–205.
- Высокомагнезиальные флюсы для сталеплавильного производства / К.Н. Демидов, Т.В. Борисова, А.П. Возчиков и др. Москва: Завод брикетированных материалов, 2013. 280 с.
- Barron M.A., Hilerio I. Numerical analysis of slag splashing in a steelmaking converter // Computer Technology and Application. 2011. Vol. 2. No. 9. P. 828–834.
- Slovikovskii V.V., Gulyaeva A.V. Creation of high-efficiency promising refractory materials and constructions for the lining of metallurgical units // Refractories and Industrial Ceramics. 2018. Vol. 58. No. 5. P. 475–480. https://doi.org/10.1007/s11148-018-0130-7
- Cong I.G., Wei Y., Zhang Y., Peng F. Practice of dolomite slag replenishment technology on large face of converter // Naihuo Cailiao/ Refractories. 2020. Vol. 54. No. 3. P. 243–245. https://doi.org/10.3969/j.issn.1001-1935.2020.03.014
- 12. Kumar D.S., Prasad G., Wishwanath S.C., Ghorui P.K., Mazumdar D., Ranjan M., Lal J.P.N. Converter life enhancement through

- Mokrinskii A.V., Lavrik A.N., Sokolov V.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. Prolongation of service life of lining of converter. *Stal*'. 2004, no. 5, pp. 40–44. (In Russ.).
- Protopopov E.V., Galiullin T.R., Chernyatevich A.G., Sokolov V.V. Development of design of skull tuyeres and technology of gas-powder slagging of 350-ton converters of the West Siberian Metallurgical Combine. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information.* 2009, no. 9, pp. 34–39. (In Russ.).
- Nugumanov R.F., Protopopov E.V., Galiullin T.R., Chernyatevich A.G., Chubina E.A. A new direction in improving the technology of applying slag skull to the converter lining. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 12, pp. 7–12. (In Russ.).
- 4. Sian C., Wenyan Y., Conglie Z. Slag splashing for Bao Steel's 300 metric ton BOF and crystallographic structure of its slag. *Iron and Steelmaker*. 2000, vol. 27, no. 7, pp. 39–41.
- Lin L., Xiaoyan P., Fei G., Hewei D. Improvement and maintenance of MgO-C bottom-blowing tuyere in BOF converter for prolonging service life. In: *Proceedings of the Unified Int. Tech. Conf. on Refractories*. Chapter 124. UNITECR. 2013. P. 721–725. https://doi.org/10.1002/9781118837009.ch124
- Sarkar S., Pal T.K., Ghosh N.K., Garai S.K., Chintaiah P., Kujur M.K., Mishra A.N., Datta P.K. Enhancement of BOF productivity through modification of hot metal transfer ladle lining at Durgapur steel plant. *SEAISI Quarterly (South East Asia Iron and Steel Institute)*. 2009, vol. 38, no. 1, pp. 39–42.
- Zhaslan R.K., Zhautikov B.A., Romanov V.I., Aikeyeva A.A., Yerzhanov A.S. Improvement of methods for semi-finished carbon product tapping from the basic oxygen furnace (BOF). *Metalurgija*. 2022, vol. 61, no. 1, pp. 203–205.
- Demidov K.N., Borisova T.V., Vozchikov A.P., etc. *High-Magnesian Fluxes for Steelmaking*. Moscow: Briquetted Materials Plant, 2013, 280 p. (In Russ.).
- **9.** Barron M.A., Hilerio I. Numerical analysis of slag splashing in a steelmaking converter. *Computer Technology and Application*. 2011, vol. 2, no. 9, pp. 828–834.
- Slovikovskii V.V., Gulyaeva A.V. Creation of high-efficiency promising refractory materials and constructions for the lining of metallurgical units. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2018, vol. 58, no. 5, pp. 475–480. https://doi.org/10.1007/s11148-018-0130-7
- Cong I.G., Wei Y., Zhang Y., Peng F. Practice of dolomite slag replenishment technology on large face of converter. *Naihuo Cailiao/ Refractories*. 2020, vol. 54, no. 3, pp. 243–245. https://doi.org/10.3969/j.issn.1001-1935.2020.03.014
- 12. Kumar D.S., Prasad G., Wishwanath S.C., Ghorui P.K., Mazumdar D., Ranjan M., Lal J.P.N. Converter life enhancement through

optimization of operation practices // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No. 6. P. 521–528. https://doi.org/10.1179/174328107X203903

- Баланин Б.А., Зеленков О.С., Капустин Е.А., Куземко Р.Д. Исследование присоединенной массы сверхзвуковой струи на газодинамическом участке. В кн.: Тепломассообменные процессы в ваннах сталеплавильных агрегатов. Москва: Металлургия, 1975. С. 19–35.
- Капустин Е.А., Куземко Р.Д., Кузнецов А.Ф., Шам П.И., Большаков В.А. Возможности повышения производительности действующих кислородных конвертеров // Сталь. 1972. № 2. С. 112–115.
- Tiedje N.S. Solidification, processing and properties of ductile cast iron // Materials Science and Technology. 2010. Vol. 26. No. 5. P. 505–514. https://doi.org/10.1179/026708310X12668415533649
- Chatterjee A. On some aspects of supersonic jets of interest in LD steelmaking. I. Jet design and characteristics // Iron and Steel. 1976. Vol. 45. No. 69. P. 627–634.
- Tabata Y., Marsh R.S., Kelly P., etc. Improvement of BOP steel refining blowing control using wide angle lance nozzles. In book: Steel Making Conference Proceedings. 1998. P. 451–457.
- Явойский В.И., Дорофеев Г.А., Повх И.Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. Москва: Металлургия, 1974. 495 с.
- Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Исследование взаимодействия кислородных струй с отходящими конвертерными газами // Известия вузов. Черная металлургия. 1996. № 10. С. 5–9.
- **20.** Сизов А.М. Газодинамика и теплообмен газовых струй в металлургических процессах. Москва: Металлургия, 1987. 256 с.
- Вурцбах Р. Характеристика свободных струй, истекающих из дутьевых сопел // Черные металлы. 1967. № 10. С. 12–20.
- 22. Kapner J.D., Li K., Larson R.H. An experimental study of mixing phenomena of turbulent supersonic jets // International Journal of Heat and Mass Transfer. 1970. Vol. 13. No. 5. P. 932–937. https://doi.org/10.1016/0017-9310(70)90138-9
- Sharma S.K., Hlinka J.W., Kern D.W. The bath circulation jet penetration and high temperature reaction zone in BOF steelmaking // Steelmaking Proceedings. 1977. Vol. 60. P. 181–197.
- Явойский В.И., Явойский А.В., Сизов А.М. Применение пульсирующего дутья при производстве стали. Москва: Металлургия, 1985. 176 с.
- Баптизманский В.И., Меджибожский М.Я., Охотский В.Б. Конвертерные процессы производства стали. Киев-Донецк: Вища школа, 1984. 344 с.

optimization of operation practices. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, no. 6, pp. 521–528. https://doi.org/10.1179/174328107X203903

- **13.** Balanin B.A., Zelenkov O.S., Kapustin E.A., Kuzemko R.D. Investigation of the attached mass of a supersonic jet at gas-dynamic section. In: *Heat and Mass Transfer Processes in Baths of Steelmaking Units*. Moscow: Metallurgiya, 1975, pp. 19–35. (In Russ.).
- Kapustin E.A., Kuzemko R.D., Kuznetsov A.F., Sham P.I., Bol'shakov V.A. Possibilities of increasing the productivity of existing oxygen converters. *Stal*'. 1972, no. 2, pp. 112–115. (In Russ.).
- Tiedje N.S. Solidification, processing and properties of ductile cast iron. *Materials Science and Technology*. 2010, vol. 26, no. 5, pp. 505–514. https://doi.org/10.1179/026708310X12668415533649
- Chatterjee A. On some aspects of supersonic jets of interest in LD steelmaking. I. Jet design and characteristics. *Iron and Steel*. 1976, vol. 45, no. 69, pp. 627–634.
- Tabata Y., Marsh R.S., Kelly P., etc. Improvement of BOP steel refining blowing control using wide angle lance nozzles. In: *Steel Making Conference Proceedings*. 1998, pp. 451–457.
- Yavoiskii V.I., Dorofeev G.A., Povkh I.L. *Theory of Purging a Steelmaking Bath*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 495 p. (In Russ.).
- Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. Investigation of interaction of oxygen jets with waste converter gases. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 10, pp. 5–9. (In Russ.).
- 20. Sizov A.M. Gas Dynamics and Heat Exchange of Gas Jets in Metallurgical Processes. Moscow: Metallurgiya, 1987, 256 p. (In Russ.).
- **21.** Vurtsbakh R. Characteristics of free jets flowing out from blow nozzles. *Chernye metally*. 1967, no. 10, pp. 12–20. (In Russ.).
- 22. Kapner J.D., Li K., Larson R.H. An experimental study of mixing phenomena of turbulent supersonic jets. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1970, vol. 13, no. 5, pp. 932–937. https://doi.org/10.1016/0017-9310(70)90138-9
- Sharma S.K., Hlinka J.W., Kern D.W. The bath circulation jet penetration and high – temperature reaction zone in BOF steelmaking. *Steelmaking Proceedings*. 1977, vol. 60, pp. 181–197.
- Yavoiskii V.I., Yavoiskii A.V., Sizov A.M. *The Use of Pulsating Blast in Steelmaking*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 176 p. (In Russ.).
- Baptizmanskii V.I., Medzhibozhskii M.Ya., Okhotskii V.B. Converter Processes in Steelmaking. Kiev-Donetsk: Vishcha shkola, 1984, 344 p. (In Russ.).

Сведения об авторах / Information about the Authors

Евгений Валентинович Протополов, д.т.н., профессор, профессор кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет ORCID: 0000-0002-7554-2168

E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Любовь Валерьевна Думова, соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* doumova@bk.ru

Наталья Анатольевна Чернышева, доцент кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: chernysheva_na@rambler.ru

Игорь Викторович Ноздрин, д.т.н., доцент, профессор кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* kafcmet@sibsiu.ru

Сергей Олегович Сафонов, аспирант кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: sergey.safonov.1950@mail.ru

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

Lyubov' V. Dumova, Candidates for a Degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University *E-mail:* doumova@bk.ru

Natal'ya A. Chernysheva, Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University *E-mail:* chernysheva_na@rambler.ru

Igor' V. Nozdrin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Non-Ferrous Metallurgy and Chemical Engineering, Siberian State Industrial University

E-mail: kafcmet@sibsiu.ru

Sergei O. Safonov, Postgraduate of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University *E-mail:* sergey.safonov.1950@mail.ru

Вклад авторов 🦯	CONTRIBUTION OF THE AUTHORS	
 Е. В. Протопопов – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, подготовка текста. Л. В. Думова – анализ и обобщение полученных результатов моделирования. И. В. Ноздрин – разработка математической модели, определение граничных условий. Н. А. Чернышева – графическое оформление полученных результатов. С. О. Сафонов – техническое обоснование задач исследования, обоснование параметров процесса. 	 E. V. Protopopov – formation of the concept, goal and objectives of the study; writing the text. L. V. Dumova – analysis and generalization of the obtained modeling results. I. V. Nozdrin – development of a mathematical model, determination of boundary conditions. N. A. Chernysheva – graphic design of the obtained results. S. O. Safonov – technical justification of the research tasks, justification of the process parameters. 	
Поступила в редакцию 22.06.2022	Received 22.06.2022	

 Поступила в редакцию 22.06.2022
 Received 22.06.2022

 После доработки 29.08.2022
 Revised 29.08.2022

 Принята к публикации 12.09.2022
 Accepted 12.09.2022

Материаловедение / Material science



Оригинальная статья

YJK 621.726 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-851-860 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2450



Влияние технологии производства порошковых быстрорежущих сталей на комплекс формируемых свойств

Л. П. Короткова, А. Н. Коротков

Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева (Россия, 650000, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

- Аннотация. Авторы проанализировали состояние инструментального производства в России. Выделены основные компаниипроизводители и марки материалов, используемых при производстве бытовых инструментов. Порошковые быстрорежущие стали практически не используются на внутреннем рынке, но они широко распространены на зарубежном рынке инструментальных сталей, благодаря их преимуществу по технологическим свойствам (включая возможность использования высокоуглеродистых и высоколегированных быстрорежущих сталей). Представлена новая группа экономично-легированных быстрорежущих сталей, не содержащих вольфрам, с высоким содержанием углерода и ванадия, которые практически невозможно изготовить и применить по традиционной технологии из-за низких технологических свойств. Авторы дают рекомендации по технологии изготовления таких сталей методом порошковой металлургии и режимам их термической обработки. В статье изучаются свойства этих сталей, включая основные механические (твердость, прочность на изгиб, вязкость и термостойкость), технологические (давление, резка, шлифование) и эксплуатационные свойства (оцениваемые по долговечности инструмента при точении). Исследованы структурный и фазовый составы, их влияние на основные и технологические свойства. Режим компактирования влияет на плотность заготовок. В статье представлено распределение легирующих элементов в микроструктуре порошковой быстрорежущей стали и результаты их относительной шлифуемости. Также представлены результаты испытаний на стойкость инструментов. Существуют значительные преимущества высокоуглеродистых быстрорежущих сталей с высоким содержанием ванадия, особенно с точки зрения технологических свойств, по сравнению с традиционными быстрорежущими сталями. Возможно производство высоколегированных инструментальных сталей с использованием недорогих карбидообразующих легирующих элементов. Рассматриваемые стали могут быть использованы для изготовления широкого спектра инструментов, включая штамповые инструменты для горячей штамповки. Использование порошковой технологии открывает перспективу разработки универсальных экономично-легированных порошковых инструментальных сталей.
- *Ключевые слова:* быстрорежущие стали, порошковая металлургия, основные технологические свойства, основные механические свойства, сталь, режущий инструмент, обрабатываемость, стойкость
- Для цитирования: Короткова Л.П., Коротков А.Н. Влияние технологии производства порошковых быстрорежущих сталей на комплекс формируемых свойств // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 851–860. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-851-860

Original article

INFLUENCE OF PRODUCTION TECHNOLOGY OF POWDER HIGH-SPEED STEELS ON THE COMPLEX OF FORMED PROPERTIES

L. P. Korotkova, A. N. Korotkov

T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University (28 Vesennyaya Str., Kemerovo 650000, Russian Federation)

Abstract. The authors analyzed the state of tool production in Russia. The main manufacturing companies and the main brands of materials used in the production of domestic tools are highlighted. Powder high-speed steels are practically not used in the domestic market, but they are widely distributed in the foreign market of tool steels due to their significant advantages in terms of basic and technological properties (including the possibility of using high-carbon and high-alloy high-speed steels). There is a new group of economically alloyed tungsten-free high-speed steels with a high content of carbon and vanadium, which are practically impossible to manufacture and apply in our traditional technology due to low technological properties. The authors give recommendations on the technology of manufacturing such steels by powder metallurgy and on the modes of their heat treatment. The paper studies a set of properties of these steels, including: basic mechanical properties (hardness, bending strength, toughness, and heat resistance), basic technological properties (pressure, cutting, grinding) and operational properties (evaluated by tool durability during turning). Structural and phase compositions of the steels and their influence on the basic and technological properties were investigated. The compaction mode affects the density of the billets. The paper presents distribution of alloying elements in the microstructure of powder high-speed steel and results

of their relative grindability. Also the durability of tools was tested. There are significant advantages of high-carbon high-vanadium high-speed steels, especially in terms of technological properties, compared with traditional high-speed steels. It is possible to produce high-alloy tool steels using inexpensive carbide-forming alloying elements. The steels under consideration can be used to manufacture a wide range of tools, including hot-forming die tools. The use of powder technology opens up the prospect of developing universal economically alloyed powder tool steels.

Keywords: high-speed steels, powder metallurgy, basic technological properties, basic mechanical properties, steel, cutting tools, machinability, durability

For citation: Korotkova L.P., Korotkov A.N. Influence of production technology of powder high-speed steels on the complex of formed properties. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 851–860. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-851-860

Введение

Быстрорежущие стали являются в настоящее время одними из основных среди существующего многообразия инструментальных материалов. Это объясняется достаточно приемлемым сочетанием основных механических и технологических свойств. По сравнению с нетеплостойкими быстрорежущие стали могут работать в более тяжелых условиях резания, а по отношению к твердым сплавам они имеют преимущества в технологических свойствах. Это позволяет изготавливать из них разнообразный металлорежущий инструмент [1 – 3].

Анализ состояния рынка производства режущего инструмента из быстрорежущих сталей свидетельствует о наличии тенденции вытеснения отечественного инструмента зарубежным. При этом происходит потеря конкурентоспособности отечественного инструмента как по цене, так и по качеству.

Проведенный анализ состояния инструментального рынка в России показал, что из 24 инструментальных заводов производством металлорежущего инструмента из быстрорежущих сталей занимаются только четыре крупных предприятия (Киржачский инструментальный завод, Серпуховский инструментальный завод ТВИНТОС, Свердловский инструментальный завод, Томский инструментальный завод). В основном при производстве отечественного инструмента используются быстрорежущие стали марок P6M5 и P18 умеренной теплостойкости. Очень редко применяется сталь марки P6M5K5 повышенной теплостойкости, а в отдельных случаях – порошковые быстрорежущие стали импортного производства [4].

Анализ российского рынка металлообрабатывающего инструмента показывает увеличение присутствия зарубежных фирм-производителей. К ним относятся предприятия MEGA-TEC, SIMNEK, INOVATOOLS, HAIMER GmbH, JOHS.BOSS GmbH&Co. KG, FAHRION, ESA EPPINGER GmbH (Германия); SAU (Италия); MIRCONA (Швеция); PIBOMULTI S.A. (Швейцария); PINZBOHR (Испания); JR-TOOLS (Финляндия); ТАNOI (Япония); АСROW (Тайвань) и др. В целом, в России увеличилось количество фирм, занимающихся реализацией инструмента импортного производства.

Зарубежные фирмы-производители предлагают для реализации широкий ассортимент своей продукции. Наиболее известной в рассматриваемом направлении является французская фирма ERASTEEL – крупнейший производитель быстрорежущих сталей в мире (до 30 % от мирового рынка). Для отечественного потребителя эта фирма предлагает до 30 марок быстрорежущих сталей, при этом примерно 20 из них являются аналогами отечественных быстрорежущих сталей по ГОСТ 19265 – 73.

На отечественном рынке активно работает немецкий концерн SANDVIK совместно с фирмами SANDVIK Coromant и Seco Tools^{1, 2} [5, 6]. Немецкая фирма BOHLER кроме быстрорежущих порошковых сталей производит в порошковом исполнении штамповые стали холодного и горячего деформирования.

Исследование состояния производства металлорежущих инструментов из традиционных быстрорежущих сталей в условиях действующих машиностроительных предприятий позволило выявить ряд общих тенденций:

 относительно низкое качество поставляемых на предприятия заготовок из быстрорежущих сталей;

 отсутствие комплексного контроля качества сталей в состоянии поставки;

 низкое качество термической обработки и отсутствие его комплексного контроля;

 назначение режима упрочняющей обработки без учета условий эксплуатации инструмента;

 – отсутствие опыта работы с порошковыми быстрорежущими сталями.

В России разработана группа порошковых быстрорежущих сталей, некоторые из которых включены в ГОСТ 28393 - 89. Эти стали существенно отличаются по химическому составу от традиционных быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265 - 73) повышенным содержанием углерода (до 2 %) и карбидообразующих элементов, в том числе недорогого ванадия, а также технологией производства [4, 7]. Такая технология значительно улучшает структуру сталей, обеспечивая дисперсные, равномерно распределенные частицы карбидов. Это положительно сказывается на основных свойствах (теплостойкости, твердости и прочности) порошковых инструментальных сталей. В большей степени такой способ производства стали позволяет повысить уровень их технологических свойств: горячую пластичность (до 30 %) и шлифуемость (в два – три раза) [8 – 11].

¹ SANDVIK Coromant. URL: https://www.sandvik.coromant.com/ ru-ru/pages/default.aspx (дата обращения: 25.12.2022).

² Seco Tools. URL: https://www.secotools.com/ (дата обращения: 25.12.2022).

В настоящей работе исследовали порошковую безвольфрамовую быстрорежущую сталь двух марок экспериментального химического состава (М5Ф6-МП и М6Ф7-МП), отличающихся химическим составом от стандартных сталей по ГОСТ 28393 – 89. Для сравнения исследовали вольфрамосодержащую сталь марки Р7М5Ф2-МП импортного производства. Эти марки отличаются не только химическим составом, но и особенностями в технологии производства заготовок³ [12 – 15].

Методика исследования

Методика исследования включала в себя контроль основных механических и технологических свойств порошковых быстрорежущих сталей опытного химического состава на различных этапах производства (после компактирования по различным схемам, а также после предварительной и упрочняющей термических обработок) [1, 4, 11]. В процессе исследований определяли способность к компактированию по различным схемам, поведение порошковых сталей при термической обработке и способность к обрабатываемости резанием, шлифуемости. Проводили сравнительные испытания по режущей способности опытных сталей [16 – 18].

Исследования порошковых сталей проводили в соответствии с ГОСТ 28393 – 89; они включали в себя определение химического состава, контроль основных свойств, а также металлографические исследования макро- и микроструктуры. Использовали специальные методики контроля качества сталей [4, 19 – 21].

Основные механические свойства контролировали по твердости в состоянии поставки (ГОСТ 9012 – 59); после закалки, закалки и отпуска: по твердости (ГОСТ 9013 – 59), а также по ударной вязкости (ГОСТ 9454 – 78) и прочности на изгиб (ГОСТ 14019 – 2003). Теплостойкость (красностойкость) определялась по ГОСТ 28393 – 89.

Основные технологические свойства контролировали по обрабатываемости давлением, резанием и по шлифуемости согласно стандартным методикам [22].

Эксплуатационные свойства инструментальных сталей оценивали по стойкости инструмента. Испытания на стойкость проводили при точении в соответствии со стандартной методикой [17, 18, 23, 24].

Результаты исследования

В настоящей работе проводили исследования на опытных порошковых быстрорежущих сталях отечественного производства марок М5Ф6-МП (1,75 % С; 5,5 % Мо; 6,0 % V; 4,8 % Сг), М6Ф7-МП (2,0 % С; 6,5 % Мо; 7,4 % V; 5,3 % Сг) и импортного производства марки Р7М5Ф2-МП (0,9 % С; 7,4 % W; 5,7 % Мо; 2,4 % V) с целью установления влияния технологии производства на качество этих сталей. В связи с поставленной задачей исследования провели по следующим направлениям:

 – анализ влияния технологии компактирования порошковых быстрорежущих сталей на их микроструктуру и свойства, выявление типовых дефектов;

 – разработка режимов упрочняющей термической обработки для опытных порошковых быстрорежущих сталей с целью обеспечения оптимального соотношения между вторичной твердостью и теплостойкостью;

 исследование обрабатываемости резанием, поведение сталей при термической обработке и оценка шлифуемости (важнейшего технологического свойства высокованадиевых сталей);

 сравнительные испытания на стойкость новых порошковых сталей.

Технология изготовления порошковых быстрорежущих сталей заключается в распылении жидкой стали в инертной среде и последующем горячем компактировании порошка в плотные заготовки.

Порошки исследуемых сталей изготавливали способом газового диспергирования в контролируемой атмосфере (в среде азота). Такая технология позволяет обеспечить скорость охлаждения жидких капель металла на уровне $10^3 - 10^5$ °С/с и формирование размера частиц порошка до 300 мкм. На этой стадии за счет высокой скорости охлаждения при кристаллизации в них формируется дисперсная равномерная микроструктура [10, 11, 19].

Следующим этапом в изготовлении порошковых быстрорежущих сталей является компактирование порошка в плотные заготовки. Компактирование должно обеспечить следующее:

 получение плотных заготовок, формирование которых усложняется высокой твердостью порошка;

 – сохранение преимущества структуры и фазового состава порошков, полученных в условиях высоких скоростей охлаждения;

– минимальные затраты при производстве заготовок.

Следует заметить, что плотные заготовки традиционными методами прессования и спекания из быстрорежущих сталей получить практически невозможно [9, 12 – 15].

Образцы опытных сталей марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП изготавливали по двум технологическим схемам:

I – методом горячего изостатического прессования вакууммированных капсул с порошком под давлением 100 – 200 МПа с последующей ковкой;

2 – горячей экструзией капсул с порошком.

Номинальная деформация в обоих случаях составляла 90 %.

³ Общая брошюра по материалам Boehler «Ваш партнер в области быстрорежущих сталей, инструментальных сталей и специальных материалов». Нижний Новгород: изд. ООО «Фестальпине Высоко Эффективные Металлы РУС».

Горячая экструзия осуществлялась после нагрева контейнеров с порошком до температур 1050, 1100 и 1150 °С (время прогрева контейнеров диаметром 35 и 90 мм не превышало 1 и 2 ч), а изостатическое прессование проводили при температурах 1050 и 1100 °С.

Верхнюю границу нагрева (1150 °C) определяли тем, что для порошков опытных сталей экспериментально была установлена температура солидуса (немного превышающая 1200 °C). Кроме того, принимали во внимание возможность нежелательных изменений структуры, а именно, выделения вторичных карбидов в форме сплошной сетки по границам зерен, которая наблюдается в быстрорежущих сталях при деформации после высокотемпературного нагрева.

Нижняя температурная граница горячей экструзии была выбрана с учетом изменения технологической пластичности быстрорежущих сталей при процессах горячего деформирования. При этом ниже 1050 °C горячая обработка давлением для быстрорежущих сталей не рекомендуется из-за снижения пластичности [1, 13].

Результаты исследований влияния режима компактирования на плотность заготовок представлены в таблице.

Компактирование порошка в плотные заготовки диаметром до 30 – 40 мм возможно двух- или одноступенчатым методами (путем горячей экструзии).

Структура порошковых быстрорежущих сталей характеризуется равномерным распределением карбидов типа MeC и Me_6C как в поперечном, так и в продольном направлениях с размером не более 1-2 мкм. После горячего компактирования зерно аустенита остается мелким, его диаметр не превышает 3 мкм. Разнозернистость и пористость не обнаружены.

Проблем с компактированием высокоуглеродистых высокованадиевых порошковых быстрорежущих сталей не возникает. Выход годного металла при этом не

ниже 98 % (вместо 50 - 60 % по традиционной технологии).

Отклонения от режима компактирования, а именно пониженная степень деформации и повышенная температура компактирования приводят к образованию дефектов (структурной полосчатости) и к появлению в структуре крупных глобулярных карбидов. Эти дефекты были обнаружены при исследовании стали марки Р7М5Ф2-МП (рис. 1).

Заготовки после компактирования имели повышенную твердость 56 – 58 HRC, поэтому их отжигали при температуре 800 – 820 °С с изотермической (720 – 750 °С) выдержкой в течение 1 – 2 ч. Твердость высокоуглеродистых сталей марки М6Ф7-МП не превышала 2500 HB.

Обрабатываемость резанием (фрезерование, точение) экспериментальных сталей находилась на уровне этого показателя стали марки P6M5, то есть затруднений при обработке этих сталей не возникало. Стали обрабатываются удовлетворительно, так как их твердость после отжига сравнительно невысока и находится на уровне твердости быстрорежущих сталей умеренной теплостойкости.



Рис. 1. Структурная полосчатость в образцах стали марки Р7М5Ф2-МП

Fig. 1. Structural banding in samples of steel R7M5F2-MP

Влияние режима компактирования на плотность заготовок (степень деформации 90 %)

Сталь	Режим компактирования	Диаметр плотной заготовки, мм	Плотность, _{T/M³}
	Газостатическое прессование 1100 °С	30	7,67
М5Ф6	Экструзия 1150 °C	30	7,67
	Экструзия 1100 °С	30	7,67
	Экструзия 1150 °С	30	7,66
	Экструзия 1050 °C	10	7,52
	Экструзия 1150 °С	10	7,65
	Литая заготовка, отжиг	30	7,63
	Экструзия 1100 °С	30	7,61
М6Ф7	Экструзия 1150 °С	30	7,62
	Литая заготовка, отжиг	30	7,60

Effect of compaction mode on the billets density (deformation degree - 90 %)

Контрольные испытания заготовок на ковку проводили на ударном молоте на образцах опытных сталей диаметром 10 и 30 мм с отношением высоты к диаметру 4:1. Ковку выполняли в последовательности: осадка круглой заготовки в 1,5 – 2,0 раза; вытяжка в одном, а затем в другом взаимно перпендикулярных направлениях (в результате получался квадрат). При таких условиях ковки какого-либо брака по трещинам не наблюдалось. Из полученных поковок затем изготавливали пластины для резцов. При их термической обработке ковочные трещины также не выявились, пластины показали высокую стойкость при обработке резанием.

Разработку режимов упрочняющей термической обработки опытных сталей проводили исходя из рационального соотношения между вторичной твердостью и теплостойкостью. Исследования показали, что упрочняющая термическая обработка может проводиться в широком интервале температур (закалка – в интервале 1180 ± 10 °C с последующим двукратным отпуском при 550 ± 5 °C по 1 ч каждый). Время выдержки при нагреве под закалку должно быть уменьшено на 10 - 20% по сравнению с традиционными быстрорежущими сталями.

В результате применения рационального режима термической обработки для сталей марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП обеспечивается вторичная твердость 65 – 66 HRC и теплостойкость 60 HRC при отпуске 620 °C в течение 4 ч, прочность $\sigma_{\mu} = 2800 \div 3000$ МПа, ударная вязкость КСU не ниже 0,25 – 0,30 МДж/м² (при балле зерна не ниже 11 – 12 и карбидной неоднородности не выше 1 балла по ГОСТ 19265 – 73).

В термически обработанном состоянии по оптимальному режиму сталь марки М5Ф6-МП имеет мелкое зерно (12 баллов по ГОСТ 5639 – 82) и однородное распределение карбидов (1 балл по ГОСТ 19265 – 73) с размеров 1-2 мкм, что соответствует оптимальной микроструктуре термически обработанной порошковой быстрорежущей стали по ГОСТ 28393 – 89 (рис. 2, *a*, *c*). Фазовый состав после термической обработки следующий: мартенсит, 19-20 % карбидная фаза и 5-7 % остаточный аустенит. При этом распределение легирующих элементов в порошковых быстрорежущих сталях равномерное (рис. 3).

Дефекты металлургического производства (строчечность, ликвация, пористость, подплавление карбидов), возникающие на этапе компактирования, наследовались в окончательной структуре стали марки Р7М5Ф2-МП (рис. 2, *б*, *д*). Они отрицательно влияют на основные механические свойства и на стойкость инструмента, что является еще одним недостатком стали импортного производства по сравнению с отечественной сталью марки М5Ф6-МП.

Для сравнения на рис. 2, *в*, *е* приведена микроструктура традиционной быстрорежущей стали марки P18.

Результаты исследования стали М5Ф6-МП представлены на рис. 4, 5.

Зависимость твердости порошковой быстрорежущей стали марки М5Ф5-МП от температуры закалки (T_3) представлена на рис. 4. Максимальная первичная и вторичная твердости обеспечиваются в интервале температур 1180 ± 5 °С. Температура закалки не должна превышать 1200 °С, так как в этом случае происходят значительное растворение карбидной фазы и образование повышенного количества остаточного аустенита, устойчивого против отпуска, а также рост зерна аустенита. С другой стороны, при температуре закалки менее 1160 °С не обеспечивается легированность аустенита, а, следовательно, вторичная твердость и теплостойкость стали (57 HRC при температуре 620 °С).

В порошковой стали, как и в обычной кованой, при отпуске развивается дисперсионное твердение



Рис. 2. Микроструктура порошковой быстрорежущей стали марок М5Ф6-МП (*a*, *г*) и Р7М5Ф2-МП (*б*, *д*), Р18 (*в*, *е*):

 а – в – зерно после закалки; г – е – микроструктура после упрочняющей термической обработки

Fig. 2. Microstructure of powder high-speed steels M5F6-MP (a, c), R7M5F2-MP (δ, ∂) and R18 (s, e):

a - e – grain size after quenching; e - e – microstructure after hardening heat treatment



Рис. 3. Распределение легирующих элементов в микроструктуре порошковой быстрорежущей стали марки М5Φ6-МП: *а* – микроструктура; *δ* – молибден; *в* – хром; *с* – ванадий

Fig. 3. Distribution of alloying elements in microstructure of powder high-speed steel M5F6-MP:

a – microstructure; δ – molybdenum; e – chromium; e – vanadium



(рис. 5), что дополнительно повышает твердость на 2,5 – 3,0 HRC. Анализ зависимостей на рис. 4 показывает, что наиболее оптимальной температурой отпуска (T_{orn}) является 540 – 550 °C от температуры закалки 1180 ± 5 °C, а рис. 5 свидетельствует о целесообразности проведения двукратного отпуска. При этом режиме обеспечивается высокая вторичная твердость (66 – 67 HRC). Теплостойкость после выдержки в течение 4 ч при 620 °C составила 60 HRC.

Для стали марки Р7М5Ф2-МП в результате исследований были получены аналогичные зависимости влияния температуры закалки на первичную и вторичную твердости. Эта сталь отличается по химическому составу повышенным содержанием вольфрама, молибдена и ванадия, что отражается на режимах термической обработки, прежде всего – на температуре закалки (составляет 1210 ± 5 °C, что выше примерно на 20 - 30 °C по сравнению с такой температурой стали марки М5Ф6-МП). При этом максимальная твердость достигается также после двукратного отпуска от температуры 540 - 550 °C. Этот режим обеспечивает максимальную теплостойкость, что подтверждено результатами испытаний (рис. 6).

Кратность отпуска существенно влияет на теплостойкость стали. Увеличение кратности отпуска выше двух приводит к снижению теплостойкости (наиболее существенно после отпуска от 560 °C).

Анализ влияния химического состава на основные свойства порошковых быстрорежущих сталей показал, что безвольфрамовые стали в рассматриваемом случае не уступают по основным свойствам вольфрамосодержащим порошковым быстрорежущим сталям (ГОСТ 28393 – 89). Отрицательное влияние на фазовый



Рис. 5. Влияние температуры двукратного отпуска на вторичную твердость стали марки М5Ф5-МП в зависимости от температуры закалки, °С: *1* – 1160; *2* – 1180; *3* – 1200; *4* – 1220; ■ – отпуск; ● – закалка

Fig. 5. Effect of double tempering temperature
Fig. 5. Effect of double tempering temperature
on the secondary hardness of steel M5F5-MP depending
on the quenching temperature at °C:
- 1160; 2 - 1180; 3 - 1200; 4 - 1220; - quenching; - tempering

состав и свойства стали марки Р7М5Ф2-МП оказывает несбалансированность по химическому составу (дефицит по углероду). Недостаточное количество углерода приводит к снижению объема карбидной фазы, а, следовательно, отрицательно сказывается на вторичной твердости и теплостойкости этой стали.

Поведение порошковых быстрорежущих сталей при термической обработке удовлетворительное, так как не выявлено технологических недостатков. Деформация образцов при нагревах и охлаждении равномерная. Стали опытных составов при закалке не показали склонность к росту зерна. Оплавление в них начинается при



Рис. 6. Влияние режима отпуска (*T*₃ = 1210 ± 5 °C) стали марки Р7М5Ф2-МП на теплостойкость после четырехчасовой выдержки при 630 °C: — двукратный; — – трехкратный; — – четырехкратный

Fig. 6. Effect of tempering mode ($T_3 = 1210 \pm 5$ °C) of steel R7M5F2-MP on heat resistance after a four-hour soaking at 630 °C: - double; - triple; - quadruple зерне 10 баллов. При отпуске исследуемых сталей достаточно интенсивно развиваются процессы дисперсионного твердения. При этом большая часть остаточного аустенита переходит в мартенсит за два отпуска и это является дополнительным технологическим преимуществом порошковых быстрорежущих сталей [7].

Шлифуемость быстрорежущих сталей представляет собой важнейшее технологическое свойство, которое влияет на возможность их применения. Высокоуглеродистые высокованадиевые и высококобальтовые быстрорежущие стали, изготовленные по традиционной технологии, имеют ограниченное применение из-за неудовлетворительной шлифуемости (трудношлифуемые и с нешлифуемым профилем) и обрабатываемости давлением (выход годного менее 50 %) [1, 25 – 27].

Испытания на шлифуемость опытных порошковых быстрорежущих сталей проводили плоским шлифованием широко используемыми для быстрорежущих сталей кругами из белого электрокорунда с характеристикой ПП 250×20×127 24A25HCM1K7 (шлифовальные круги прямого профиля с размерами 250×20×127 мм, из белого электрокорунда марки 24A, зернистостью 25 H, твердостью СМ1, на керамической связке K, седьмой структуры); ГОСТ 2424 – 83.

Шлифование выполняли по следующему режиму: скорость шлифования – 35 м/с; скорость продольной подачи – 14 м/мин; поперечная подача – 1,5 мм/ход; глубина шлифования 0,01 мм [16].

Шлифуемость сталей оценивали по коэффициенту, равному отношению потери массы исследуемой стали при шлифовании к потере массы эталонной стали при обработке в одинаковых условиях за одинаковое число проходов [17]. За эталон были приняты быстрорежуцие стали марок P18 и P6M5 традиционного производства. С целью возможности сравнения испытуемые образцы разных сталей имели одинаковые размеры для того, чтобы площади шлифуемых поверхностей были одинаковыми. Результаты испытаний приведены на рис. 7. Порошковые быстрорежущие стали, несмотря на высокое содержание ванадия, не уступают по шлифуемости традиционным сталям марок P18 и P6M5 с хорошей шлифуемостью. Это отмечается в ряде работ [24, 25].

Особенно значительное улучшение этого технологического свойства установлено в трудношлифуемых быстрорежущих сталях с высоким содержанием углерода и ванадия (рис. 7). Это изменение весьма существенно, так как стали исследуемой группы, полученные по обычной технологии, просто не шлифовали обычными кругами [26]. Сталь марки М5Ф6-МП шлифуется даже лучше стали Р6М5 обычного производства примерно на 20 – 30 %. Хорошие результаты получены по качеству шлифуемых поверхностей, так как на них прижегов и микротрещин не обнаружено.

Существенное улучшение шлифуемости высокованадиевых сталей (на порядок) объясняется высо-



Рис. 7. Относительная шлифуемость быстрорежущих сталей

Fig. 7. Relative grindability of high-speed steels

кой дисперстностью карбидов (1-2 мкм), которые выкрашиваются в процессе шлифования. В традиционных сталях карбиды, особенно карбиды ванадия $(18\ 000 - 20\ 000\ \text{HV})$, активно изнашивают абразивный круг и вызывают его «засаливание» [26, 27].

Применение порошковой технологии открывает перспективу внедрения в промышленность высокоуглеродистых высокованадиевых быстрорежущих сталей, сопровождающуюся существенным улучшением основных и технологических свойств, в особенности шлифуемости. Такие стали могут быть рекомендованы для изготовления инструментов сложного профиля, используемых при обработке труднообрабатываемых материалов [14, 25].

Порошковые быстрорежущие стали марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП по своим основным свойствам находятся на уровне сталей умеренной теплостойкости и предназначены для обработки углеродистых и низколегированных конструкционных сталей перлитного класса.

Испытания на стойкость инструмента из сталей марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП показали, что они могут быть также рекомендованы для обработки нержавеющих сталей и сплавов. Стойкость инструмента при обработке титановых и никелевых сплавов возрастала на 20 - 50% по сравнению с быстрорежущими сталями умеренной теплостойкости. Благодаря хорошим технологическим свойствам и повышенной ударной вязкости порошковые быстрорежущие стали с высоким содержанием углерода и ванадия могут быть также рекомендованы для изготовления инструментов, работающих с высокими динамическими нагрузками.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проведенный анализ состояния рынка металлорежущего инструмента из быстрорежущих сталей свидетельствует о наличии высокой конкуренции. Для повышения конкурентоспособности отечественного инструмента необходимо налаживать собственное производство, повышать качество инструмента за счет улучшения культуры производства, которая должна базироваться на использовании современных инструментальных материалов, в том числе порошковых быстрорежущих сталей.

В настоящей работе показано, что качество инструмента формируется на всех этапах его производства. Продемонстрировано формирование качества инструмента в зависимости от способа производства заготовок быстрорежущих сталей, а также от качества сталей в состоянии поставки и последующей термической обработки. Порошковая технология значительно улучшает структуру сталей, обеспечивая дисперсные, равномерно распределенные частицы карбидов. Это положительно сказывается на основных свойствах порошковых инструментальных сталей (теплостойкости, твердости и прочности). Такой способ производства стали позволяет повысить уровень их технологических свойств: горячую пластичность до 30 %; шлифуемость в 2 – 3 раза. Существенное улучшение технологических свойств порошковых сталей позволяет производить инструмент из высоколегированных быстрорежущих сталей, которые при изготовлении их по традиционной технологии использовать нельзя из-за низкой технологичности.

Испытания на стойкость инструментов из порошковых инструментальных сталей показали, что они особенно эффективны при резании труднообрабатываемых материалов повышенной твердости (до 40 HRC), а также для материалов повышенной вязкости. В этом случае стойкость инструмента из порошковых быстрорежущих сталей по сравнению с обычными сталями умеренной теплостойкости возрастает в несколько раз.

Выводы

Применение порошковой технологии открывает перспективу производства универсальных экономно-легированных порошковых инструментальных сталей с высоким содержанием углерода и недорогих легирующих элементов, таких как ванадий и хром. Эти стали могут быть использованы для изготовления режущего и штампового инструмента горячего деформирования.

Порошковые быстрорежущие стали марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП после рационального режима термической

обработки характеризуются достаточно высокой твердостью (65 – 66 HRC) и теплостойкостью (60 HRC при 620 °C), а также удовлетворительными механическими свойствами (предел прочности на изгиб 2800 \div 3000 и 2700 \div 2800 МПа; ударная вязкость 0,25 \div 0,30 и 0,20 \div 0,26 МДж/м²).

Технологическим преимуществом порошковых быстрорежущих сталей марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП является широкий интервал температур закалки 1180 ± 10 °C и отпуска 550 ± 5 °C, обеспечивающий высокую вторичную твердость, а также уменьшение кратности отпуска и малую склонность к росту зерна при закалке (зерно не ниже 12 баллов по ГОСТ 5639 – 82, карбидная неоднородность – не выше 1 балла по ГОСТ 19265 – 73).

Исследования технологических свойств показали:

– возможность получения плотных заготовок из высокоуглеродистых, высокованадивых сталей одноступенчатым компактированием (горячей экструзией) вместо двухступенчатого (изостатическим прессованием с последующей экструзией или ковкой) с выходом годного металла не ниже 98 %;

 – удовлетворительную обрабатываемость резанием после отжига и горячую пластичность при ковке на уровне обрабатываемости сталей Р6М5 и Р18;

– хорошую шлифуемость порошковых высокованадиевых быстрорежущих сталей марок М5Ф6-МП и М6Ф7-МП, которая находится на уровне этого показателя сталей Р6М5 и Р18.

Исследованные высокованадивые стали по свойствам можно отнести к быстрорежущим сталям, которые используются для обработки углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса. Испытания на стойкость инструментов из этих сталей показали, что они могут использоваться для обработки труднообрабатываемых нержавеющих и жаропрочных сплавов с повышением стойкости на 20 – 50 % по сравнению со сталью маркой P6M5.

Использование порошковой технологии открывает перспективу разработки универсальных экономно-легированных порошковых инструментальных сталей с высоким содержанием углерода и недорогих легирующих элементов, таких как ванадий и хром, для изготовления режущего и штампового инструмента горячего деформирования, работающего со значительными динамическими и тепловыми нагрузкам.

Список литературы / References

- 1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Москва: Металлургия, 1983. 526 с.
- 2. Wegst C., Wegst M. Stahlschlüssel-Taschenbuch. Verlag Stahlschluessel Wegst GmbH, Marbach, 2015. 203 p.
- **3.** Handbook of Steels. Sendvikens Trykeri AB, Sweden, 2013. 440 p.
- Korotkova L.P., Vidin D.V. Quality assurance for the production of metal-cutting tools from high-speed steels // IOP Conference Series:
- 1. Geller Yu.A. *Tool Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1983, 526 p. (In Russ.).
- 2. Wegst C., Wegst M. *Stahlschlüssel-Taschenbuch*. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach, 2015, 203 p. (In Germ.).
- 3. Handbook of Steels. Sendvikens Trykeri AB, Sweden, 2013, 440 p.
- 4. Korotkova L.P., Vidin D.V. Quality assurance for the production of metal-cutting tools from high-speed steels. In: *IOP Conference*

Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 709. No. 2. Article 022022. https://doi.org/10.1088/1757-899X/709/2/022022

- 5. Афоничкина А. Премьеры сезона от SANDVIK COROMANT // Станкоинструмент. 2021. № 4 (25). С. 60–61.
- Новости инструментального производства // Главный механик. 2018. № 8. С. 49–51.
- 7. Черкашин С.О., Видин Д.В., Лащинина С.В., Короткова Л.П. Современное состояние рынка режущего инструмента из быстрорежущих сталей. В кн.: XI Всероссийская научно-практическая конференция молодых ученых «Россия молодая», 16-19 апреля 2019 г., № 40103.
- Короткова Л.П. Инструментальные материалы. Кемерово: изд. КузГТУ, 2006. 179 с.
- Петров А.К., Парабина Г.И., Осадчий А.Н. Структурные особенности и свойства быстрорежущих сталей, полученных методом порошковой металлургии // Сталь. 1981. № 6. С. 40–44.
- Mukhin G.G., Korotkova L.P. Nature of the high hardness of p/m high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment: Springer New-York Consultants Bureau. 1983. No. 10. P. 680–682. https://doi.org/10.1007/BF00772750
- Korotkova L.P., Korotkov A.N., Laschinina S.V. Influence of production technology on the structure and properties of powder highspeed steels. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 971. Article 022096. https://doi.org/10.1088/1757-899X/971/2/022096
- Осадчий А.Н., Ревякин С.В., Кийко Г.В. Производство порошковой быстрорежущей стали на заводе «Днепроспецсталь» // Сталь. 1981. № 11. С. 273–274.
- Парабина Г.И., Марченко Л.Н., Зубкова В.Т. Горячее газостагическое прессование (ГГП) порошка быстрорежущих сталей. В кн.: Порошковые быстрорежущие стали для инструмента. Москва, 1977. С. 11–14.
- Рендалл Г. Порошковая металлургия от А до Я. Долгопрудный: ИД Интеллект, 2009. 336 с.
- 15. Савилов А.В., Никулин Д.С., Николаева Е.П., Родыгина А.Е. Современное состояние производства высокопроизводительного режущего инструмента из порошковых быстрорежущих сталей и твердых сплавов // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2013. № 6 (77). С. 26–33.
- 16. Абразивная и алмазная обработка материалов / А.Н. Резников, Е.И. Алексенцев, Я.И. Барац и др.; под ред. А.Н. Резникова. Москва: Машиностроение, 1977. 391 с.
- 17. Маслов Е.Н. Теория шлифования материалов. Москва: Машиностроение. 1974. 320 с.
- Верещака А.С., Кушнер В.С. Резание материалов: учебник для вузов. Москва: Высшая школа, 2009. 535 с.
- Berghof-Hasselbächer E. Atlas of Microstructures. DGRT, Berlin, 2013. 35 p.
- Hiorns H. Metallography: An Introduction to the Study of the Structure of Metals, Chiefly by the Aid of the Microscope. DGRT, Berlin, 2009. 236 p.
- Zlateva G. Microstructure of Metals and Alloys: An Atlas of Transmission Electron Microscopy Images. Taylor&Francis Group, London, 2008. 188 p.
- Degner W., Lutze H., Smejkal E. Spanende Formung: Theorie, Berechnung, Richtwerte. Carl Hanser Verlag Muenchen Wien, 1993. 246 p.
- Ortmann R., Haberling E. Testing of the ability to grind high-speed steel, possibilities and limits // TEW. Technical Reports. 1975. Vol. 1. No. 2. P. 142–146.
- Sakuma K., Koshima K., Mukue H. Characteristics of grindability of high-speed steel produced by powder metallurgy // Technology Repots of the Kjushu University.1980. Vol. 53. No. 5. P. 557–562.
- Wick C. Better tools from PM high-speed steels // Manufacturing Engineering. 1980. Vol. 85. No. 3. P. 52–54.
- 26. Звягина Л.Д. Исследование и разработка быстрорежущих сталей, не содержащих вольфрама. Автореф. дис. канд. техн. наук. Москва, 1974. 14 с.

Series: Materials Science and Engineering. 2020, vol. 709, no. 2, article 022022. https://doi.org/10.1088/1757-899X/709/2/022022

- Afonichkina A. Premieres of the season from SANDVIK CORO-MANT. *Stankoinstrument*. 2021, no. 4 (25), pp. 60–61. (In Russ.).
- 6. News of tool production. *Glavnyi mekhanik*. 2018, no. 8, pp. 49–51. (In Russ.).
- Cherkashin S.O., Vidin D.V., Lashchinina S.V., Korotkova L.P. Current state of the market of cutting tools made of high-speed steels. In: XI All-Russ. Sci. and Pract. Conf. of Young Scientists "Young Russia", April 16-19, 2019, no. 40103. (In Russ.).
- 8. Korotkova L.P. *Tool Materials*. Kemerovo: izd. KuzSTU, 2006, 179 p. (In Russ.).
- 9. Petrov A.K., Parabina G.I., Osadchii A.N. Structural features and properties of high-speed steels obtained by powder metallurgy. *Stal*'. 1981, no. 6, pp. 40–44. (In Russ.).
- Mukhin G.G., Korotkova L.P. Nature of the high hardness of p/m high-speed steels. *Metal Science and Heat Treatment: Springer New-York Consultants Bureau*. 1983, no. 10, pp. 680–682. https://doi.org/10.1007/BF00772750
- Korotkova L.P., Korotkov A.N., Laschinina S.V. Influence of production technology on the structure and properties of powder highspeed steels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 971, article 022096. https://doi.org/10.1088/1757-899X/971/2/022096
- Osadchii A.N., Revyakin S.V., Kiiko G.V. Production of powder high-speed steel at Dneprospetsstal plant. *Stal*[']. 1981, no. 11, pp. 273–274. (In Russ.).
- Parabina G.I., Marchenko L.N., Zubkova V.T. Hot gas-static pressing (GGP) of high-speed steel powder. In: *Powder High-Speed Steels for Tools*. Moscow, 1977, pp. 11–14. (In Russ.).
- **14.** Randall G. *A Z of Powder Metallurgy*. Elsevier Science, 2006, 288 p.
- Savilov A.V., Nikulin D.S., Nikolaeva E.P., Rodygina A.E. Current state of production of high-performance cutting tools from powder high-speed steels and hard alloys. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2013, no. 6 (77), pp. 26–33. (In Russ.).
- Reznikov A.N., Aleksentsev E.I., Barats Ya.I., etc. *Abrasive and Diamond Processing of Materials*. Reznikov A.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 391 p. (In Russ.).
- 17. Maslov E.N. *Theory of Materials Grinding*. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 320 p. (In Russ.).
- Vereshchaka A.S., Kushner V.S. Materials Cutting: Textbook for Universities. Moscow: Vysshaya shkola, 2009, 535 p. (In Russ.).
- 19. Berghof-Hasselbächer E. Atlas of Microstructures. DGRT, Berlin, 2013, 35 p.
- **20.** Hiorns H. *Metallography: An Introduction to the Study of the Structure of Metals, Chiefly by the Aid of the Microscope*. DGRT, Berlin, 2009, 236 p.
- Zlateva G. Microstructure of Metals and Alloys: An Atlas of Transmission Electron Microscopy Images. Taylor&Francis Group, London, 2008, 188 p.
- Degner W., Lutze H., Smejkal E. Spanende Formung: Theorie, Berechnung, Richtwerte. Carl Hanser Verlag Muenchen Wien, 1993, 246 p. (In Germ.).
- **23.** Ortmann R., Haberling E. Testing of the ability to grind high-speed steel, possibilities and limits. *TEW. Technical Reports.* 1975, vol. 1, no. 2, pp. 142–146.
- Sakuma K., Koshima K., Mukue H. Characteristics of grindability of high-speed steel produced by powder metallurgy. *Technology Repots of the Kjushu University*. 1980, vol. 53, no. 5, pp. 557–562.
- Wick C. Better tools from PM high-speed steels. *Manufacturing Engineering*. 1980, vol. 85, no. 3, pp. 52–54.
- **26.** Zvyagina L.D. Research and development of high-speed steels without tungsten. Extended Abstract of Cand. Sci. Diss. Moscow, 1974, 14 p. (In Russ.).

27. Адаскин А.М., Кремнев М.С., Геллер Ю.А., Туменко В.В., Дягтеренко Н.С., Каменкович А.С. Зависимость шлифуемости быстрорежущих сталей от их химического состава // Станки и инструменты. 1969. № 8.1. С. 28–31. 27. Adaskin A.M., Kremnev M.S., Geller Yu.A., Tumenko V.V., Dyagterenko N.S., Kamenkovich A.S. Dependence of high-speed steels grinding ability on their chemical composition. *Stanki i instrumenty*. 1969, no. 8.1, pp. 28–31. (In Russ.).

Aleksandr N. Korotkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., of the Chair "Metal-Cutting Machines and Tools", T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

Сведения об авторах / Information about the Authors

Лидия Павловна Короткова, к.т.н., доцент, заместитель
заведующего кафедрой «Металлорежущие станки и инструмен-
ты», Кузбасский государственный технический университет
им. Т.Ф. ГорбачеваLidiya P. Korotkova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof, Deputy Head of the
Chair "Metal-Cutting Machines and Tools", T.F. Gorbachev Kuzbass State
Technical University
ORCID: 0000-0001-8869-7698
E-mail: techmet@list.ruFermail: techmet@list.ruE-mail: techmet@list.ru

Александр Николаевич Коротков, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты», Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева

ORCID: 0000-0002-4787-718X *E-mail:* korotkov.a.n@mail.ru

> Поступила в редакцию 21.12.2021 После доработки 26.01.2022 Принята к публикации 31.10.2022

Received 21.12.2021 Revised 26.01.2022 Accepted 31.10.2022

ORCID: 0000-0002-4787-718X

E-mail: korotkov.a.n@mail.ru

Материаловедение / Material science



Оригинальная статья УДК 538.911 DOI 10.17073/0368-0797-2022-12-861-868

https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2451



Энергия и скорость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динамическое моделирование

И. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев², Р. Ю. Ракитин³

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

² Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

³ Алтайский государственный университет (656038, Россия, Алтайский край, Барнаул, Комсомольский пр., 100)

Аннотация. Методом молекулярной динамики проведено исследование скольжения краевой и винтовой дислокаций в стали Гадфильда и в чистом ГЦК железе (аустените) в зависимости от температуры и скорости деформирования. Полная дислокация появляется в настоящей модели сразу в виде расщепленной на пару частичных дислокаций Шокли, разделенных дефектом упаковки. Расстояние между частичными дислокациями составляет несколько нанометров. При увеличении скорости сдвига это расстояние уменьшается. Согласно полученным данным энергии краевой и винтовой дислокаций в стали выше, чем в чистом аустените. Энергия полной краевой дислокации в ү-железе и в стали Гадфильда составляет в среднем 2,0 и 2,3 эВ/Å, винтовой — 1,3 и 1,5 эВ/Å соответственно. Получены зависимости скорости скорости скольжения краевой и винтовой дислокаций в зависимости от скорости сдвига и температуры. Скорость скольжения краевой дислокации во всех случаях выше, чем винтовой, что объясняется отличием скорости распространения продольной и поперечной волн в материале. С ростом скорости сдвига скорость скольжения возрастает до определенного предела, зависящего от скорости распространения соответствующих упругих волн. При низких и нормальных температурах скорость скольжения дислокаций в стали Гадфильда существенно (примерно в полтора раза) ниже по сравнению с чистым ГЦК железом. В чистом железе с ростом температуры скорость скольжения дислокаций возрастает (что связано связано, по всей видимости, с интенсификацией диффузии примесных атомов углерода), а затем, как и в железе, падает.

Ключевые слова: молекулярная динамика, дислокация, аустенит, сталь Гадфильда, скорость дислокации

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Энергия и скорость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динамическое моделирование // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 861–868. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-861-868

Original article

ENERGY AND VELOCITY OF SLIDING OF EDGE AND SCREW DISLOCATIONS IN AUSTENITE AND HADFIELD STEEL: MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION

I. V. Zorya¹, G. M. Poletaev², R. Yu. Rakitin³

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

² Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

³Altai State University (100 Komsomol'skii Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

Abstract. The sliding of edge and screw dislocations in Hadfield steel and in pure HCC iron (austenite) depending on temperature and deformation rate was studied by the method of molecular dynamics. The complete dislocation appears in the present model immediately in the form of a split into a pair of partial Shockley dislocations separated by a packing defect. The distance between partial dislocations is several nanometres. As the shear rate increases, this distance decreases. According to the data obtained, the energies of edge and screw dislocations in steel are higher than in pure austenite. The energy of the total edge dislocation in γ -iron and Hadfield steel averages 2.0 and 2.3 eV/Å, helical – 1.3 and 1.5 eV/Å respectively. Dependences of the sliding velocity of the edge and screw dislocations on the shear rate and temperature were obtained. The sliding velocity of the edge dislocation is in all cases higher than the screw one, which is explained by the difference in the propagation velocity of longitudinal and transverse waves in the

material. With an increase in the shear rate, the sliding speed increases to a certain limit, depending on the propagation velocity of the corresponding elastic waves. At low and normal temperatures, the sliding velocity of dislocations in Hadfield steel is significantly (about one and a half times) lower compared to pure HCC iron. In pure iron, the sliding velocity of dislocations decreases with increasing temperature. However, for Hadfield steel, this dependence is nonmonotonic: as the temperature increases to about 500 K, the dislocation rate increases. That is probably due to the intensification of diffusion of impurity carbon atoms; then, as in iron, it decreases.

Keywords: molecular dynamics, dislocation, austenite, Hadfield steel, dislocation velocity

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Energy and velocity of sliding of edge and screw dislocations in austenite and Hadfield steel: Molecular dynamics simulation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 861–868. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-861-868

Введение

Образованию и скольжению дислокаций в металлах и сплавах посвящено много работ, в том числе выполненных с помощью компьютерного моделирования [1-5]. Помимо сложных вопросов взаимодействия дислокаций друг с другом и с различными дефектами внимание в современных работах обращено и на относительно простые вопросы, например, зависимость скорости скольжения дислокации от температуры и скорости деформирования [3, 6]. С ростом скорости деформирования скорость дислокаций, как известно, сначала растет, а затем достигает некоторого предела, который, как правило, меньше скорости звука в данном материале. Причем разные авторы приводят разные значения этого предела в отношении к скорости звука [3, 6-8]. С ростом температуры, как отмечает большинство исследователей, скорость скольжения дислокаций снижается [3, 6, 7]. В качестве причин этого снижения рассматривают фононное рассеяние, изменение модуля сдвига с температурой и т.д.

Настоящая работа посвящена исследованию с помощью метода молекулярной динамики скольжения краевой и винтовой дислокаций в стали Гадфильда и в у-железе (аустените) в зависимости от температуры и скорости деформирования. Отдельное рассмотрение у-железа связано со стремлением выделить роль примесей (марганца и углерода) в стали Гадфильда. Эта сталь благодаря ее превосходной способности к деформационному упрочнению [9, 10] имеет большое практическое значение и долгую историю исследования уникальных свойств. Вместе с тем на сегодняшний день существует очень мало работ, посвященных моделированию ее атомной структуры и процессов, происходящих в ней в условиях деформации, на атомном уровне, что обусловлено, в частности, сложностью моделирования подобных многокомпонентных систем. В настоящее время остается ряд вопросов, связанных с механизмами протекания пластической деформации на атомном уровне в сталях, которые возможно решить методами компьютерного моделирования. К таким вопросам относятся, например, особенности образования и распространения дислокаций в зависимости от различных факторов, механизмы взаимодействия друг с другом, границами зерен, двойниками и другими дефектами.

Описание модели

Сталь Гадфильда, как известно, является многокомпонентной системой и, помимо классических железа, марганца и углерода, может содержать массу других легирующих элементов [9, 10]. В настоящем исследовании ограничились системой, включающей три базовых элемента: ү-Fe в качестве матрицы, марганец и углерод. Для описания взаимодействий атомов железа друг с другом использовался ЕАМ потенциал Лау [11], хорошо воспроизводящий структурные, энергетические и упругие характеристики аустенита [11, 12]. Для всех остальных пяти межатомных взаимодействий в системе у-Fe – Mn – С использовались потенциалы Морзе, найденные ранее в работе [13] на основе экспериментальных данных по энергии растворения и энергии миграции соответствующих примесных атомов в кристалле ГЦК железа, радиусу атомов, их электроотрицательности, энергии взаимной связи и другим характеристикам.

При моделировании атомной структуры стали Гадфильда использовалось стандартное соотношение компонентов: 13 % Mn и 1,2 % C (по массе) (или 12,63 % Mn и 5,33 % С (ат.)) [9, 10]. Атомы марганца вводили в ГЦК решетку железа случайным образом, замещая атомы железа. Энергия связи атомов марганца и углерода в решетке аустенита очень высокая – порядка 0,35 эВ согласно данным работы [14], т.е. примерно того же порядка, что и энергия связи атомов углерода с вакансиями (0,37-0,41 эВ [15]). То есть атомы марганца являются своего рода эффективными «ловушками» для примесных атомов углерода, не позволяя, в частности, последним образовывать скопления на дислокациях и границах зерен. В связи с этим атомы углерода вводились в модели в ближайшие к атомам марганца октаэдрические пустоты ГЦК решетки. Выбор атомов марганца, рядом с которыми вводились атомы углерода, а также выбор одной из соседних с ними октаэдрических пустот, производились случайно.

В γ-железе, которое рассматривалось в настоящей работе для сравнения со сталью Гадфильда, на всем интервале варьирования температуры тип кристаллической решетки сохранялся постоянным, полиморфное превращение не учитывалось. Как уже говорилось выше, рассмотрение аустенита проводилось для определения вклада примесей марганца и углерода в изучаемых процессах. Шаг интегрирования по времени (согласно методу молекулярной динамики) составлял 2 фс [16 – 18]. Температуру в модели задавали через начальные скорости атомов согласно распределению Максвелла. При задании температуры обязательным являлся учет теплового расширения кристаллической решетки. Для используемых в работе потенциалов межатомного взаимодействия предварительно были найдены усредненные коэффициенты теплового расширения в молекулярно-динамической модели: 18·10⁻⁶ K⁻¹ для γ-Fe и 16·10⁻⁶ K⁻¹ для стали Гадфильда. Для сохранения температуры постоянной в процессе моделирования использовался термостат Нозе-Гувера.

В кристаллах с ГЦК решеткой преимущественной является система скольжения $\{111\} < 110 > [7, 8]$. Плоскости $\{111\}$ – наиболее плотноупакованные, в этих же плоскостях образуются дефекты упаковки (ДУ). Вектор Бюргерса полной дислокации в этом случае $\frac{1}{2} < 110 >$. Но такая дислокация, как правило, расщепляется на две частичные дислокации с векторами Бюргерса $\frac{1}{6} < 112 >$, между которыми формируется дефект упаковки.

Для моделирования движущейся дислокации была создана прямоугольная расчетная ячейка, содержащая около 30 000 атомов (рис. 1), с ориентацией осей: $X - [\overline{110}], Y - [\overline{112}], Z - [111].$ Плоскость XY в данном случае соответствует плоскости скольжения дислокации (111). Для инициации движения дислокации создавался сдвиг от торца расчетной ячейки. На рис. 1, а изображена схема создания движущейся полной краевой дислокации $\frac{1}{2}[\overline{1}01](111)$, а на рис. 1, δ – винтовой дислокации $\frac{1}{2}[\bar{1}10](111)$. Темные заштрихованные области с левого торца перемещались как единое целое вдоль показанных направлений: в случае моделирования краевой дислокации верхняя часть торца смещалась вдоль плотноупакованного направления [101], нижняя – вдоль противоположного направления [101] (рис. 1, a); в случае винтовой – вдоль направлений [$\overline{110}$] (ось X) и [110]. Атомы внутри темных заштрихованных областей в процессе компьютерного моделирования смещались только вдоль указанных направлений с задаваемой скоростью сдвига V_{τ} . Граничные условия с этой стороны, таким образом, были жесткими. Вдоль оси Х,



Рис. 1. Модель краевой (а) и винтовой (б) дислокаций

Fig. 1. Model of edge (a) and screw (b) dislocations

вдоль ядра дислокации, граничные условия задавались периодическими, то есть имитировалось бесконечное повторение структуры расчетной ячейки вдоль оси X. По другим границам использовали специальный тип граничных условий – условно жесткий: все атомы в серой области (сверху, снизу и справа на рис. 1) в процессе моделирования имели возможность двигаться только вдоль плоскости XY, движение вдоль оси Z исключалось. Этого было достаточно для удержания, с одной стороны, заданной прямоугольной формы расчетной ячейки и, с другой стороны, свободного выхода дислокаций за ее пределы.

Скорость сдвига V, оставалась постоянной в течение компьютерного эксперимента. В некоторый момент времени сдвиг в левой части расчетной ячейки провоцировал появление дислокации: краевой или винтовой в зависимости от направления сдвига. Полная дислокация появлялась сразу в виде расщепленной на пару частичных дислокаций Шокли, разделенных дефектом упаковки в плоскости (111). Для краевой дислокации реакция расщепления имела вид $\frac{1}{2}[\overline{1}01] \rightarrow \frac{1}{6}[\overline{2}11] + \frac{1}{6}[\overline{1}\overline{1}2],$ для винтовой $-\frac{1}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{1}{6}[\bar{2}11]$. Расстояние между частичными дислокациями определяется, как известно, энергией дефекта упаковки. В настоящей работе оно составляло несколько нанометров (в зависимости от скорости сдвига), что согласуется с результатами моделирования других авторов, например, в работах [3-5].

Результаты и обсуждение

Для расчета энергии дислокации в расчетной ячейке выбиралась расчетная область (выделена голубым на рис. 1). В процессе движения дислокации и прохождения ее через расчетную область вычисляли разность начальной и текущей потенциальной энергий атомов в области, деленной на ширину расчетной ячейки вдоль оси X, то есть на длину ядра дислокации. Размер расчетной области вдоль оси Y подбирали таким, чтобы он, с одной стороны, был больше расстояния между частичными дислокациями (чтобы в расчетной области мог одновременно поместиться весь комплекс из двух частичных дислокаций) и, с другой, не такой большой, чтобы в нее могла войти часть следующей дислокации. Начальную температуру задавали равной 0 К, но в процессе создания и движения дислокации расчетная ячейка нагревалась до температуры порядка 10 К.

Теоретически энергия дислокации *W*, приходящаяся на единицу ее длины *l*, определяется по формуле [7, 19]

$$\frac{W}{l} = \frac{\mu b^2}{4\pi K} \ln \frac{R}{r_0},\tag{1}$$

где μ — модуль сдвига; b — модуль вектора Бюргерса; R — радиус расчетной области; r_0 — условный радиус; K — параметр, зависит от типа дислокации (K = 1 и K = 1 — v для винтовой и краевой дислокации); v — коэффициент Пуассона.

Энергия полной краевой дислокации для разных металлов может принимать значения 1 – 3 эВ/Å [7, 19, 20].

В первую очередь провели исследование влияния на энергию полных дислокаций (то есть всего комплекса из двух частичных плюс энергии дефекта упаковки между ними) ширины расчетной ячейки (размера вдоль оси X на рис. 1) и скорости сдвига V_{τ} . На рис. 2, a показано изменение удельной энергии расчетной области (эВ/Å) при прохождении полной краевой дислокации в γ -железе при разной скорости сдвига.

Скорость сдвига V_{τ} , как можно видеть, практически не влияет на высоту пика энергии расчетной области, но до значений примерно 40-50 м/с. При скорости сдвига V_{τ} больше 40-50 м/с энергия слабо увеличивается из-за дополнительных напряжений и меньшего расстояния между соседними дислокациями. Скорость самих дислокаций при прохождении расчетной области при этом тоже увеличивается, что



Рис. 2. Изменения энергии расчетной области при прохождении краевой дислокации в γ-железе при скорости сдвига 20, 40 и 60 м/с (*a*) и в образцах стали Гадфильда при скорости сдвига 20 м/с (*б*)

Fig. 2. Changes in energy of the calculated area during the passage of edge dislocation in γ -iron at a shear rate of 20, 40 and 60 m/s (*a*) and in Hadfield steel samples at a shear rate of 20 m/s (δ)

видно, например, по сравнительно более узкому пику для 60 м/с (рис. 2, *a*).

На рис. 2, б приведены изменения энергии расчетной области при прохождении краевой полной дислокации в стали Гадфильда в четырех расчетных ячейках с разным случайным распределением примесных атомов. Графики для разных образцов немного отличаются, но в целом картина схожая: энергия дислокации в стали чуть выше, чем в ү-железе, а скорость при тех же условиях существенно ниже, что можно легко оценить по ширине пиков на графиках. Скорость дислокации в стали ниже по вполне очевидным причинам: из-за торможения дислокации примесями, в основном, углерода, которые имеют положительную энергию связи как с дислокациями, так и с дефектами упаковки. В работах [21, 22], например, для энергии связи атомов углерода с дислокациями в ОЦК железе приводятся значения от 0,4 до 0,7 эВ в зависимости от типа и ориентации дислокации.

На рис. 3 приведены графики изменения энергии расчетной области для винтовой дислокации. Видно, что энергия винтовой дислокации заметно меньше, чем краевой. Как и для краевой, скорость винтовой дислокации в стали меньше, а энергия чуть больше. Кроме того, винтовая дислокация в стали могла остановиться в расчетной области или поменять плоскость скольжения с (111) на (11).

Энергия полной краевой дислокации в γ-железе и в стали Гадфильда составила в среднем 2,0 и 2,3 эB/Å, винтовой – 1,3 и 1,5 эB/Å соответственно.

Скорость движения дислокации определялась в модели с помощью анализа смещений атомов в двух реперных точках, расположенных вдоль оси движения дислокации Y. На рис. 4, *а* приведены полученные зависимости скорости краевой и винтовой дислокаций от скорости сдвига v_{τ} . Средняя скорость дислокации с ростом скорости сдвига v_{τ} , что очевидно, увеличивается. Но это, как известно, происходит до определенного предела, зависящего от скорости звука в металле [3, 6-8]. Скорость краевой дислокации (рис. 4, *a*) выше винтовой, что также является известным фактом и объясняется отличием скоростей распространения продольных и поперечных волн в материале [7, 8, 19].

Дислокации в стали Гадфильда при низких температурах двигались со скоростью, меньшей примерно в 1,5 раза, чем в ү-железе при тех же условиях. При слишком высоких скоростях сдвига (обычно уже выше 400 м/с) происходило дополнительное дефектообразование и даже разрушение кристаллической решетки. При винтовом типе сдвига разрушения начинались при еще меньших значениях: начиная примерно с 200 м/с.

С ростом температуры, согласно различным источникам [3, 6-8], скорость дислокации снижается. На это влияют фононное рассеяние, зависимость от температуры модулей сдвига и т. д. Для учета факторов, тормозящих дислокацию, введен так называемый коэффициент сопротивления *B* [3, 6], скорость дислокации *v* записывается в виде [3]

$$v = \frac{\tau b}{B},\tag{2}$$

где т – сдвиговое напряжение; *b* – модуль вектора Бюргерса.

Коэффициент сопротивления пропорционален температуре [6]:

$$B = \frac{3kzT}{10b^2c_s},\tag{3}$$

где k – постоянная Больцмана; z – количество атомов в элементарной ячейке; T – температура; c_s – скорость поперечной волны.

Таким образом, согласно формуле (3), с ростом температуры скорость дислокации в металле уменьшается, что также подтверждается в модели для γ -железа (рис. 4, δ). Однако для стали Гадфильда получен иной результат, где отчетливо проявилось влияние примесей. При низких температурах они тормозили дислокацию,



Рис. 3. Изменения энергии расчетной области при прохождении винтовой дислокации при скорости сдвига 20 м/с в γ-железе (*a*) и в образцах стали Гадфильда (δ)

Fig. 3. Changes in energy of the calculated area during the passage of screw dislocation at a shear rate of 20 m/s in γ -iron (a) and in Hadfield steel samples (δ)



Рис. 4. Зависимости скорости скольжения дислокаций от скорости сдвига при температуре 50 К (*a*) и от температуры при скорости сдвига 20 м/с (б): 1 и 2 – краевая и винтовая дислокация в ГЦК железе; 3 и 4 – краевая и винтовая дислокация в стали Гатфильда;

5 – краевая дислокация в трех разных образцах стали Гатфильда

Fig. 4. Dependences of dislocation sliding velocity on shear velocity at a temperature of 50 K (*a*) and on temperature at a shear velocity of 20 m/s (δ): *1* and 2 – edge and screw dislocation in HCC iron; 3 and 4 – edge and screw dislocation in Hatfield steel; 5 – edge dislocation in three different samples of Hatfield steel

их скорость примерно в 1,5 раза оказалась ниже, чем в γ -железе. С ростом температуры примерно до 500 К скорость дислокаций в стали, наоборот, возрастала, что, по всей видимости, объясняется интенсификацией диффузии примесных атомов углерода. При температуре примерно с 500 до 1100 К (рис. 4, δ) скорость дислокации в стали почти совпадала с зависимостью для скорости дислокации в аустените, оставаясь чуть ниже. Но затем, при дальнейшем повышении температуры, снижалась более интенсивно, чем в чистом железе. Последнее связано, видимо, с влиянием примесей, вследствие дополнительного «фононного шума» от них и искажения кристаллической решетки.

Выводы

Методом молекулярной динамики проведено исследование скольжения краевой и винтовой дислокаций в стали Гадфильда и в γ-железе (аустените) в зависимости от температуры и скорости деформирования. Полная дислокация появлялась в настоящей модели сразу в виде расщепленной на пару частичных дислокаций Шокли, разделенных дефектом упаковки. Расстояние между частичными дислокациями составляло несколько нанометров. При увеличении скорости сдвига оно уменьшалось. Согласно полученным данным, энергии краевой и винтовой дислокаций в стали оказались выше, чем в чистом аустените. Энергия полной краевой дислокации в γ-железе и в стали Гадфильда составила в среднем 2,0 и 2,3 эВ/Å, винтовой – 1,3 и 1,5 эВ/Å соответственно.

Получены зависимости скорости скольжения краевой и винтовой дислокаций от скорости сдвига и температуры. Скорость скольжения краевой дислокации во всех случаях была выше, чем винтовой, что объясняется отличием скорости распространения продольной и поперечной волн в материале. С ростом скорости сдвига скорость скольжения возрастала до определенного предела, зависящего от скорости распространения соответствующих упругих волн. При низких и нормальных температурах скорость скольжения дислокаций в стали Гадфильда оказалась существенно (примерно в полтора раза) ниже по сравнению с у-железом. С ростом температуры скорость скольжения дислокаций в ү-железе уменьшается. Однако для стали Гадфильда эта зависимость оказалась немонотонной: сначала, по мере увеличения температуры примерно до 500 К скорость дислокаций возрастала, что связано, по всей видимости, с интенсификацией диффузии примесных атомов углерода, а затем, как и в железе, падала.

Список литературы / References

Chen C., Meng F., Ou P., Lan G., Li B., Chen H., Qiu Q., Song J. Effect of indium doping on motions of <a>-prismatic edge dislocations in wurtzite gallium nitride // Journal of Physics: Condensed Matter. 2019. Vol. 31. No. 31. Article 315701.

https://doi.org/10.1088/1361-648X/ab1bf3

- Olmsted D.L., Hector Jr. L.G., Curtin W.A., Clifton R.J. Atomistic simulations of dislocation mobility in Al, Ni and Al/Mg alloys // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2005. Vol. 13. No. 3. P. 371–388. https://doi.org/10.1088/0965-0393/13/3/007
- Chen C., Meng F., Ou P., Lan G., Li B., Chen H., Qiu Q., Song J. Effect of indium doping on motions of <a>-prismatic edge dislocations in wurtzite gallium nitride. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2019, vol. 31, no. 31, article 315701. https://doi.org/10.1088/1361-648X/ab1bf3

 Olmsted D.L., Hector Jr. L.G., Curtin W.A., Clifton R.J. Atomistic simulations of dislocation mobility in Al, Ni and Al/Mg alloys. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2005, vol. 13, no. 3, pp. 371–388. https://doi.org/10.1088/0965-0393/13/3/007

- Zhao S., Osetsky Y.N., Zhang Y. Atomic-scale dynamics of edge dislocations in Ni and concentrated solid solution NiFe alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 701. P. 1003–1008. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.165
- Rodney D., Ventelon L., Clouet E., Pizzagalli L., Willaime F. Ab initio modeling of dislocation core properties in metals and semiconductors // Acta Materialia. 2017. Vol. 124. P. 633–659. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.049
- Hunter A., Beyerlein I.J., Germann T.C., Koslowski M. Influence of the stacking fault energy surface on partial dislocations in fcc metals with a three-dimensional phase field dislocations dynamics model // Physical Review B. 2011. Vol. 84. Article 144108. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.144108
- Po G., Cui Y., Rivera D., Cereceda D., Swinburne T.D., Marian J., Ghoniem N. A phenomenological dislocation mobility law for bcc metals // Acta Materialia. 2016. Vol. 119. P. 123–135. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.016
- 7. Фридель Ж. Дислокации. Москва: Мир, 1967. 660 с.
- 8. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. Москва: Атомиздат, 1972. 600 с.
- Zhang F.C., Lv B., Wang T.S., Zheng C.L., Zhang M., Luo H.H., Liu H., Xu A.Y. Explosion hardening of Hadfield steel crossing // Materials Science and Technology. 2010. Vol. 26. No. 2. P. 223–229. https://doi.org/10.1179/174328408X363263
- Chen C., Lv B., Ma H., Sun D., Zhang F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel // Tribology International. 2018. Vol. 121. P. 389–399. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.044
- Lau T.T., Forst C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Manybody potential for point defect clusters in Fe-C alloys // Physical Review Letters. 2007. Vol. 98. Article 215501. https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501
- Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe-C austenite // Computational Materials Science. 2009. Vol. 45. No. 2. P. 235–239. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013
- 13. Poletaev G.M., Rakitin R.Y. Molecular dynamics study of stressstrain curves for γ-Fe and Hadfield steel ideal crystals at shear along the <111> direction // Materials Physics and Mechanics. 2021. Vol. 47. No. 2. P. 237–244. https://doi.org/10.18149/MPM.4722021_6
- Massardier V., Le Patezour E., Soler M., Merlin J. Mn-C interaction in Fe-C-Mn steels: study by thermoelectric power and internal friction // Metallurgical and Materials Transactions A. 2005. Vol. 36. P. 1745–1755. https://doi.org/10.1007/s11661-005-0039-x
- Slane J.A., Wolverton C., Gibala R. Carbon–vacancy interactions in austenitic alloys // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 370. No. 1-2. P. 67–72. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.08.073
- 16. Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D. Role of point defects in self-diffusion along low-angle twist boundaries in fcc metals: A molecular dynamics study // Journal of Micromechanics and Molecular Physics. 2018. Vol. 3. No. 1&2. Article 1850001. https://doi.org/10.1142/S2424913018500017
- 17. Poletaev G.M. Self-diffusion in liquid and solid alloys of the Ti–Al system: molecular-dynamics simulation // Journal of Experimental and Theoretical Physics. 2021. Vol. 133. No. 4. P. 455–460. https://doi.org/10.1134/S1063776121090041
- Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic collective displacements of atoms in metals and their role in the vacancy mechanism of diffusion // Physics of the Solid State. 2009. Vol. 51. No. 4. P. 727–732. https://doi.org/10.1134/S106378340904012X
- Cahn R.W., Haasen P. Physical Metallurgy. 4th ed. Amsterdam: North-Holland Physics Publishing, 1996. 2740 p.
- 20. Zhou X.W., Sills R.B., Ward D.K., Karnesky R.A. Atomistic calculations of dislocation core energy in aluminium // Physical Review B. 2017. Vol. 95. Article 054112. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.95.054112

- Zhao S., Osetsky Y.N., Zhang Y. Atomic-scale dynamics of edge dislocations in Ni and concentrated solid solution NiFe alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 701, pp. 1003–1008. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.165
- Rodney D., Ventelon L., Clouet E., Pizzagalli L., Willaime F. Ab initio modeling of dislocation core properties in metals and semiconductors. *Acta Materialia*. 2017, vol. 124, pp. 633–659. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.049
- Hunter A., Beyerlein I.J., Germann T.C., Koslowski M. Influence of the stacking fault energy surface on partial dislocations in fcc metals with a three-dimensional phase field dislocations dynamics model. *Physical Review B*. 2011, vol. 84, article 144108. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.144108
- Po G., Cui Y., Rivera D., Cereceda D., Swinburne T.D., Marian J., Ghoniem N. A phenomenological dislocation mobility law for bcc metals. *Acta Materialia*. 2016, vol. 119, pp. 123–135. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.016
- Friedel J. Dislocations. Pergamon, 1964, 512 p. (Russ. ed.: Friedel J. Dislokatsii. Moscow: Mir, 1967, 660 p.). https://doi.org/10.1016/C2013-0-02250-5
- Hirth D., Lothe I. *Theory of Dislocations*. Oxford, 1972. (Russ. ed.: Hirth D., Lothe I. *Teoriya dislokatsii*. Moscow: Atomizdat, 1972, 600 p.).
- Zhang F.C., Lv B., Wang T.S., Zheng C.L., Zhang M., Luo H.H., Liu H., Xu A.Y. Explosion hardening of Hadfield steel crossing. *Materials Science and Technology*. 2010, vol. 26, no. 2, pp. 223–229. https://doi.org/10.1179/174328408X363263
- Chen C., Lv B., Ma H., Sun D., Zhang F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*. 2018, vol. 121, pp. 389–399. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.044
- Lau T.T., Forst C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Manybody potential for point defect clusters in Fe-C alloys. *Physical Re*view Letters. 2007, vol. 98, article 215501. https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501
- Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe-C austenite. Computational Materials Science. 2009, vol. 45, no. 2, pp. 235–239. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013
- 13. Poletaev G.M., Rakitin R.Y. Molecular dynamics study of stressstrain curves for γ-Fe and Hadfield steel ideal crystals at shear along the <111> direction. *Materials Physics and Mechanics*. 2021, vol. 47, no. 2, pp. 237–244. https://doi.org/10.18149/MPM.4722021_6
- Massardier V., Le Patezour E., Soler M., Merlin J. Mn-C interaction in Fe-C-Mn steels: study by thermoelectric power and internal friction. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005, vol. 36, pp. 1745–1755. https://doi.org/10.1007/s11661-005-0039-x
- Slane J.A., Wolverton C., Gibala R. Carbon–vacancy interactions in austenitic alloys. *Materials Science and Engineering: A.* 2004, vol. 370, no. 1-2, pp. 67–72. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.08.073
- Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D. Role of point defects in self-diffusion along low-angle twist boundaries in fcc metals: A molecular dynamics study. *Journal of Micromechanics and Molecular Physics*. 2018, vol. 3, no. 1&2, article 1850001. https://doi.org/10.1142/S2424913018500017
- Poletaev G.M. Self-diffusion in liquid and solid alloys of the Ti–Al system: molecular-dynamics simulation. *Journal of Experimental* and Theoretical Physics. 2021, vol. 133, no. 4, pp. 455–460. https://doi.org/10.1134/S1063776121090041
- Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic collective displacements of atoms in metals and their role in the vacancy mechanism of diffusion. *Physics of the Solid State*. 2009, vol. 51, no. 4, pp. 727–732. https://doi.org/10.1134/S106378340904012X
- Cahn R.W., Haasen P. *Physical Metallurgy*. 4th ed. Amsterdam: North-Holland Physics Publishing, 1996, 2740 p.
- Zhou X.W., Sills R.B., Ward D.K., Karnesky R.A. Atomistic calculations of dislocation core energy in aluminium. *Physical Review B*. 2017, vol. 95, article 054112. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.95.054112

 Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe-C alloys // Scripta Materialia. 2015. Vol. 108. P. 19–22.

https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.06.012

- 22. Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Яковлева И.Л., Зубкова Т.А. Моделирование диффузии углерода вблизи дислокации b/2[010](001) в цементите // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 2. С. 172–178. https://doi.org/10.7868/S0015323013020095

Ирина Васильевна Зоря, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции, Сибирский государственный индустриальный университет ORCID: 0000-0001-5748-813X *E-mail:* zorya.i@mail.ru

Геннадий Михайлович Полетаев, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики и математического моделирования, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

ORCID: 0000-0002-5252-2455 **E-mail:** gmpoletaev@mail.ru

Роман Юрьевич Ракитин, к.ф.-м.н., доцент, директор колледжа, Алтайский государственный университет **ORCID:** 0000-0002-6341-2761 **E-mail:** gmpoletaev@mail.ru Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe-C alloys. *Scripta Materialia*. 2015, vol. 108, pp. 19–22. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.06.012

22. Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Yakovleva I.L., Zubkova T.A. Computer simulation of carbon diffusion near b/2[010](001) dislocation in cementite. *Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 2, pp. 155–161. https://doi.org/10.1134/S0031918X13020099

Сведения об авторах / Information about the Authors

Irina V. Zorya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Heat-Gas-Water Supply, Water Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University ORCID: 0000-0001-5748-813X

E-mail: zorya.i@mail.ru

Gennadii M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Advanced Mathematics and Mathematical Modeling, Polzunov Altai State Technical University ORCID: 0000-0002-5252-2455 E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Roman Yu. Rakitin, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Director of the College, Altai State University ORCID: 0000-0002-6341-2761 *E-mail:* gmpoletaev@mail.ru

Вклад авторов / Contribution of the Authors

И. В. Зоря – постановка задачи, анализ литературных источников, обработка результатов и написание основного текста статьи.

Г. М. Полетаев – постановка задачи и разработка компьютерной модели, анализ литературных источников, обработка результатов, редактирование финальной версии статьи.

Р. Ю. Ракитин – создание компьютерной модели, проведение расчетов и получение результатов, подготовка рисунков и графиков для статьи.

I. V. Zorya – statement of the problem, analysis of literary sources, processing of the results, writing the main text.

G. M. Poletaev – statement of the problem, development of a computer model, analysis of literary sources, processing of the results, editing the article final version.

R. Yu. Rakitin – creation of a computer model, calculations and obtaining the results, preparation of drawings and graphs.

Поступила в редакцию 14.04.2022 После доработки 17.05.2022 Принята к публикации 18.09.2022 Received 14.04.2022 Revised 17.05.2022 Accepted 18.09.2022 Материаловедение / Material science



Оригинальная статья

YJK 538.951 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-869-878 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2452



Закономерности деформационного γ → α' мартенситного превращения в аустенитной нержавеющей стали, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства

Е. В. Мельников, С. В. Астафуров, Г. Г. Майер,

Е. А. Колубаев, Е. Г. Астафурова

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

- Аннотация. В работе изучается взаимосвязь деформационного упрочнения и кинетики деформационного γ→α′ фазового превращения в хромоникелевой стали 06Х19Н9Т, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства, в условиях одноосного статического растяжения при комнатной температуре и при температуре кипения жидкого азота. Аддитивно-произведенная сталь имеет двухфазную (γ + δ)-структуру с повышенным содержанием δ-феррита (≈14 %). Постпроизводственная термическая обработка при 1100 °C (в течение 1 ч) позволяет уменьшить объемное содержание δ-феррита до 6 %, то есть сформировать в стали преимущественно аустенитную структуру, близкую к полученным традиционными металлургическими методами аналогам. Пластическая деформация аддитивно-произведенной стали сопровождается формированием деформационного α′-мартенсита, объемная доля которого возрастает с увеличением степени пластической деформации и с понижением температуры испытания. С использованием метода магнитофазового анализа показано, что при комнатной температуре кинетика деформационного γ→α′-превращения «вялая» (низкая) и она (так же, как стадийность и коэффициент деформационного упрочнения) слабо зависит от содержания δ-феррита в структуре стали, полученной аддитивным методом. При этом повышенное содержание δ-фазы при этих условиях деформирования способствует росту предела текучести и снижает удлинение до разрушения аддитивно-полученных образцов. При низкотемпературной деформации, когда наблюдается быстрая кинетика деформиционного у-φа'-превращения б-феррита образование α'-мартенсита при пластической деформационного γ→α'-превращения, в стали с большей объемной долей δ-феррита образование α'-мартенсита при пластической деформации идет медленнее, а деформационное упрочнение слабее, чем в образцах с малым содержание δ-фазы.
- *Ключевые слова:* аустенитная нержавеющая сталь, аддитивное производство, деформационное упрочнение, γ → α' фазовый переход, разрушение
- Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ Сибирского отделения РАН, проект FWRW-2022-0005. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ Сибирского отделения РАН.
- *Благодарности:* Авторы работы выражают благодарность к.ф.-м.н. В.Е. Рубцову и к.ф.-м.н. С.Ю. Никонову за помощь в аддитивном производстве сталей.
- *Для цитирования:* Мельников Е.В., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г. Закономерности деформационного γ → α' мартенситного превращения в аустенитной нержавеющей стали, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 869–878. *https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-869-878*

E. V. Mel'nikov, S. V. Astafurov, G. G. Maier,

E. A. Kolubaev, E. G. Astafurova

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

Abstract. The relationship between strain hardening and kinetics of deformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ phase transformation in chromium-nickel steel Fe–19Cr–9Ni–0.7Ti–0.06C wt. % obtained by electron beam additive manufacture was studied under uniaxial static tension at room temperature

and at liquid nitrogen temperature. Additively-produced steel had a two-phase ($\gamma + \delta$) structure with an increased content of δ -ferrite (\approx 14 %). Postproduction heat treatment at 1100 °C (for 1 h) allowed to reduce its volume content down to 6 %, that is, a predominantly austenitic structure in steel was close to those for analogues obtained by traditional metallurgical methods. Plastic deformation of additively-produced steel was accompanied by the formation of deformation α' -martensite, the volume fraction of which increased with an increase in the strain and with a decrease in the test temperature. Using the method of magnetophase analysis, it was shown that at room temperature, kinetics of the deformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation was sluggish and it, as well as the stage and magnitude of the strain hardening, weakly depended on the content of δ -ferrite in the structure of steel obtained by the additive method. At the same time, increased content of the δ -phase under these deformation conditions contributed to an increase in the yield strength and reduced elongation to failure of the additively obtained samples. At low-temperature deformation, when the rapid kinetics of deformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation was observed, the formation rate of α' -martensite under plastic deformation was slower and strain hardening was weaker in steel with a larger volume fraction of δ -ferrite than those in the samples with low content of δ -phase.

Keywords: austenitic stainless steel, additive manufacturing, strain hardening, $\gamma \rightarrow \alpha'$ phase transition, fracture

- *Funding:* The work was performed within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW-2022-0005. The research was carried out using the equipment of the Research Center "Nanotech" of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.
- Acknowledgements: The authors express their gratitude to V.E. Rubtsov, Cand. Sci. (Phys.-Math.) and to S.Yu. Nikonov, Cand. Sci. (Phys.-Math.) for their assistance in additive manufacturing of steels.
- For citation: Mel'nikov E.V., Astafurov S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Astafurova E.G. Deformation-induced martensitic $\gamma \rightarrow \alpha'$ -transformation in stainless steel obtained by electron beam additive manufacture. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 869–878. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-869-878

Введение

Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) - один из современных промышленных методов создания трехмерных изделий сложной формы на основе цифровой 3D-модели путем послойного нанесения металлической проволоки или порошка с одновременным их расплавлением источником энергии (электронным лучом) [1-4]. Процесс изготовления осуществляется в вакуумной камере, это обеспечивает чистоту рабочей среды во время аддитивного производства (АП) и исключает окисление исходного материала (проволоки/порошка), что положительно сказывается на качестве получаемой заготовки. Широкий сортамент и более низкая цена проволоки по сравнению с порошками делают процесс АП менее дорогим, а использование проволок допускает более высокую скорость осаждения материала из-за ограничений скорости подачи порошка в процессе АП. Помимо этого, использование проволочной аддитивной технологии позволяет избежать пористости, присущей материалам, изготовленным порошковыми методами АП.

Среди множества материалов в ЭЛАП процессах активно применяются хромоникелевые аустенитные нержавеющие стали (АНС) как один из наиболее востребованных в разных отраслях промышленности конструкционных материалов [5, 6]. Несмотря на большое количество исследовательских работ, посвященных АП аустенитных нержавеющих сталей [6 – 8], ряд вопросов по получению необходимых эксплуатационных свойств в них не решен. В частности, сложная термическая история и неравновесные условия кристаллизации в процессе АП приводят к формированию анизотропной и неоднородной (двухфазной γ -аустенит + δ -феррит) микроструктуры в сталях этого класса [9 – 11]. Постпроизводственная термическая обработка полученных

заготовок [7, 9] или изменение химического состава материала, используемого в АП [12, 13], могут быть применены для улучшения структуры стальных заготовок, полученных методом ЭЛАП, но они не позволяют полностью устранить два основных недостатка таких материалов: анизотропию зеренной структуры и достаточно высокую долю δ-феррита, которая после АП может достигать 20 % [7].

Эксплуатация изделий, полученных методом АП, может быть сопряжена с механическим воздействием. Холодная пластическая деформация АНС вызывает образование разного рода деформационных дефектов в структуре и часто сопровождается $\gamma \rightarrow \varepsilon, \gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \to \alpha'$ мартенситными превращениями [14 – 16]. Индуцированный деформацией мартенсит способствует изменению механических свойств стали, что проявляется в увеличении коэффициентов деформационного упрочнения и достижении повышенных прочностных свойств [5, 17, 18]. Известно, что $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситные превращения в АНС характеризуются сильной ориентационной зависимостью, то есть последовательность, кинетика и сама по себе возможность таких превращений зависят от кристаллографической ориентации монокристалла или зерен в поликристалле (например, текстуры) по отношению к оси нагружения. В работах И.В. Киреевой показано, что $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ мартенситное превращение в монокристаллах аустенитных хромоникелевых сталей подавлено, если ось растяжения совпадает с кристаллографическим направлением <001>, а кристаллы <111> и <011>, напротив, благоприятно ориентированы для его развития [15]. С использованием текстурированных поликристаллов Д. Гудчайлд [19] также подтвердил ориентационную зависимость развития мартенситного превращения в АНС, хотя он отмечал формирование α'-фазы необычной морфологии при растяжении поликристаллов с текстурой <001>. Известно, что в АНС,

полученных методом ЭЛАП, формируются вытянутые (столбчатые) зерна, ориентированные вдоль направления роста заготовки, которые имеют преимущественную ориентацию вдоль длинной оси [1 – 4, 6, 20]. Следовательно, характерная для аддитивно-полученных аустенитных нержавеющих сталей анизотропия механических свойств [7, 20] может быть вызвана, в том числе, ориентационной зависимостью деформационного мартенситного превращения в них.

Вопрос деформационного упрочнения и деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения для сталей, полученных при АП, в литературе не изучен, хотя после анализа становится понятным, что в таких сталях не только δ-феррит, но и текстура могут влиять на деформационное поведение и механические свойства АНС.

В настоящей работе изучали закономерности $\gamma \rightarrow \alpha'$ фазового превращения в АНС, полученной методом ЭЛАП, в условиях одноосного статического растяжения при комнатной температуре и температуре кипения жидкого азота (в условиях вялой и быстрой кинетики мартенситных превращений). Ось растяжения образцов была выбрана таким образом, чтобы избежать растяжения вдоль кубической ориентации, то есть рассмотреть деформационное упрочнение аддитивно-полученной стали в условиях, когда деформационное мартенситное превращение не подавлено.

Цель работы – установить влияние содержания δ -феррита на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ фазового превращения в АНС, полученной методом ЭЛАП.

Методика эксперимента

Методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства с использованием проволоки (диаметром 1,2 мм) из АНС марки 06Х19Н9Т была сформирована заготовка (стенка) с линейными размерами 110×35×8 мм. В качестве материала подложки использовали пластину из АНС марки 08Х18Н9, в процессе роста пластину из АНС марки 08Х18Н9, в процессе роста пластину принудительно не охлаждали. Процесс ЭЛАП проходил в вакууме (10⁻³ Па) при следующих параметрах: I = 45 мА – сила тока; U = 30 кВ – напряжение; развертка луча 4,5×4,5 мм; $V_{\rm n} = 3,6$ мм/с – скорость подачи проволоки; частота сканирования 1 кГц.

Одну часть стальных образцов исследовали в состоянии после ЭЛАП без постпроизводственной обработки (далее обозначены как АП). Другую часть образцов подвергали термической обработке, заключающейся в выдержке при температуре 1100 °С в течение 1 ч и закалке в воду комнатной температуры (обозначены АП + ТО). Перед исследованиями структуры и механическими испытаниями образцы были механически отшлифованы (с использованием наждачной бумаги разной зернистости) и электролитически отполированы в растворе $25 \Gamma CrO_3 + 200 \text{ мл H}_3PO_4$.

Для проведения испытаний на растяжение из полученной стенки были вырезаны плоские образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $12 \times 2,6 \times 1,4$ мм. Механические испытания проводили методом одноосного статического растяжения на механической установке Instron 1185 с начальной скоростью деформации $5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ при температурах ($T_{\rm g}/T_{\rm d}$) 23 и –196 °C (температура кипения жидкого азота). Ось растяжения образцов совпадала с направлением осаждения слоев (перпендикулярно направлению роста стенки).

Рентгенофазовый (РФА) и рентгеноструктурный (РСА) анализы проводили на дифрактометре ДРОН 7 (Буревестник) с использованием Со K_{α} -излучения. Для рентгеновского анализа плоские образцы вырезали перпендикулярно направлению осаждения проволоки с целью установить фазовый состав стали и выявить текстуру вдоль оси растяжения образцов. Параметр кристаллической решетки фаз определяли путем экстраполяции зависимости величин (a_{hkl}) , определенных для каждой рентгеновской линии с индексами (hkl), от функции ($\cos\theta$ cot θ).

Структуру образцов изучали с использованием метода световой микроскопии (СМ) на металлографическом микроскопе Альтами МЕТ 1С.

Объемную долю магнитной фазы ($V_{\rm мф}/V_{mp}$, δ -феррит + + α' -мартенсит) определяли методом магнитофазового анализа (МФА) с использованием ферритометра МВП-3 (Кропус). Диаметр площади контакта датчика ферритометра, взаимодействующего с образцом при измерении, составляет 1 мм, а анализируемый объем представляет собой полусферу диаметром примерно 5 мм. Для построения диаграмм распределения магнитной фазы по рабочей части образца выполняли измерение с шагом 2 мм для перекрытия областей анализа и построения непрерывной зависимости. Для выявления зависимости содержания деформационного мартенсита в структуре стали от степени деформации измерения проводили на образцах, растянутых до разных степеней пластической деформации, с шагом 10 %.

Для сопоставления данных для образцов аддитивно-изготовленной стали с аналогичными образцами, полученными традиционными методами литья и термообработки, все исследования были проведены также для промышленных образцов стали 12X18H10T, закаленных в воду после выдержки при 1050 °C в течение 1 ч (размер аустенитного зерна составляет 23 мкм [21], по тексту такие образцы обозначены как литые). В литых образцах стали 12X18H10T доля δ-феррита составляет менее 1 %.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Структура и фазовый состав АНС, полученной ЭЛАП

На рис. 1, *а* представлены рентгенограммы для образцов в исходном (АП) и обработанном (АП + ТО)

состояниях. Рентгенограммы содержат дифракционные линии, соответствующие γ -аустениту и δ -ферриту. Соотношение интенсивностей рентгеновских линий указывает на формирование поликристаллической структуры с текстурой <111> в направлении, перпендикулярном плоскости образца, для которого получена рентгенограмма. Этот экспериментальный факт свидетельствует о «благоприятном» типе текстуры для развития $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ мартенситных превращений в полу-



Рис. 1. Рентгенограммы (*a*) и металлографические изображения структуры образцов в исходном (*б*) и обработанном (*в*) состояниях

ченных методом ЭЛАП образцах, подготовленных для растяжения [15, 19].

Образцы АП имеют преимущественно аустенитную структуру с небольшой долей δ -феррита: 13,7 ± 0,2 % по данным МФА. Параметры кристаллической решетки аустенита и феррита: $a_{\gamma} = 3,5935 \pm 0,0002$ Å и $a_{\delta} = 2,8720 \pm 0,0004$ Å. После термообработки интенсивности ферритных пиков уменьшаются, что указывает на уменьшение объемной доли этой фазы в образцах АП + ТО по сравнению с АП (рис. 1, *a*): по данным МФА она снижается до 5,5 %. Параметры решетки аустенитной и ферритной фаз слабо изменяются после отжига: $a_{\gamma} = 3,5923 \pm 0,0003$ Å и $a_{\delta} = 2,8773 \pm 0,0003$ Å.

На рис. 1, б, в приведены металлографические изображения микроструктуры образцов в исходном и обработанном состояниях. После аддитивного роста заготовка имеет двухфазную микроструктуру, состоящую из аустенитной матрицы и колоний дендритов δ-феррита (рис. 1, б). Появление δ-феррита и формирование двухфазной (ү + б)-структуры связано с технологическими особенностями процесса ЭЛАП: сложной термической историей, обусловленной многократным нагревом и охлаждением заготовки [6-11]. Также во время осаждения проволоки (расплавление/ кристаллизация) ее химический состав обедняется по никелю, что приводит к изменению хромоникелевого эквивалента ($\operatorname{Cr}_{eq}/\operatorname{Ni}_{eq}$) [7, 22]. Для сталей, близких по составу к исследуемой, в процессе АП при охлаждении сначала кристаллизуется феррит, а затем аустенит, а последняя ступень превращения ($\gamma + \delta$) $\rightarrow \gamma$ не завершена. Подобная дендритная микроструктура характерна для Fe-Cr-Ni сталей, полученных методом 3D-печати [6 – 8].

Постпроизводственная термообработка приводит к изменению морфологии структуры: колонии дендритов δ -феррита частично растворяются, образуя отдельные фрагменты сферической формы (рис. 1, ϵ). То есть постпроизводственная обработка способствует завершению превращения $\delta \rightarrow \gamma$, но не позволяет полностью устранить остаточный феррит. Полученные результаты согласуются с данными других публикаций [6 – 11].

Механические свойства и фазовые превращения при растяжении АНС, полученной методом ЭЛАП

На рис. 2, *a*, *б* приведены диаграммы растяжения для исследуемых образцов в инженерных и истинных координатах. При понижении температуры деформации от 23 до –196 °С изменяются вид кривых течения и стадийность пластической деформации. Появление стадии с высоким деформационным упрочнением при пониженной температуре деформации вызвано формированием большой доли мартенситной α'-фазы [7, 15].

При комнатной температуре зависимости напряжение – удлинение для исследуемых образцов имеют близкую стадийность, но деформационное упрочнение,

Fig. 1. XRD pattern (a) and metallographic images of the sample structure in the initial (δ) and processed (α) states



Рис. 2. Диаграммы растяжения в инженерных (*a*) и истинных (б) координатах; зависимости коэффициентов деформационного упрочнения от деформации (*в*):

1 – литой, $T_{_{\pi}} = 23$ °C; $2 - A\Pi$, $T_{_{\pi}} = 23$ °C; $3 - A\Pi + TO$, $T_{_{\pi}} = 23$ °C; 4 - литой, $T_{_{\pi}} = -196$ °C; $5 - A\Pi$, $T_{_{\pi}} = -196$ °C; $6 - A\Pi + TO$, $T_{_{\pi}} = -196$ °C

Fig. 2. Tensile diagrams in engineering (a) and true (δ) coordinates; dependence of the strain hardening coefficients on deformation (θ): $1 - \text{cast}, T_{\mu} = 23 \text{ °C}; 2 - \text{additive production (AP)}, T_{\mu} = 23 \text{ °C};$ $3 - \text{AP} + \text{heat-treatment (HT)}, T_{\mu} = 23 \text{ °C}; 4 - \text{cast}, T_{\mu} = -196 \text{ °C};$ $5 - \text{AP}, T_{\mu} = -196 \text{ °C}; 6 - \text{AP} + \text{HT}, T_{\mu} = -196 \text{ °C}$

удлинение и прочностные свойства различаются. В результате постпроизводственной термической обработки предел текучести ($\sigma_{0,2}$) при комнатной температуре испытания для образцов АП снижается, предел прочности ($\sigma_{\rm B}$) повышается, а пластичность (δ) уменьшается на 20 % (рис. 2, *a*, *b*, кривые 2, 3; таблица). При этом при $T_{\rm n} = -196$ °C исследуемые образцы (независимо от содержания феррита) обладают близкими значениями удлинения до разрушения и $\sigma_{\rm B}$, но величина предела текучести также уменьшается после термообработки (рис. 2, *a*, *б*, кривые 5, *б*; таблица).

Большие значения предела текучести и меньшее относительное удлинение до разрушения образцов АП (рис. 2, a, b; таблица) по сравнению с образцами АП + ТО вызвано повышенным содержанием δ-феррита (13,7 % против 5,5 %), так как у-фаза более пластична и обладает меньшими прочностными свойствами [23]. Это также вызвано уменьшением доли межфазных границ, которые препятствуют движению дислокаций при деформации, тем самым увеличивается длина свободного пробега дислокаций в аустенитных зернах [7]. Форма диаграммы растяжения, пластичность и коэффициенты деформационного упрочнения у образцов АП + ТО близки к таковым, полученным для литых образцов с аустенитной структурой (рис. 2, а – в, кривые 1, 3; таблица). Несмотря на это, предел текучести образцов АП + ТО существенно ниже, чем у литых аналогов, что вызвано, вероятно, различиями в зеренной структуре образцов: размер аустенитных зерен литой стали значительно меньше (23 мкм [21]), чем у аддитивно-произведенной. Аустенитные зерна ЭЛАП стали вытянуты вдоль направления роста заготовки и их размеры составляют 50-100 мкм в поперечном сечении и 150 – 500 мкм в длину.

При комнатной температуре деформации стадийность пластического течения и деформационное упрочнение слабо зависят от фазового состава стали и метода ее изготовления (рис. 2, e, кривые 1 - 3).

При $T_{\rm g} = -196$ °С присутствие небольшой доли феррита в образцах АП + ТО влияет на деформационное упрочнение стали только на ранних стадиях пластического течения (при $\varepsilon < 15$ %), но при $\varepsilon > 15$ % стадийность пластического течения и деформационное упрочнение литых (однофазных) и образцов АП + ТО одинаковы (рис. 2, *в*, кривые 4, 6). На стадии активного развития МП при $\varepsilon > 15$ % у образцов АП наклон зависимостей $d\theta/d\varepsilon$ ниже, чем у литых и образцов АП + ТО (рис. 2, *в*, кривые 4 – 6). То есть, при близкой

Механические свойства литой и аддитивно-полученной АНС

Mechanical properties of cast	
and additive-obtained austenitic stainless steel (AS	S)

Образец	$T_{_{\mathcal{I}},}$ °C	σ _{0,2} , МПа	$\sigma_{_{\rm B}}, {\rm M}\Pi{\rm a}$	Δ, %
литой	23	330	1040	75
АΠ	23	230	855	49
$A\Pi + TO$	23	200	945	69
литой	-196	345	2300	45
АΠ	-196	290	2220	38
$A\Pi + TO$	-196	205	2240	44
70

стадийности пластического течения (рис. 2, *a*, *б*, кривые 4-6), когда в сталях данного класса активируется деформационный $\gamma \to \varepsilon$, $\gamma \to \varepsilon \to \alpha'$ или $\gamma \to \alpha'$ фазовый переход, при одинаковых степенях деформации коэффициент деформационного упрочнения в образцах АП с большой долей δ-феррита ниже, чем в образцах двух других типов с преимущественно аустенитной структурой.

Пластическая деформация АНС осуществляется путем дислокационного скольжения, двойникования и деформационно-индуцированных $\gamma \rightarrow \varepsilon$, $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \rightarrow \alpha'$ МП [5, 14, 15]. Зарождение α' -мартенсита деформации происходит преимущественно на дефектах структуры, образовавшихся в исходной аустенитной фазе при пластической деформации: в области скопления дислокаций, на пересечении двойников и полос локализованной деформации, полос сдвига и двойников в нескольких системах, на пересечении полос сдвига и пластин ε -мартенсита [14, 15, 24 – 27]. Среди перечисленных фаз (γ , ε , α' , δ) δ -феррит и α' -мартенсит являются ферромагнитными, следовательно, их объемную долю можно измерить методом МФА.

На рис. 3 приведены данные об объемной доле и распределении магнитной фазы (δ -феррит + α' -мартенсит) в образцах АП и АП + ТО в зависимости от степени и температуры деформации при растяжении. Так как содержание δ -феррита при деформации не изменяется, то увеличение объемной доли магнитной фазы с деформацией обусловлено ростом содержания α' -мартенсита ($V_{\alpha'}$) в структуре стали.

Как видно из рис. 3, а, в, величина $V_{\rm Mb}$ монотонно увеличивается с ростом степени пластической деформации при комнатной температуре: то есть пластическая деформация сопровождается формированием деформационного α' -мартенсита. До $\varepsilon = 30$ % (комнатная температура деформации) наблюдается квазиоднородное распределение феррита по длине рабочей части образцов АП и АП + ТО. При $\delta = 40$ % величина $V_{\rm Mb}$ в центре образца АП заметно возрастает (рис. 3, в), а на кривой распределения $V_{_{\rm M}\!\phi}$ по длине рабочей части образца можно выделить область с повышенным содержанием феррита, в которой впоследствии формируется макроскопическая шейка, предшествующая разрушению. Образцы АП + ТО при комнатной температуре деформируются до больших степеней пластической деформации, поэтому общее содержание δ - и α' -фаз в них после разрушения больше, чем в разрушенных образцах АП (рис. 3, *a*, *b*). Но до $\varepsilon = 30$ % оба типа образцов (АП и АП + ТО) обладают близкой кинетикой деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения при $T_{_{\rm II}} = 23$ °C, хотя доля деформационного мартенсита в образцах АП + ТО немного выше. При $\varepsilon = 30$ % в образцах АП и АП + ТО формируется примерно 10-12 % деформационного α'-мартенсита, что и обусловливает близкие значения коэффициентов деформационного упрочнения (также близких к дан-







Fig. 3. Dependence of the magnetic phase content in the samples of $V_{\text{stdp}} \text{AP}(a, \delta)$ and samples of AP + HT (e, z) on the degree of deformation of the test temperature at 23 °C (a, e) and -196 °C (δ, z) : — without deformation $(\delta$ -ferrite), В образцах, растянутых при температуре кипения жидкого азота (-196 °C), существенный рост значений V_{мф} наблюдается с ранних степеней пластической деформации (рис. 3, б, г). Это находится в соответствии с ранее описанными закономерностями деформационного упрочнения сталей аустенитного класса при развитии $\gamma \to \alpha'$ -превращения [28]. На стадии роста упрочнения с деформацией $\theta(\epsilon)$ (при деформации от 10 до 30 %) (рис. 2, в) происходит быстрый рост содержания α'-фазы в структуре аддитивно-полученных образцов (рис. 3, б, г), а при больших степенях деформации происходит снижение коэффициента упрочнения и содержание α'-мартенсита увеличивается незначительно. При близких величинах общего удлинения для двух типов образцов кинетика $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения в АП + ТО более быстрая (стадийность упрочнения и значения коэффициентов упрочнения близки к данным для литой стали), доля α' -фазы больше и $\theta(\varepsilon)$ выше, чем в АП-образцах. Формирование большей величины $V_{a'}$ в АП + ТО-образцах, вероятно, вызвано большей долей ү-фазы, то есть большим объемом материала, в котором реализуется мартенситное превращение. То есть, при пониженных температурах, когда кинетика деформационного фазового перехода быстрая, даже небольшое увеличение содержания б-феррита может приводить к ослаблению кинетики деформационного мартенситного перехода и вызывать снижение деформационного упрочнения стали, произведенной методом АП.

Выводы

В работе изучены деформационное поведение и кинетика $\gamma \rightarrow \alpha'$ деформационного фазового превращения в нержавеющей хромоникелевой стали, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства, в условиях одноосного статического растяжения при комнатной температуре и температуре кипения жидкого азота. Изготовленная методом 3D-печати сталь обладает двухфазной структурой, состоящей из аустенитной матрицы и дендритных колоний δ-феррита (примерно 14 %). Стандартная для АНС термообработка (1100 °C в течение 1 ч с закалкой в воду) обеспечивает 2,5-кратное уменьшение объемной доли феррита.

Экспериментально показано, что независимо от температуры деформации повышенное содержание б-фазы способствует росту предела текучести аддитивно-полученных образцов. Пластическая деформация всех исследуемых образцов сопровождается формированием деформационного α'-мартенсита, объемная доля которого возрастает с увеличением степени пластической деформации. При комнатной температуре деформации кинетика деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения вялая, при этом стадийность пластического течения и величина деформационного упрочнения при растяжении слабо зависят от содержания б-феррита в структуре стали, полученной методом аддитивных технологий. При низкотемпературной деформации, когда наблюдается быстрая кинетика деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения, деформационное упрочнение и кинетика мартенситного превращения слабее в образцах стали с большей объемной долей б-феррита. Полученные экспериментальные данные свидетельствуют в пользу того, что в аустенитных хромоникелевых сталях, полученных методами аддитивного производства, формирование значительной доли б-феррита может изменять кинетику деформационных фазовых переходов и снижать деформационное упрочнение стали.

Список литературы / References

 Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges // Composites Part B: Engineering. 2018. Vol. 143. P. 172–196.

https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012

- Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. Vol. 23. P. 1917–1928. https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z
- Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. Vol. 81. P. 465–481. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 92. P. 112–224. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001

 Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*. 2018, vol. 143, pp. 172–196.

https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012

- Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance. 2014, vol. 23, pp. 1917–1928. https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z
- Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015, vol. 81, pp. 465–481. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018, vol. 92, pp. 112–224. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001

- Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2009. Vol. 65. No. 4-6. P. 39–104. https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001
- Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 772. Article 138633. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633
- Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-building solid-solution treatment // Journal of Materials Science. 2020. Vol. 55. No. 22. P. 9211–9224. https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w
- Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 803. P. 364–370. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.246
- Chen X., Li J., Cheng X., He B., Wang H., Huang Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing // Materials Science and Engineering: A. 2017. Vol. 703. P. 567–577. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.024
- 10. Wang Zh., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // Acta Materialia. 2016. Vol. 110. P. 226–235. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019
- Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely D.W. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 644. P. 171–183. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056
- 12. Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Panchenko M.Yu., Reunova K.A., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. Stable high-nickel austenitic steel produced by electron beam additive manufacturing using dual wire-feed system // Materials Letters. 2021. Vol. 305. Article 130863. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130863
- Panchenko M.Yu., Maier G.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Reunova K.A., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. Microstructure and mechanical properties of Nb-alloyed austenitic CrNi steel fabricated by wire-feed electron beam additive manufacturing // Materials Characterization. 2022. Vol. 190. Article 112063. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112063
- Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Naiden E.P., Korznikov A.V. Martensitic transformations and the evolution of the defect microstructure of metastable austenitic steel during severe plastic deformation by high-pressure torsion // The Physics of Metals and Metallography. 2016. Vol. 117. P. 847–856. https://doi.org/10.1134/S0031918X16080093
- 15. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I. The orientation dependence of γ-α' martensitic transformation in austenitic stainless steel single crystals with low stacking fault energy // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 481-482. P. 737–741. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.204
- 16. Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., Tsuzaki K., Kaibyshev R. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on micro-structure and mechanical properties of an austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2012. Vol. 545. P. 176–186. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.101
- Wasnik D.N., Gopalakrishnan I.K., Yakhmi J.V., Kain V., Samajdar I. Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steels // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 10. P. 1581–1589. https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1581
- **18.** Ghosh S.K., Mallick P., Chattopadhyay P.P. Effect of cold deformation on phase evolution and mechanical properties in an austenitic stainless steel for structural and safety applications // Journal of Iron

- Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports.* 2009, vol. 65, no. 4-6, pp. 39–104. https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001
- Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A.* 2020, vol. 772, article 138633. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633
- Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-building solid-solution treatment. *Journal* of Materials Science. 2020, vol. 55, no. 22, pp. 9211–9224. https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w
- Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 803, pp. 364–370. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.246
- Chen X., Li J., Cheng X., He B., Wang H., Huang Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A.* 2017, vol. 703, pp. 567–577. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.024
- Wang Zh., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2016, vol. 110, pp. 226–235. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019
- Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely D.W. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2015, vol. 644, pp. 171–183. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056
- 12. Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Panchenko M.Yu., Reunova K.A., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. Stable high-nickel austenitic steel produced by electron beam additive manufacturing using dual wire-feed system. *Materials Letters*. 2021, vol. 305, article 130863. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130863
- Panchenko M.Yu., Maier G.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Reunova K.A., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. Microstructure and mechanical properties of Nb-alloyed austenitic CrNi steel fabricated by wire-feed electron beam additive manufacturing. *Materials Characterization*. 2022, vol. 190, article 112063. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112063
- 14. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Naiden E.P., Korznikov A.V. Martensitic transformations and the evolution of the defect microstructure of metastable austenitic steel during severe plastic deformation by high-pressure torsion. *The Physics of Metals* and Metallography. 2016, vol. 117, pp. 847–856. https://doi.org/10.1134/S0031918X16080093
- 15. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I. The orientation dependence of γ-α' martensitic transformation in austenitic stainless steel single crystals with low stacking fault energy. *Materials Science and Engineering: A.* 2008, vol. 481-482, pp. 737–741. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.204
- 16. Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., Tsuzaki K., Kaibyshev R. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on micro-structure and mechanical properties of an austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2012, vol. 545, pp. 176–186. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.101
- 17. Wasnik D.N., Gopalakrishnan I.K., Yakhmi J.V., Kain V., Samajdar I. Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steels. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 10, pp. 1581–1589. https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1581
- **18.** Ghosh S.K., Mallick P., Chattopadhyay P.P. Effect of cold deformation on phase evolution and mechanical properties in an austenitic stainless steel for structural and safety applications. *Journal of Iron*

and Steel Research International. 2012. Vol. 19. No. 4. P. 63–68. https://doi.org/10.1016/s1006-706x(12)60089-2

- 19. Goodchild D., Roberts W.T., Wilson D.V. Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel // Acta Metallurgica. 1970. Vol. 18. No. 11. P. 1137–1145. https://doi.org/10.1016/0001-6160(70)90104-5
- 20. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 820. Article 141519. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519
- Astafurova E.G., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Maier G.G., Moskvina V.A., Zakharov G.N., Smirnov A.I., Bataev V.A. Hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels with ultrafine-grained structures of different morphologies // Physical Mesomechanics. 2019. Vol. 22. No. 4. P. 313–326. https://doi.org/10.1134/S1029959919040076
- Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys // Metallurgical Transactions A. 1989. Vol. 20. No. 10. P. 2117–2131. https://doi.org/10.1007/BF02650298
- Alvarez-Armas I., Degallaix-Moreuil S. Duplex Stainless Steels. Wiley-ISTE. 2009. P. 464. https://doi.org/10.1002/9781118557990
- 24. Das A., Sivaprasad S., Chakraborti P.C., Tarafder S. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during low cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. No. 27. P. 7909–7914. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.011
- 25. Yang H., Zhang J.H., Yongbo X., Meyers M.A. Microstructural characterization of the shear bands in Fe-Cr-Ni single crystal by EBSD // Journal of Materials Science and Technology. 2008. Vol. 24. No. 6. P. 819–828.
- 26. Hedström P., Lienert U., Almer J., Odén M. Stepwise transformation behavior of the strain-induced martensitic transformation in a metastable stainless steel // Scripta Materialia. 2007. Vol. 56. No. 3. P. 213–216. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.10.009
- 27. Inamura T., Takashima K., Higo Y. Crystallography of nanometersized α'-martensite formed at intersections of mechanical γ-twins in an austenitic stainless steel // Philosophical Magazine. 2003. Vol. 83. No. 8. P. 935–954. https://doi.org/10.1080/0141861031000065338
- Sohrabi M.J., Naghizadeh M., Mirzadeh H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: A review // Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2020. Vol. 20. Article 124. https://doi.org/10.1007/s43452-020-00130-1

and Steel Research International. 2012, vol. 19, no. 4, pp. 63–68. https://doi.org/10.1016/s1006-706x(12)60089-2

- Goodchild D., Roberts W.T., Wilson D.V. Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel. *Acta Metallurgica*. 1970, vol. 18, no. 11, pp. 1137–1145. https://doi.org/10.1016/0001-6160(70)90104-5
- 20. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration. *Materials Science and Engineering: A.* 2021, vol. 820, article 141519. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141519
- Astafurova E.G., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Maier G.G., Moskvina V.A., Zakharov G.N., Smirnov A.I., Bataev V.A. Hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels with ultrafine-grained structures of different morphologies. *Physical Mesomechanics*. 2019, vol. 22, no. 4, pp. 313–326. https://doi.org/10.1134/S1029959919040076
- 22. Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*. 1989, vol. 20, no. 10, pp. 2117–2131. https://doi.org/10.1007/BF02650298
- Alvarez-Armas I., Degallaix-Moreuil S. Duplex Stainless Steels. Wiley-ISTE, 2009, p. 464. https://doi.org/10.1002/9781118557990
- 24. Das A., Sivaprasad S., Chakraborti P.C., Tarafder S. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during low cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2011, vol. 528, no. 27, pp. 7909–7914. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.011
- 25. Yang H., Zhang J.H., Yongbo X., Meyers M.A. Microstructural characterization of the shear bands in Fe-Cr-Ni single crystal by EBSD. *Journal of Materials Science and Technology*. 2008, vol. 24, no. 6, pp. 819–828.
- 26. Hedström P., Lienert U., Almer J., Odén M. Stepwise transformation behavior of the strain-induced martensitic transformation in a metastable stainless steel. *Scripta Materialia*. 2007, vol. 56, no. 3, pp. 213–216. *https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.10.009*
- 27. Inamura T., Takashima K., Higo Y. Crystallography of nanometersized α'-martensite formed at intersections of mechanical γ-twins in an austenitic stainless steel. *Philosophical Magazine*. 2003, vol. 83, no. 8, pp. 935–954. *https://doi.org/10.1080/0141861031000065338*
- Sohrabi M.J., Naghizadeh M., Mirzadeh H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: A review. *Archives of Civil* and Mechanical Engineering. 2020, vol. 20, article 124. https://doi.org/10.1007/s43452-020-00130-1

Сведения об авторах / Information about the Authors

Евгений Васильевич Мельников, младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8238-6055 E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Сергей Владимирович Астафуров, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0003-3532-3777 E-mail: svastafurov@gmail.com

Галина Геннадьевна Майер, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН *ORCID:* 0000-0003-3043-9754

E-mail: galinazg@yandex.ru

Evgenii V. Mel'nikov, Junior Researcher of the Laboratory of Physics of Hierarchical Structures in Metals and Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8238-6055 E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Sergei V. Astafurov, Cand. Sci. (Phys.-Math), Senior Researcher of the Laboratory of Physics of Hierarchical Structures in Metals and Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-3532-3777

E-mail: svastafurov@gmail.com

Galina G. Maier, Cand. Sci. (Phys.-Math), Research Associate of Laboratory of Physics of Hierarchical Structures in Metals and Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-3043-9754 E-mail: galinazg@yandex.ru *Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., директор,* Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН *ORCID:* 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Елена Геннадьевна Астафурова, д.ф.-м.н., доцент, заведующий лабораторией физики иерархических структур в металлах и сплавах, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0002-1995-4205

E-mail: elena.g.astafurova@ispms.ru

Evgenii A. Kolubaev, Dr. Sci. (Eng.), Director, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences *ORCID:* 0000-0001-7288-3656

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

Elena G. Astafurova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Laboratory of Physics of Hierarchical Structures in Metals and Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-1995-4205 E-mail: elena.g.astafurova@ispms.ru

Вклад авторов 🖌	CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Е. В. Мельников – формирование основной концепции статьи; подбор иллюстраций; проведение измерений содержания магнитной фазы; анализ результатов магнитофазового анализа. *С. В. Астафуров* – анализ данных рентгеноструктурного анали-

с. *Б. Астадруров* – анализ данных рентгеноструктурного анализа; проведение механических испытаний; подготовка и доработка текста.

Г. Г. Майер – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии; обработка и анализ результатов микроструктурных исследований.

Е. А. Колубаев – научное руководство; подготовка и доработка текста; формулирование выводов.

Е. Г. Астафурова – научное руководство; подготовка и доработка текста; формулирование выводов; редактирование финальной версии статьи.

> Поступила в редакцию 04.08.2022 После доработки 22.09.2022 Принята к публикации 01.10.2022

E. V. Mel'nikov – formation of the main concept of the article; preparation of illustrations; carrying out measurements of the magnetic phase; magnetic phase analysis.

S. V. Astafurov – X-ray diffraction analysis; mechanical testing; preparation and revision of the text.

G. G. Mayer – investigation of microstructure by optical microscopy; processing and analysis of the results of microstructural studies.

E. A. Kolubaev – scientific guidance; preparation and revision of the text; formulation of conclusions.

E. G. Astafurova – scientific guidance; preparation and revision of the text; formulation of conclusions; editing the article final version.

Received 04.08.2022 Revised 22.09.2022 Accepted 01.10.2022

Материаловедение / Material science



Оригинальная статья

YJK 621.01 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-879-886 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2453



Деформация и разрушение Cr – Mn – C – N стали в литом состоянии

Е. Е. Дерюгин, Н. А. Наркевич, Ю. Ф. Гоморова

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

Аннотация. Исследовано влияние граничных условий и скорости нагружения на деформационное поведение и разрушение стали на основе Cr – Mn – C – N аустенита в литом состоянии без дополнительной термической обработки. Закономерности деформации и разрушения стали проанализированы на основе данных испытаний на трехточечный изгиб образцов квадратного сечения с надрезом и без надреза, положенных ребром на опоры. Такое нетрадиционное расположение образца на опорах позволило обнаружить помимо начальной стадии упругой деформации стали еще две стадии развития деформации под действием внешней приложенной силы: стадию нелинейной деформации и стадию прерывистой деформации, предшествующей моменту разрушения образца. Показано, что с увеличением скорости нагружения сопротивление разрушению и протяженность стадии нелинейной деформации образца. Показано, что с увеличением скорости нагружения сопротивление разрушению и протяженность стадии нелинейной деформации образца. С надрезом увеличивается, а протяженность стадии прерывистой деформации уменьшается. Образец без надреза имеет продолжительную стадии нелинейной деформации и проявляет максимальную прочность при отсутствии стадии прерывистого течения. Завершение стадии нелинейной деформации соответствует моменту разрушения образца. Характерным свойством литой стали при заданных условиях нагружения является то, что разрушение образца совершается хрупко, несмотря на продолжительную стадию нелинейной деформации. Структурные металлографические и дифрактометрические исследования показали, что во всех испытаниях разрушение стали проиходит хрупко без следов деформации спределяется не дислокационной пластической деформацией, а механизмом γ → α'-превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбильыми частицами под действием внешней приложенной силы. Стадия перерывистой деформации стали связана с процессом стабильного распространения трецины по поперечному сечению образца.

Ключевые слова: литая Cr – Mn – C – N сталь, дендритная структура, прерывистый распад, нитриды, испытания на изгиб, разрушение

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ Сибирского отдедения РАН (тема FWRW-2021-0009), а также при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-29-00438.

Для цитирования: Дерюгин Е.Е., Наркевич Н.А., Гоморова Ю.Ф. Деформация и разрушение Cr – Mn – C – N стали в литом состоянии // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 879–886. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-879-886

Original article

DEFORMATION AND FRACTURE OF Cr – Mn – C – N STEEL IN AS-CAST CONDITION

E. E. Deryugin, N. A. Narkevich, Yu. F. Gomorova

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 paper studies the influence of boundary conditions and the loading rate on the strain behavior and fracture of Cr - Mn - C - N austenitic steel in the cast state without additional heat treatment. Regularities of steel strain and fracture were analyzed on the basis of three-point bending test data of square-section samples with and without a notch, placed with a rib on supports. In addition to the initial stage of the steel elastic strain, this unconventional arrangement of the sample on supports enabled the detection of two more stages of strain development under the effect of an external applied force: the stage of nonlinear strain and the stage of discontinuous strain preceding the moment of sample failure. As the loading rate increases, it was demonstrated that the fracture resistance and the extent of the nonlinear strain stage of the sample with a notch increases, and the extent of the discontinuous strain stage decreases. The sample without a notch has a prolonged nonlinear strain stage and exhibits maximum strength in the absence of the discontinuous stage. The end of the nonlinear strain stage corresponds to the moment of sample failure. A characteristic property of cast steel under the given loading conditions is that the fracture of the sample is brittle, despite the prolonged stage of non-linear strain. Structural metallographic and diffractometric studies have shown that in all tests the steel fracture is brittle with-out traces of plastic yield. The nonlinear strain stage of steel is determined not by dislocation plastic yield, but by the mechanism of $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation in austenitic interlayers between nitride and car-bide particles under the effect of an external applied force. The discontinuous strain stage of steel is associated with the process of stable crack propagation across the sample.

Keywords: cast Cr - Mn - C - N steel, dendritic structure, intermittent decay, nitrides, bending test, fracture

Funding: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0009 and supported by the Russian Science Foundation, grant RSF 22-29-00438.

For citation: Deryugin E.E., Narkevich N.A., Gomorova Yu.F. Deformation and fracture of Cr – Mn – C – N steel in as-cast condition. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 879–886. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-879-886

Введение

Аустенитные хромомарганцевые стали с высоким содержанием элементов внедрения (C + N) обладают высокими деформационным упрочнением [1 - 3], коррозионной стойкостью [4, 5], выносливостью при знакопеременных нагрузках [3, 6]. Присутствие в их составе углерода не только упрощает плавку (так как исключает необходимость продувки кислородом для окисления углерода или применения высокочистых безуглеродистых компонентов шихты), но и способствует повышению прочностных свойств. В работах [7, 8] отмечено, что азот не только увеличивает прочность, но, как и марганец, повышает жидкотекучесть сталей, делая их более технологичными, чем литейные хромоникелевые стали.

В настоящее время проводятся исследования, направленные на разработку способа формирования износостойких покрытий из рассматриваемых сталей [9–11], а также композиционных покрытий, в которых Cr-Mn-C-N аустенит используется в качестве матрицы [12, 13].

В работах [5, 7, 8] показано, что высокими прочностными свойствами, пластичностью и хладостойкостью обладают Cr-Mn-C-N стали в том случае, когда азот и углерод растворены в аустените, что обеспечивается закалкой от 1150-1200 °С в воде и/или деформационным упрочнением при холодной деформации, в том числе при фрикционных нагрузках. Для систем производства, хранения и транспортирования нефти и природного газа необходимы высокопрочные коррозионностойкие стали, из которых детали сложной формы можно изготовить только литьем [8]. В качестве альтернативы дорогостоящим хромоникелевым сталям могут применяться Cr-Mn-C-N стали. Однако при медленном охлаждении из жидкого состояния или при изотермической выдержке в интервале температур от 400 до 950 °C аустенит в них распадается с образованием частиц Me₂N и Me₂₃C₆ (где Me – металл) [5, 9]. Несмотря на то, что частицы Cr₂N имеют ГПУ (гексагональную плотноупакованную) решетку и обладают высокой твердостью (по разным данным от 15,7 [14] до 29,5 ГПа [15]), старение не оказывает положительного влияния на прочностные свойства сталей, снижает их пластичность [16]. Композитная структура¹, образующаяся из переплетенных прочных дендритных осей и пластичных межосных участков, обеспечивает высокую ударную вязкость литейной стали Cr8Mn28N.

Деформационное поведение и особенности разрушения Cr-Mn-C-N стали в литом состоянии, содержащей нитриды, карбонитриды и карбиды хрома, а также ее трещиностойкость, не изучены.

Целью настоящей работы является исследование влияния граничных условий и скорости нагружения на деформационное поведение и разрушение стали на основе Cr-Mn-C-N аустенита в литом состоянии без дополнительной термической обработки.

Материал и методы исследований

Сталь выплавляли в равновесных условиях в индукционной печи емкостью 50 кг с хромомагнезитовой футеровкой. В качестве шихты использовали металлический лом, среднеуглеродистый феррохром, ферромарганец и азотированный феррохром. Сталь из печи разливали сначала в ковш, а затем в пять земляных форм. У полученных слитков удаляли прибыльную часть с усадочной раковиной. Полученные слитки исследованной Cr-Mn-C-N стали не содержали газовых раковин. Химический состав стали следующий, % (по массе): 24,40 Cr; 16,40 Mn; 1,10 Si; 0,18 Ni; 0,57 C; 0,70 N; 0,017 S; остальное – Fe.

Структуру исследовали на оптическом микроскопе Axiovert 25 (Zeiss, Germany) после травления в растворе C_2H_5OH , HCl и HNO₃ в соотношении объемных частей 3:2:1. Фазовый анализ проводили методом рентгеновской дифрактометрии на приборе XRD-7000 (Shimadzu, Japan) в Co- K_{α} излучении. Структуру поверхности разрушения исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Tescan MIRA 3 LMU.

Деформационное поведение стали анализировалось при трехточечном изгибе образцов при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5582 (Instron, US) со скоростями вертикального перемещения траверсы 0,30 и 0,01 мм/мин по схемам расположения образцов на опорах, показанным на рис. 1. Испытанию подвергали не менее трех образцов каждого материала.

Результаты и обсуждение

Рассматриваемая сталь имеет высокое содержание аустенитообразующих элементов, что после закалки от 1100 °С обеспечивает ее положение на диаграмме Шеффлера [17] в аустенитной области (рис. 2, точка *1*). После разливки в песчаные формы сталь имеет денд-

¹ Горобченко С.Л., Кривцов Ю.С., Андреев А.К., Солнцев Ю.П. Конкурентноспособность арматурного литья за пределами ударной вязкости или применение нового комплексного метода для подтверждения надежности аустенитных сталей для криогенной арматуры. Трубопроводная арматура и оборудование. 2013. Электронный ресурс: http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnostarmaturnogo-litya.html (дата обращения: 04.08.2022).



Рис. 1. Расположение образцов при испытаниях на трехточечный изгиб с опорой на грань (*a*) и на ребро (б) образца



ритную структуру (рис. 3, a), в которой при большом увеличении наблюдаются пластинчатые нитриды Cr_2N . Это соответствует равновесной фазовой диаграмме для стали близкого состава, построенной на основании термодинамических расчетов [5].

Хорошо дифференцируются крупные (около 5 мкм) отдельные частицы карбидов хрома, присутствующие на диаграмме [5], вокруг которых в зонах, обедненных хромом, прерывистый распад аустенита не наблюдается. Обеднение аустенита хромом, азотом и углеродом уменьшает Ni_{eq} и Cr_{eq} (Ni_{eq} = Ni + 25N + 0,5Mn + 0,3Cu + 30C; Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 1,75Nb + 1,5Ti) и изменяет положение стали на диаграмме без изменения фазы (рис. 2, точка 2).

На дифрактограмме (рис. 3, б) показаны отражения от плоскостей аустенита. Рефлексы от частиц на дифрактограмме не определяются из-за большой «шумности» фона, обусловленной дендритной структурой.



Рис. 2. Положение рассматриваемой стали на диаграмме Шеффлера:



Fig. 2. Position of the steel under study in the Schaeffler diagram: I – after quenching from 1100 °C; 2 – in a cast (aged) state when austenite is depleted in chromium, carbon and nitrogen

Образцы сечением 5×5 мм с неглубоким надрезом (глубина 0,5 мм, ширина 0,3 мм) нагружали методом трехточечного изгиба. В опытах на трехточечный изгиб балку кладут гранью на две опоры и прикладывают силу в центре балки (рис. 1, *a*) [18, 19]. В настоящей работе балку располагали не гранью, а ребром на опоры (рис. 1, δ). Предполагали, что такое расположение будет способствовать продлению стадии пластической деформации и стабильного распространения трещины.

На рис. 4 представлены типичные диаграммы сила P – прогиб λ образцов сечением 5×5 мм длиной 50 мм, когда расстояние между опорами L составляет 47 мм.



Рис. 3. Структура литой Сг – Мп – С – N стали: *а* – металлографическое изображение; *б* – дифрактограмма

Fig. 3. Structure of cast Cr - Mn - C - N steel: *a* – metallographic pattern; δ – X-ray diffraction pattern



Рис. 4. Диаграммы нагружения образцов Cr – Mn – C – N стали при испытаниях на трехточечный изгиб со скоростью 0,01 мм/мин: l – без надреза; 2 – с надрезом



Кривая *I* относится к испытанию образца без надреза с медленной скоростью нагружения v = 0,01 мм/мин. Разрушение стали происходит при высокой внешней приложенной силе (на уровне $P = 2355 \pm 15$ H). На диаграмме *I* наблюдаются две стадии (стадии *I* и *II* упругой и нелинейной деформаций). Стадия нелинейной деформации составляет не менее 60 % от общей деформации образца. Начало стадии нелинейной деформации фиксируется при внешней приложенной нагрузке $P_1 = 900 \pm 6$ H. Завершение стадии нелинейной деформации соответствует моменту разрушения образца. Таким образом, характерным свойством стали при заданных условиях нагружения является то, что разрушение образца совершается хрупко, несмотря на продолжительную стадию нелинейной деформации.

Примером деформации образца с нанесенным в центре ребра надрезом является кривая 2. Надрез существенно уменьшает прочность образца и сокращает стадию нелинейной деформации, которая в рассматриваемом случае не превышает 11 % от общей деформации образца. Отклонение от стадии упругой деформации фиксируется при более низком значении силы $(P_1 = 813 \text{ H})$. Кроме того, с момента достижения максимальной нагрузки P_{max} = 1360 Н разрушения образца не происходит и наблюдается стадия III, на которой прерывистым образом происходит релаксация внешней приложенной силы до 1220 Н. Нерегулярный характер релаксации внешней нагрузки указывает на процесс скачкообразного распространении магистральной трещины поперек образца. На рис. 5 представлен момент развития магистральной трещины от надреза, зарегистрированной на стадии III деформации образца.

Влияние скорости нагружения на деформацию образцов с надрезом представлено на рис. 6. Кривая l соответствует скорости v = 0,3 мм/мин, а кривая 2 - 1

скорости v = 0,01 мм/мин. Сравнение показывает, что качественный вид диаграмм при этом не изменяется. И в том, и в другом случае наблюдаются три стадии деформации (упругая, нелинейная и прерывистая деформации). Однако с увеличением скорости нагружения существенно увеличивается прочность материала.

При маленькой (v = 0,01 мм/мин) скорости деформации образца максимальная нагрузка равна 1360 H, в то время как при v = 0,3 мм/мин она достигает уровня 1567 H. Переход к стадии нелинейной деформации практически не зависит от скорости нагружения образца и фиксируется на уровне $P_1 = 800 \pm 10$ H.

Уменьшение скорости нагружения сопровождается увеличением стадии прерывистой деформации, связанной с релаксацией внешней приложенной силы. В случае медленной (v = 0,3 мм/мин) скорости нагружения (рис. 6, кривая 2) наблюдается даже снижение силы на величину $\Delta P = 138$ H.

Кривая 3 на рис. 6 соответствует деформации со скоростью v = 0,01 мм/мин образца с шевронным надрезом, положенного на опоры не ребром, а гранью. Образец имеет самые низкие механические показатели $(P_{\text{max}} = 891 \text{ H}; P_1 = 670 \text{ H}; \Delta P = 15 \text{ H};$ нелинейная деформация менее 1 %).

Анализ поверхностей излома стали Cr-Mn-C-N показал, что характер разрушения всех образцов хрупкий с морфологическими особенностями в виде слоистости (рис. 7, *a*), обусловленной структурой стали с плас-



Рис. 5. Распространение трещины от надреза

Fig. 5. Propagation of a crack from a notch



Рис. 6. Диаграммы нагружения образцов Cr – Mn – C – N стали с надрезом при испытаниях на трехточечный изгиб со скоростью деформации 0,3 мм/мин (1), 0,01 мм/мин (2) и образца с шевронным надрезом со скоростью 0,3 мм/мин (3)

Fig. 6. Loading diagrams of Cr - Mn - C - N steel samples
with a notch under three-point bending tests at a strain rate
of 0.3 mm/min (1), 0.01 mm/min (2) aand sample
with a chevron notch at a rate of $0.3 \text{ mm/min}(3)$

тинчатыми дисперсными частицами Cr_2N (рис. 3, *a*). Нитриды Cr_2N в процессе нагружения разрушаются, провоцируя разрушение образца в целом. В связи с этим наблюдается качественное сходство металлографического изображения структуры (рис. 3, *a*) и поверхности разрушения рассматриваемой стали (рис. 7, *a*). Это не исключает то, что незначительная доля нелинейной деформации образца обусловлена пластической деформацией аустенита. На дифрактограмме, полученной с поверхности излома, помимо отражений от плоскостей аустенита присутствует отражение от плоскости (110) α' -мартенсита с ОЦК решеткой (рис. 7, *б*).

Изменение фазового состава в процессе испытаний на трехточечный изгиб можно оценить по температуре

Md30 [20], при которой после деформирования на 30 % структура состоит из 50 % γ-фазы и 50 % α'-мартенсита. Поскольку только часть содержания (C + N) при охлаждении отливки остается в твердом растворе, а остальная часть находится в связанном виде в нитридах и карбидах хрома (рис. 2, точка 2), то расчетная температура Md30 стали в закаленном состоянии и аустенита в состаренном состоянии повышается до -18 °C. Деформация стали при комнатной температуре инициирует начало $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбидными частицами (рис. 7, б). О деформационном процессе свидетельствует также увеличение полуширин дифракционных максимумов на дифрактограмме, полученной от излома стали, в сравнении с дифрактограммой, полученной от исходной литой структуры стали (рис. 3, б, рис. 5, б). Следовательно, основная доля нелинейной деформации стали обеспечена не пластической деформацией аустенита, а $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращением под действием внешней приложенной силы.

Для стимулирования TRIP-эффекта требуется достаточно высокое локальное напряжение σ_{TRIP} , которое по определению должно быть меньше напряжения начала локального разрушения материала. Нелинейная деформация от TRIP-эффекта зависит от эффективности концентратора напряжения. В образце с шевронным надрезом, положенном на опоры гранью, под действием внешней силы возникает высокая концентрация напряжений в малой окрестности шеврона. Поэтому вклад $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в неупругую деформацию к моменту разрушения образца будет минимальным (рис. 6, кривая 3).

В противоположность этому, при нагружение образца без надреза, положенного ребром на опоры, наблюдается широкая область повышенных напряжений. Достижение значения σ_{TRIP} в широкой области возможно только при достаточно высоком внешнем приложен-



Рис. 7. Структура поверхности разрушения литой Cr – Mn – C – N стали: *a* – РЭМ изображение; *б* – дифрактограмма

Fig. 7. Structure of the fracture surface of cast Cr - Mn - C - N steel: a - SEM pattern; $\delta - X$ -ray diffraction pattern

ном напряжении. В процессе нагружения до начала разрушения $\gamma \to \alpha'$ -превращением будет охвачен достаточно большой объем материала. Начало разрушения будет соответствовать максимуму внешней приложенной силы $P_{\rm max}$ и вклад $\gamma \to \alpha'$ -превращения в неупругую деформацию образца тоже будет максимальным.

Процесс $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения всегда сопровождается релаксацией напряжения. В связи с этим при медленном нагружении фазовым превращением будет охвачен более значительный объем образца, чем при быстром нагружении. Этим объясняется количественное и качественное отличия диаграмм нагружения *l* и 2 (рис. 6).

Разрушение материала на заключительной стадии нагружения определяется скоростью высвобождения упругой энергии при распространении трещины. Чем больше накоплено упругой энергии в объеме образца, тем меньше вероятность устойчивого распространения трещины на стадии предразрушения. Следовательно, чем выше максимум приложенной силы $P_{\rm max}$ к концу стадии нелинейной деформации, тем больше будет длина трещины в сечении образца, а значит, тем продолжительнее будет развиваться стадия *III* деформации. Значение $P_{\rm max} = 2355$ Н при испытании образца без концентратора со скоростью нагружения 0,01 мм/мин оказывается настолько высоким, что разрушение образца происходит спонтанно (рис. 4, диаграмма *I*).

Выводы

В работе исследованы закономерности деформации и разрушения аустенитной Cr-Mn-C-N стали

в литом состоянии на основе данных испытаний на трехточечный изгиб образцов квадратного сечения, положенных ребром на опоры. Подобное расположение образца на опоры позволило выявить новые закономерности, которые невозможно обнаружить при стандартных условиях испытания, когда образец кладется на опоры гранью.

Исследование позволило явно обнаружить три стадии деформации стали под действием внешней приложенной силы (стадию *I* упругой деформации, стадию *II* нелинейной деформации и стадию *III* прерывистой деформации, предшествующей моменту разрушения образца).

Показано, что с увеличением скорости нагружения сопротивление разрушению и протяженность стадии нелинейной деформации образца с надрезом увеличиваются, а протяженность стадии прерывистой деформации уменьшается.

Образец без надреза проявляет максимальную прочность при отсутствии стадии прерывистой деформации.

На основе проведенных исследований показано, что прерывистый характер диаграммы нагружения связан с процессом устойчивого распространения трещины по сечению образца. Во всех случаях разрушение стали происходит хрупко без следов пластической деформации. Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что стадия нелинейной деформации стали определяется не дислокационной пластической деформацией, а механизмом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в аустенитных прослойках между нитридными и карбидными частицами под действием внешней приложенной силы.

Список литературы / References

- Berns H., Gavriljuk V., Riedner S., Tyshchenko A. High strength stainless austenitic CrMnCN stees. Part I: Alloy design and properties // Steel Research International. 2007. Vol. 78. No. 9. P. 714–719. https://doi.org/10.1002/srin.200706274
- Gavriljuk V., Razumov O., Petrov Y., Surzhenko I., Berns H. High strength stainless austenitic CrMnCN stees. Part II: Structural changes by repeated impacts // Steel Research International. 2007. Vol. 78. No. 9. P. 720–723. https://doi.org/10.1002/srin.200706275
- Schymura M., Fischer A. Fatigue of austenitic high interstitial steels – The Role of N and C // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 891-892. P. 403–409.
- https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.403
 Berezovskaya V., Merkushkin E.A. Structure and phase transformations in high nitrogen and high interstitial steels of different alloying systems Short Review // Defect and Diffusion Forum. 2021. Vol. 410. P. 167–172.
- https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.167
- Niederhofer P., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. High interstitial FeCrMnCN austenitic stainless steels for use in tribocorrosive environments. In: Proceedings of the 12th Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS). Hamburg, 2014. P. 50–57.
- Schymura M., Stegemann R. Crack propagation behavior of solution annealed austenitic high interstitial steels // International Journal of Fatigue. 2015. Vol. 79. No.10. P. 25–35. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.04.014
- **7.** Солнцев Ю.Р. Хладостойкие стали и сплавы. Санкт-Петербург: Химиздат. 2005. 476 с.

- Berns H., Gavriljuk V., Riedner S., Tyshchenko A. High strength stainless austenitic CrMnCN stees. Part I: Alloy design and properties. *Steel Research International*. 2007, vol. 78, no. 9, pp. 714–719. https://doi.org/10.1002/srin.200706274
- 2. Gavriljuk V., Razumov O., Petrov Y., Surzhenko I., Berns H. High strength stainless austenitic CrMnCN stees. Part II: Structural changes by repeated impacts. *Steel Research International*. 2007, vol. 78, no. 9, pp. 720–723. https://doi.org/10.1002/srin.200706275
- Schymura M., Fischer A. Fatigue of austenitic high interstitial steels – The role of N and C. Advanced Materials Research. 2014, vol. 891-892, pp. 403–409. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.403
- Berezovskaya V., Merkushkin E.A. Structure and phase transformations in high nitrogen and high interstitial steels of different alloying systems – Short Review. *Defect and Diffusion Forum*. 2021, vol. 410, pp. 167–172.
- https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.167
 5. Niederhofer P., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. High interstitial FeCrMnCN austenitic stainless steels for use in tribocorrosive environments. In: *Proceedings of the 12th Int. Conf. on High Nitro*-
- gen Steels (HNS), Hamburg, 2014, pp. 50–57.
 6. Schymura M., Stegemann R. Crack propagation behavior of solution annealed austenitic high interstitial steels. *International Journal of Fatigue*. 2015, vol. 79, no. 10, pp. 25–35. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.04.014
- 7. Solntsev Yu.R. *Cold-Resistant Steels and Alloys*. St. Petersburg: Khimizdat, 2005, 476 p. (In Russ.).

- Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Сг – Мп – Ni – – Мо – N стали с 0,5 % N. Часть 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 11. С. 894–906. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906
- 9. Панин В.Е., Наркевич Н.А., Дураков В.Г., Шулепов И.А. Управление структурой и износостойкостью электроннолучевого покрытия из углеродоазотистой аустенитной стали // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 2. С. 15–23. https://doi.org/10.24411/1683-805X-2020-12002
- 10. Тагильцева Д.Н., Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Моисеенко Д.Д. Релаксационная способность и трещиностойкость азотистого покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60Х24АГ16 при высоконагруженном изнашивании твердым абразивом // Трение и износ. 2014. Т. 35. № 2. С. 142–150.
- 11. Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н., Дураков В.Г., Шулепов И.А., Иванова Е.А. Структура и износостойкость электронно-лучевых азотистых покрытий // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 5. С. 512–520.
- Иванова Е.А., Наркевич Н.А. Структура и износостойкость азотистых дисперсноупрочненных азотитрованным феррованадием покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. Т. 51. № 10. С. 41–44.
- 13. Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н., Дураков В.Г., Шулепов А.И., Смирнов А.И. Структура, трибологические и механические свойства азотистых электронно-лучевых покрытий, дисперсноупрочненных частицами V(C, N) // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 6. С. 583–592. https://doi.org/10.7868/S0015323013060107
- 14. Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu. Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr–N films // Surface and Coatings Technology. 2000. Vol. 133-134. No. 2-3. P. 181–185. https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00961-0
- Pakala M, Lin R.Y. Reactive sputter deposition of chromium nitride coatings // Surface and Coatings Technology. 1996. Vol. 81. No. 2-3. P. 233–239. https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02488-3
- Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels // Materials Science and Engineering: A. 1996. Vol. 207. No. 2. P. 159–169. https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09991-3
- Colombier L., Hochmann J. Stainless and Heat Resisting Steels. Hodder Arnold H&S, 1976. 560 p.
- 18. Паймушин В.Н., Тарлаковский Д.В., Холмогоров С.А. О неклассической форме потери устойчивости и разрушении композитных тест-образцов в условиях трехточечного изгиба // Ученые записки. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем. науки. 2016. Т. 158. № 3. С. 350–375.
- ГОСТ Р 56805-2015 (ИСО 14125:1998). Композиты полимерные. Методы определения механических характеристик при изгибе. Москва: Стандартинформ. 2016.
- Pickering F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. London: Applied Science Publisher Ltd., 1978. 275 p.

- Kostina M.V., Polomoshnov P.Yu., Blinov V.M., Muradyan S.O., Kostina V.S. Cold resistance of new casting Cr – Mn – Ni – Mo – N steel with 0.5 % of N. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 11, pp. 894–906. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906
- Panin V.E., Narkevich N.A., Durakov V.G., Shulepov I.A. Control of the structure and wear resistance of a carbon-nitrogen austenitic steel coating produced by electron beam cladding. *Physical Mesomechanics*. 2021, vol. 24, no. 1, pp. 53–60. https://doi.org/10.1134/S1029959921010082
- Tagil'tseva D.N., Narkevich N.A., Shulepov I.A., Moiseenko D.D. Relaxation capacity and cracking resistance of nitrous coating produced by electron-beam facing of 0.6C-24Cr-0.7N-16Mn steel powder during wear by hard abrasive under heavy loads. *Journal of Friction and Wear*. 2014, vol. 35, no. 2, pp. 104–110. https://doi.org/10.3103/S1068366614020159
- Narkevich N.A., Tagil'tseva D.N., Durakov V.G., Shulepov I.A., Ivanova E.A. Structure and wear resistance of electron-beam nitrous coatings. *Journal of Friction and Wear*. 2012, vol. 33, no. 5, pp. 374–380. https://doi.org/10.3103/S106836661205008X
- Ivanova E.A., Narkevich N.A. Structure and wear resistance of nitrogenous dispersed coatings reinforced with nitrated ferrovanadium obtained by electron-beam surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, vol. 51, no. 10, pp. 41–44. (In Russ.).
- 13. Narkevich N.A., Tagil'tseva D.N., Durakov V.G., Shulepov A.I., Smirnov A.I. Structure and tribological and mechanical properties of nitrogen electron-beam coatings dispersion-hardened by V(C, N) particles. *Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 6, pp. 535–544. https://doi.org/10.1134/S0031918X13060100
- 14. Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu. Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr–N films. *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol. 133-134, no. 2-3, pp. 181–185. https://doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00961-0
- Pakala M, Lin R.Y. Reactive sputter deposition of chromium nitride coatings. *Surface and Coatings Technology*. 1996, vol. 81, no. 2-3, pp. 233–239. https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02488-3
- Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering: A.* 1996, vol. 207, no. 2, pp. 159–169. https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09991-3
- **17.** Colombier L., Hochmann J. *Stainless and Heat Resisting Steels*. Hodder Arnold H&S, 1976, 560 p.
- Paimushin V.N., Tarlakovskii D.V., Kholmogorov S.A. On non-classical form of stability loss and destruction of composite test samples under three-point bending. *Uchenye zapiski. Kazan. un-ta. Ser. Fiz.-matem. nauki.* 2016, vol. 158, no. 3, pp. 350–375. (In Russ.).
- **19.** GOST R 56805 2015 (ISO 14125:1998). Polymer composites. Methods for determining mechanical characteristics during bending. Moscow: Standartinform, 2016. (In Russ.).
- **20.** Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publisher Ltd., 1978, 275 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ / INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Евгений Евгеньевич Дерюгин, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0003-2195-4906 E-mail: dee@ispms.tsc.ru

Наталья Аркадьевна Наркевич, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0001-5179-1955 *E-mail*: natnark@list.ru **Evgenii E. Deryugin,** Dr. Sci. (Phys.–Math.), Prof., Leading Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences **ORCID:** 0000-0003-2195-4906

E-mail: dee@ispms.tsc.ru

Natal'ya A. Narkevich, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-5179-1955 *E-mail*: natnark@list.ru *Юлия Федоровна Гоморова, к.т.н., научный сотрудник,* Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН *ОRCID:* 0000-0002-0880-2898

E-mail: gomjf@ispms.ru

Yulia F. Gomorova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-0880-2898 E-mail: gomjf@ispms.ru

Вклад авторов / Contribution of the Authors

Е. Е. Дерюгин – создание идеи статьи, обоснование актуальности темы, проработка содержания основных разделов, испытания на трехточечный изгиб, окончательная правка, подготовка заключения.

Н. А. Наркевич – исследование структуры, рентгеноструктурный анализ, подбор библиографических ссылок.

Ю. Ф. Гоморова – подготовка образцов к испытаниям, электронно-микроскопические исследования поверхности разрушения Cr – Mn – C – N стали.

Поступила в редакцию 04.08.2022 После доработки 22.08.2022 Принята к публикации 05.09.2022 topic relevance, elaboration of the content of main sections, conducting the three-point bending test, final editing, preparation of the conclusions. *N. A. Narkevich* – structure research, X-ray diffraction analysis, selec-

E. E. Deryugin – formation of the main idea, substantiation of the

tion of the references.

Yu. F. Gomorova – preparation of samples for testing, electron microscopic analysis of the destruction surface of Cr – Mn – C – N steel.

Received 04.08.2022 Revised 22.08.2022 Accepted 05.09.2022

Материаловедение / Material science



Оригинальная статья

УДК 669.018.25:539.219:539.25 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-887-894 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2454



Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823

К. В. Алмаева, И. Ю. Литовченко, Н. А. Полехина, В. В. Линник

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

- **Аннотация**. На основе экспериментальных данных о параметрах микроструктуры реакторной жаропрочной высокохромистой (12 % Cr) ферритно-мартенситной стали ЭП-823 выявлены основные факторы, отвечающие за ее прочностные свойства. Проведен анализ механизмов упрочнения этой стали после обработки по режимам, которые обеспечивают различный уровень ее прочностных свойств. Рассматриваются традиционная термическая обработка (TTO) и перспективная модифицирующая высокотемпературная термомеханическая обработка (BTMO). Основными механизмами упрочнения стали независимо от режима обработки являются: дисперсное упрочнение наноразмерными частицами типа *MeX* (*Me* = V, Nb, Mo; *X* = C, N) по механизму Орована; зернограничное упрочнение высокоугловыми границами мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурно-фазового состояния стали относительно того; уменьшению средних размеров блоков и ламелей мартенсита, а также зерен феррита, повышению плотности дислокаций и объемной доли наноразмерных частиц типа *MeX*. При этом соответствующие вклады в значение предела текучести стали от зернограничного, субструктурного и дисперсного упрочнения увеличиваются по сравнению с TTO в 1,2, 1,3 и 1,8 раз. Обсуждаются относительные вклады рассматриваемых механизмов упрочнения в предел текучести ферритно-мартенситной стали ЭП-823. Показано, что наиболее близкие к экспериментальному пределу текучести значения после двух исследованных режимов обработки получаются при использовании для оценки величины субструктурного упрочнения модели Лэнгфорда-Коэна.
- Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь ЭП-823, механизмы упрочнения, высокотемпературная термомеханическая обработка, дисперсное упрочнение, субструктурное упрочнение, зернограничное упрочнение, дислокационное упрочнение, твердорастворное упрочнение
- Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.
- *Благодарности:* Авторы выражают благодарность профессору В.М. Чернову и к.ф.-м.н. М.В. Леонтьевой-Смирновой, АО «ВНИИНМ им. А.А. Бочвара» (Москва) за предоставленные образцы.
- Для цитирования: Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритномартенситной стали ЭП-823 // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 887–894. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894

Original article MECHANISMS OF HARDENING OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823

K. V. Almaeva, I. Yu. Litovchenko, N. A. Polekhina, V. V. Linnik

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

Abstract. Based on experimental data on microstructure parameters of the reactor high-strength high-chromium (12 % Cr) ferritic-martensitic steel EP-823, the authors identified the main factors responsible for its strength properties. The hardening mechanisms of this steel were analyzed after processing according to the modes that provide different level of steel strength properties. Traditional heat treatment (THT) and promising modifying high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) are considered. The main mechanisms of steel hardening, regardless of the processing mode, are: dispersed hardening by nanoscale particles of the *MeX* type (Me = V, Nb, Mo; X = C, N) by the Orovana mechanism; grain-boundary hardening by high-angle boundaries of martensitic blocks and ferrite grains; substructural hardening by small-angle boundaries of martensitic lamellae; dislocation hardening by increased dislocation density. HTMT mode, which includes hot deformation in the austenitic area, leads to a significant modification of the structural-phase state of steel relative to THT: a decrease in the average size of blocks and lamellae of martensite, as well as ferrite grains, an increase in the density of dislocations and the volume fraction of nanoscale particles of the *MeX* type. At the same time, the corresponding contributions to value of the steel yield strength from grain boundary, substructural and dispersed hardening increase by 1.2, 1.3 and 1.8 times

in comparison with THT. The relative contributions of the considered hardening mechanisms to the yield strength of ferritic-martensitic steel EP-823 were discussed. The values closest to the experimental yield strength after two treatment modes studied are obtained when the Langford-Cohen model is used to estimate the magnitude of substructural hardening.

- *Keywords:* ferritic-martensitic steel EP-823, hardening mechanisms, high-temperature thermomechanical treatment, dispersed hardening, substructural hardening, grain boundary hardening, dislocation hardening, solid-solution hardening
- *Funding:* The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0008. The research was carried out using the equipment of the Research Center "Nanotech" of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.
- Acknowledgements: The authors express their gratitude to Prof. V.M. Chernov and M.V. Leont'eva-Smirnova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), JSC "VNIINM named after A.A. Bochvar" (Moscow) for the presented samples.
- For citation: Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V. Mechanisms of hardening of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 887–894. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894

Введение

Современное развитие энергетики требует повышения рабочих температур ядерных реакторов для увеличения степени выгорания ядерного топлива и эффективности работы реактора [1-4]. Исходя из этого необходимо повышение жаропрочности (длительных прочностных свойств при высоких температурах) имеющихся конструкционных материалов [2, 3, 5]. Одни из наиболее перспективных материалов для использования в качестве оболочек тепловыделяющих элементов и других деталей конструкций в ядерных реакторах нового поколения – ферритно-мартенситные стали [1, 2, 6, 7]. Для сталей такого класса отмечается [8-10] корреляция длительных и кратковременных механических свойств при высоких температурах. В работах [11, 12] на зарубежных (преимущественно 9 % хромистых ферритно-мартенситных) сталях показано, что с помощью термомеханических обработок могут быть достигнуты более высокие прочностные свойства по сравнению со свойствами сталей, полученными традиционной термической обработкой, состоящей из нормализации и отпуска [13-15]. При этом упрочнение реализуется в результате уменьшения средних размеров мартенситных блоков, средних поперечных размеров мартенситных ламелей, за счет повышения плотности дислокаций и увеличения объемной доли наноразмерных частиц типа MeX(Me = V, Nb, Mo и др.;X = C, N) [12 - 15].

В качестве конструкционного материала для оболочек тепловыделяющих элементов строящегося ядерного реактора БРЕСТ-ОД 300 выбрана российская 12 %-ная хромистая ферритно-мартенситная сталь ЭП-823 [16, 17]. По сравнению с традиционно используемыми для таких целей аустенитными сталями эта сталь обладает рядом привлекательных качеств: низкий коэффициент теплового расширения, низкие значения радиационного распухания при высоких дозах облучения и др. Исследования возможности модификации структурно-фазовых состояний ферритно-мартенситной стали ЭП-823 с помощью высокотемпературных термомеханических обработок были начаты в работах [18 – 20]. Цель настоящей работы заключается в анализе вкладов различных механизмов упрочнения в величину предела текучести ферритно-мартенситной стали ЭП-823 после высокотемпературной термомеханической (BTMO) и традиционной термической (TTO) обработок.

Методика эксперимента

Элементный состав исследуемой стали ЭП-823 следующий, % (по массе): С 0,14; Сг 11,56; Мп 0,58; Мо 0,74; Nb 0,40; V 0,34; W 0,68; Ni 0,68; N 0,03; Si 1,09; Ce 0,10; Ti 0,01; B 0,006; Al 0,02; остальное – железо. Были использованы две обработки: ВТМО (нагрев до 1100 °С, выдержка в течение 1 ч, пластическая деформация прокаткой в аустенитной области до величины $\varepsilon \approx 50$ % за один проход, закалка в воду, отпуск при T = 720 °С в течение 1 ч) и ТТО (нагрев до T = 1100 °С, выдержка в течение 1 ч, закалка на воздухе и последующий отпуск при T = 720 °С в течение 3 ч).

Структурные исследования проводили с помощью просвечивающих электронных микроскопов (ПЭМ) Philips CM12 и JEOL JEM-2100 (ускоряющее напряжение 120 и 200 кВ соответсвенно). Тонкие фольги получали путем электрополировки в растворе ортофосфорной кислоты (450 мл) и хромового ангидрида (50 г).

Для оценки вкладов различных механизмов упрочнения определяли среднюю ширину мартенситных ламелей, плотность дислокаций в областях феррита и мартенсита, средние размеры и объемные доли дисперсных частиц. Плотность дислокаций оценивали методом секущих [21] по не менее чем 10 характерным изображениям дислокационной субструктуры. Объемные доли дисперсных частиц оценивали по отношению занимаемого ими объема к объему исследуемого участка фольги. При этом для упрощения оценок частицы считались сферическими, а толщина фольги принималась равной 0,1 мкм.

Результаты и их обсуждение

Электронно-микроскопические исследования показали, что после двух обработок (ВТМО и ТТО) микроструктура стали ЭП-823 представлена пакетным мартенситом с развитой дислокационной субструктурой и ферритными зернами. Наблюдаются грубодисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$ (Me = Fe, Cr) и мелкодисперсные карбонитриды типа MeX (Me = Nb, Mo, X = C, N) (рисунок).

Отличия после указанных режимов обработки заключаются в морфологии, размерах структурных элементов и частиц вторых фаз:

– ширина ламелей мартенсита после ТТО составляет 200 – 800 нм (при среднем значении 300 нм), после ВТМО она уменьшается до 150 – 400 нм (при среднем значении 230 нм);

– грубодисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$ после ТТО имеют преимущественно вытянутую линзовидную форму и располагаются по границам ламелей мартенсита, зерен феррита и бывших аустенитных зерен [18 – 20, 22]. После ВТМО указанные частицы имеют преимущественно округлую форму и могут наблюдаться не только по границам, но и в теле зерна; – мелкодисперсные карбонитриды типа *MeX* после двух обработок располагаются преимущественно внутри структурных элементов стали. Их размеры достигают 2 – 20 нм, при этом после ТТО средние значения составляют 9 нм, после ВТМО – 6 нм. Оценочные значения объемных долей этих частиц: после ТТО – $0,6 \pm 0,2 \%$, после ВТМО – $0,9 \pm 0,2 \%$;

– после ВТМО в областях феррита и мартенсита отмечается увеличение (относительно TTO) плотности дислокаций: $\rho_{fer}(TTO) = (1 \div 2) \cdot 10^{10}$, $\rho_{fer}(BTMO) = (3 \div 6) \cdot 10^{10}$; $\rho_{mar}(TTO) = (1 \div 3) \cdot 10^{10}$, $\rho_{mar}(BTMO) = (6 \div 9) \cdot 10^{10}$ см⁻².

Сформированная в результате ВТМО микроструктура обеспечивает повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали ЭП-823 при комнатной температуре испытаний примерно до 793 МПа по сравнению с ТТО ($\sigma_{0,2} \approx 746$ МПа) [18 – 20].

Для выявления роли различных факторов упрочнения и их возможных вкладов в повышение предела текучести стали после BTMO на основе указанных выше



ПЭМ-изображения с соответствующими микродифракционными картинами стали ЭП-823 после ТТО (*a*, *в*) и после ВТМО (*б*, *г*): *a*, *б* – мартенситные ламели с развитой дислокационной субструктурой; *в*, *г* – темнопольные изображения в рефлексе частиц *MeX*

TEM images with corresponding microdiffraction patterns of EP-823 steel after THT (*a*, *e*) and after HTMT (δ , *e*): *a*, δ – martensitic lamellae with a developed dislocation substructure; *e*, *e* – dark-field images in *MeX* particles reflection экспериментальных данных о размерах структурных элементов, объемных долей, плотности дислокаций проведен подробный анализ механизмов ее упрочнения в сравнении с традиционным режимом обработки.

Упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро рассчитывали по формуле [23 – 27]:

$$\sigma_0 = 2G \cdot 10^{-4},\tag{1}$$

где $G = 84 \Gamma \Pi a$ – модуль сдвига для стали ЭП-823, который был рассчитан в программе JMatPro [28].

Таким образом $\sigma_0 \approx 17$ МПа. Этот вклад не зависит от режимов обработки (ТТО, ВТМО).

Основными легирующими элементами стали ЭП-823, которые вносят вклад в твердорастворное упрочнение, являются элементы замещения (хром, молибден, вольфрам, кремний, марганец). Углерод, азот, бор, а также ниобий и ванадий после отпуска стали в значительной мере находятся в составе частиц вторичных фаз, поэтому их вкладом в твердорастворное упрочнение, а также вкладом от церия, титана, алюминия (вследствие их незначительного содержания) мы пренебрегаем. При легировании α-железа твердорастворное упрочнение отражается следующей зависимостью [23 – 27]:

$$\Delta \sigma_{ss} = \sum_{i=1}^{n} k_i C_i^n, \qquad (2)$$

где k_i – коэффициент упрочнения *i*-ым легирующим элементом; C_i – концентрация, % (по массе), *i*-го легирующего элемента, растворенного в феррите.

В настоящей работе, как и в работах [29, 30], для всех учитываемых элементов использован степенной показатель n = 0,75. Значения коэффициентов упрочнения феррита легирующими элементами [23, 24] представлены ниже:

Элемент	Cr	Mo	Mn	Si	W
<i>k_i</i> , МПа/% (по массе)	31	11	33	86	76

Подставляя данные в формулу (2), получаем вклад от твердорастворного упрочнения примерно 300 МПа. В настоящей работе не оценивалось изменение состава твердого раствора в зависимости от вида обработки (TTO, BTMO). Однако (из общих соображений) эти изменения не должны быть значительны, что позволяет считать вклады в твердорастворное упрочнение после двух обработок примерно одинаковыми.

Дисперсное упрочнение в стали ЭП-823 реализуется за счет огибания (некогерентных) частиц дислокациями по механизму Орована [23 – 25]. Параметр решетки частиц *a*, например, NbC, составляет 0,4454 нм, что в 1,5 раза больше параметра решетки матрицы (*a* = 0,2888 нм). Значительное различие в значениях параметра решеток частиц и матрицы свидетельствует об отсутствии когерентности частиц и матрицы. Проведенные ранее на ферритно-мартенситной стали оценки в работе [31] свидетельствуют о том, что мелкодисперсные (5 – 20 нм) частицы при их достаточно высокой объемной доле дают существенный вклад в предел текучести (сотни МПа), в то время как вклад в упрочнение от грубодисперсных (сотни нм) частиц примерно на порядок меньше. На основании экспериментальных оценок объемной доли дисперсных частиц и их средних размеров были проведены оценки вклада механизма дисперсного упрочнения наноразмерными частицами типа *MeX* стали ЭП-823 после ВТМО и ТТО по формуле Орована [23 – 25]:

$$\Delta \sigma_{disp} = \frac{Gb}{\lambda},\tag{3}$$

где G – модуль сдвига; $b \approx 0.25$ нм – вектор Бюргерса дислокаций [23 – 27]; $\lambda \approx R \left(\frac{2\pi}{3f}\right)^{1/2}$ – среднее расстояние между частицами; R – радиус частиц; f – объемная доля частиц.

Результаты этих оценок показали, что после ВТМО $\Delta \sigma_{disp}$ достигает примерно 460 МПа, что примерно в два раза выше таковых значений после ТТО ($\Delta \sigma_{disp} \approx 250$ МПа).

Дислокационное (деформационное) упрочнение рассчитывали по формуле [23 – 27]:

$$\Delta \sigma_{disl} = \alpha G b \rho^{1/2}, \tag{4}$$

где *α* – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций.

Согласно данным работ [29, 30] $\alpha \approx 0.38$. При учете плотности дислокаций в мартенсите дислокационный вклад в упрочнение после ВТМО может достигать 200 – 240 МПа, после ТТО – 80 – 140 МПа. При использовании значения плотности дислокаций в феррите дислокационное упрочнение составляет после ВТМО и ТТО 140 – 200 и 80 – 120 МПа соответственно. Если считать, что в стали после отпуска в ферритно-мартенситной структуре примерно 20 % феррита и 80 % мартенсита [32], то получаем, что общий вклад от дислокационного упрочнения после ВТМО составляет примерно 230 МПа, после ТТО – 136 МПа.

Зернограничное упрочнение в общем случае рассчитывается по соотношению Холла-Петча [23 – 27]:

$$\Delta \sigma_{GB} = K_{y} d^{-1/2}, \qquad (5)$$

где d – размер зерна; K_y – экспериментально полученная константа, которая для низкоуглеродистых сталей составляет 0,62 МПа·м^{1/2} [23 – 27].

Эта формула может быть использована только для высокоугловых границ. В ферритно-мартенситной стали высокоугловыми границами ЭП-823 являются границы между мартенситными блоками и зернами феррита. По результатам EBSD анализа [18] средние размеры мартенситных блоков и зерен феррита после BTMO составляют 2,1 мкм, после TTO – 3,1 мкм. Соответственно, вклад от зернограничного упрочнения после BTMO составляет 440 МПа, а после TTO – 370 МПа.

Субструктурное упрочнение за счет субзерен с малоугловыми границами разориентировки в работах [23 – 27, 31] оценивалось по формуле Холла-Петча для малоугловых границ:

$$\Delta \sigma_{substr} = K_{ysub} d^{-1}, \tag{6}$$

где $K_{ysub} \approx 1,5 \cdot 10^{-4}$ МПа·м [23 – 27, 31].

Малоугловыми границами в стали ЭП-823 являются границы мартенситных ламелей. Зная средние значения их ширины после двух режимов обработки, получаем вклад от субструктурного упрочнения примерно 500 и 650 МПа после ТТО и после ВТМО соответственно.

В работах [29, 30, 33] субструктурное упрочнение оценивалось по формуле Лэнгфорда-Коэна, в которой учитываются только поперечные размеры мартенситных ламелей:

$$\Delta \sigma_{L-K} = K_{\nu}(2l)^{-1}, \tag{7}$$

где $K_v \approx 86,2 \text{ МПа} \cdot \text{мкм}^{-2}$ [33].

В соответствии с зависимостью (7) вклад от этого механизма упрочнения после ВТМО составляет 190 МПа, после ТТО - 70 МПа. При этом, если $K_{y} \approx 115 \div 123 \text{ МПа} \cdot \text{мкм}^{-2}$ [33], который учитывает также равномерно распределенную дислокационную субструктуру, то вклад от субструктурного упрочнения после ВТМО увеличивается до 250 – 270 МПа, после ТТО – до 95 – 105 МПа. Следует отметить, что в работах [29, 30] при использовании формулы Лэнгфорда-Коэна авторы не учитывают вклад от упрочнения высокоугловыми границами в соответствии с соотношением Холла-Петча. Авторами работ [29, 30] предполагается, что малоугловые границы мартенситных ламелей представляют собой существенные препятствия для движения дислокаций, которые тормозятся раньше, чем достигнут высокоугловых границ мартенситных блоков.

После ВТМО вклад от зернограничного упрочнения в 1,2 раза, от дисперсного упрочнения в 1,8 раза, от дислокационного упрочнения в 1,7 раза, от субструктурного, с учетом соотношения Холла-Петча, в 1,3 раза, от субструктурного по Лэнгфорду-Коэну в 2,7 раза выше по сравнению с ТТО. Поскольку малоугловые границы представляют собой дислокационные стенки, а в деформационном (дислокационном) упрочнении учитываются дислокации внутри зерен и субзерен, указанные элементы дают общий вклад в субструктурное упрочнение. Таким образом, основными механизмами упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 после ВТМО являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа *MeX* по механизму Орована; зернограничное упрочнение высокоугловыми границами (мартенситных блоков и зерен феррита) и субструктурное упрочнение малоугловыми границами мартенситных ламелей и за счет повышенной плотности дислокаций.

Все указанные выше механизмы упрочнения суммарно описывают вклад в значение предела текучести. Суммируя упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро, твердорастворное, дисперсное, дислокационное упрочнения, а также зернограничное и субструктурное, рассчитанные по формулам Холла-Петча, получаем после ВТМО значение предела текучести примерно 2100 МПа, после ТТО - 1600 МПа. При суммировании вкладов в предел текучести, учитывая формулу Лэнгфорда-Коэна, получаем значения после BTMO $\approx 1000 \text{ MII}a$, после TTO ~ 700 МПа. Таким образом, при использовании формулы Лэнгфорда-Коэна для субструктурного упрочнения суммарный вклад в упрочнение оказывается наиболее близок к экспериментальному [18-20] пределу текучести стали ЭП-823 при комнатной температуре.

Поскольку обсуждаемые механизмы взаимосвязаны (дисперсные частицы закрепляют дислокации, выделение дисперсных частиц приводит к уменьшению вклада от твердорастворного упрочнения и т.д.), то их суммирование может приводить к завышенным оценкам относительно экспериментально полученных значений. Таким образом, представленные оценки могут только указывать на тенденцию к увеличению вкладов конкретных механизмов, обусловленную изменением параметров микроструктуры в результате BTMO.

Стоит отметить, что каждый механизм упрочнения имеет температурный интервал, при котором соответствующий вклад имеет максимальное значение: упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро действует до $0,1T_{nn}$, зернограничное и дислокационное упрочнение – до $0,3T_{nn}$, твердорастворное – до $0,4T_{nn}$, дисперсное – до $0,9T_{nn}$ [23 – 27]. В соответствии с этим наибольший интерес для исследуемой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (жаропрочного материала) представляет дисперсное упрочнение термически стабильными наноразмерными частицами. Закрепляя дефектную субструктуру, они обеспечивают повышенные значения высокотемпературных прочностных свойств ферритно-мартенситных сталей, в том числе в условиях ползучести [23 – 27].

Выводы

На основании данных структурных исследований ферритно-мартенситной стали ЭП-823, полученных методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии после традиционной термической и высокотемпературной термомеханической обработок, установлено, что основными механизмами ее упрочнения являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа MeX (Me = Nb, Mo, X = C, N) по механизму Орована; зернограничное упрочнение за счет мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение за счет малоугловых границ мартенситных ламелей и повышенной плотности дислокаций.

Вклады от зернограничного дисперсного и субструктурного упрочнения после высокотемпературной термомеханической обработки выше по сравнению с традиционной термической обработкой в 1,2, 1,8 и 1,3 раза соответственно. С учетом соотношения Лэнгфорда-Коэна высокотемпературная термомеханическая обработка обеспечивает вклад в упрочнение примерно в 2,7 раза выше по сравнению с традиционной термической обработкой. Это обусловлено особенностями структурных состояний стали после высокотемпературной термомеханической обработки по сравнению с традиционной термической: меньшими размерами мартенситных ламелей и блоков, повышенной плотностью дислокаций, уменьшением средних размеров и увеличением объемной доли наноразмерных частиц.

Список литературы References

- Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J., Tanigawa H. Ferriticmartensitic steels for fission and fusion applications // Journal of Nuclear Materials. 2019. Vol. 523. P. 510–537. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058
- 2. Yvon P. Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017. 664 p.
- **3.** Odette R.G., Zinkle S.J. Structural Alloys for Nuclear Energy Applications. Elsevier: Amsterdam, Netherlands, 2019. 655 p.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials // Fusion Engineering and Design. 2000. Vol. 51-52. P. 55–71. https://doi.org/10.1016/S0920-3796(00)00320-3
- Kurtz R.J., Odette G.R. Chapter 3 Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in fusion reactors. In: Structural Alloys for Nuclear Energy Applications. 2019. P. 51–102. https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4
- Klueh R.L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors // International Materials Reviews. 2005. Vol. 50. No. 5. P. 287–310. https://doi.org/10.1179/174328005X41140
- Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM International, 2001. 220 p. https://doi.org/10.1520/MONO3-EB
- Totemeier T.C., Tian H., Simpson J.A. Effect of normalization temperature on the creep strength of modified 9Cr-1Mo steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 2006. Vol. 37. P. 1519–1525. https://doi.org/10.1007/s11661-006-0096-9
- Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9Cr ferritic-martensitic steels // Journal of Nuclear Materials. 2012. Vol. 422. No. 1-3. P. 45–50. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.12.011
- 10. He H., Wang H., He K., Liang X., Huang X. Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr–2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 800. Article 140364. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140364
- Vivas J., San-Martin D., Caballero F.G., Capdevila C. High-chromium (9-12Cr) steels: Creep enhancement by conventional thermomechanical treatments. In book: Metal Heat Treatments. Intechopen. 2020. P. 1–23. https://doi.org/10.5772/intechopen.91931
- 12. Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments // Journal Nuclear of Materials. 2013. Vol. 441. No. 1-3. P. 15–23. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.05.018
- Hoffmann J., Rieth M., Klimenkov M., Baumgärtner S. Improvement of EUROFER's mechanical properties by optimized chemical compositions and thermo-mechanical treatments // Nuclear Materials and Energy. 2018. Vol. 16. P. 88–94. https://doi.org/10.1016/j.nme.2018.05.028

- Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J., Tanigawa H. Ferriticmartensitic steels for fission and fusion applications. *Journal of Nuclear Materials*. 2019, vol. 523, pp. 510–537. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058
- 2. Yvon P. Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017, 664 p.
- **3.** Odette R.G., Zinkle S.J. *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Elsevier: Amsterdam, Netherlands, 2019, 655 p.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials. *Fusion Engineering and Design*. 2000, vol. 51-52, pp. 55–71. https://doi.org/10.1016/S0920-3796(00)00320-3
- Kurtz R.J., Odette G.R. Chapter 3 Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in fusion reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. 2019, pp. 51–102. https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4
- Klueh R.L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors. *International Materials Reviews*. 2005, vol. 50, no. 5, pp. 287–310. https://doi.org/10.1179/174328005X41140
- Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM International, 2001, 220 p. https://doi.org/10.1520/MONO3-EB
- Totemeier T.C., Tian H., Simpson J.A. Effect of normalization temperature on the creep strength of modified 9Cr-1Mo steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, vol. 37, pp. 1519–1525. https://doi.org/10.1007/s11661-006-0096-9
- Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9Cr ferritic-martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2012, vol. 422, no. 1-3, pp. 45–50. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.12.011
- He H., Wang H., He K., Liang X., Huang X. Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr–2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments. *Materials Science and Engineering: A.* 2021, vol. 800, article 140364. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140364
- Vivas J., San-Martin D., Caballero F.G., Capdevila C. High-chromium (9-12Cr) steels: Creep enhancement by conventional thermomechanical treatments. In: *Metal Heat Treatments. Intechopen*, 2020, pp. 1–23. https://doi.org/10.5772/intechopen.91931
- 12. Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. Characterization of a boron alloyed 9Cr3W3CoVNbBN steel and further improvement of its high-temperature mechanical properties by thermomechanical treatments. *Journal Nuclear of Materials*. 2013, vol. 441, no. 1-3, pp. 115–23. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.05.018
- Hoffmann J., Rieth M., Klimenkov M., Baumgärtner S. Improvement of EUROFER's mechanical properties by optimized chemical compositions and thermo-mechanical treatments. *Nuclear Materials* and Energy. 2018, vol. 16, pp. 88–94. https://doi.org/10.1016/j.nme.2018.05.028

- 14. Xu Z., Shen Y., Shang Zh., Zhang Ch., Huang X. Precipitate phases in ferritic/martensitic steel P92 after thermomechanical treatment // Journal of Nuclear Materials. 2018. Vol. 509. P. 355–365. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.04.025
- Tan L., Yang Y., Busby J.T. Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on 9Cr reduced activation ferritic-martensitic (RAFM) steels // Journal of Nuclear Materials. 2013. Vol. 442. No. 1-3. Suppl. 1. P. S13–S17. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.015
- 16. Ioltukhovskiy A.G., Kondrat'ev V.P., Leont'eva-Smirnova M.V., Votinov S.N., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Bulanova T.M. Metallurgical aspects of possibility of 9 – 12 % chromium steel application as a structural material for first wall and blanket of fusion reactors // Journal of Nuclear Materials. 1996. Vol. 233-237. Part 1. P. 299–307. https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00280-2
- Ioltukhovsky A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., Medvedeva E.A., Tselishchev A.V., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Ostrovsky S.E., Dvoryashin A.M., Porollo S.I., Vorobyev A.N., Khabarov V.S. Influence of operation conditions on structure and properties of 12 % Cr steels as candidate structural materials for fusion reactor // Journal of Nuclear Materials. 1998. Vol. 258-263. Part 2. P. 1312–1318. https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00396-1
- Litovchenko I., Almaeva K., Polekhina N., Akkuzin S., Linnik V., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M. The Microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment // Metals. 2022. Vol. 12. No. 1. P. 79. https://doi.org/10.3390/met12010079
- Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Akkuzin S.A. Regularities of the deformed microstructure of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment // Journal of Physics: Conference Series. 2021. Vol. 1989. Article 012016. https://doi.org/10.1088/1742-6596/1989/1/012016
- 20. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A. Microstructure, mechanical properties and fracture of EP-823 ferritic/martensitic steel after high-temperature thermomechanical treatment // Russian Physics Journal. 2020. Vol. 63. No. 5. P. 803–808. https://doi.org/10.1007/s11182-020-02101-8
- Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. Москва: Металлургия, 1973. 584 с.
- 22. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Сравнительное исследование микроструктуры, механических свойств и особенностей разрушения жаропрочных ферритно-мартенситных сталей ЭК-181, ЧС-139 и ЭП-823 в интервале температур от −196 °С до 720 °С // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. 2018. Т. 41. № 4. С. 38–47. https://doi.org/10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47
- 23. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия, 1979. 208 с.
- Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва: Металлургия, 1986. 312 с.
- Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. Москва: Машиностроение, 2003. 381 с.
- 26. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наукова думка, 1989. 289 с.
- **27.** Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва: изд. МИСиС, 1998. 400 с.
- JMatPro. Practical software for materials properties. URL: https:// www.sentesoftware.co.uk/jmatpro (дата обращения 01.12.2022).
- 29. Li Q. Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr–2W–V–Mo–Ni power plant steel // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 361. No. 1-2. P. 385–391. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00565-3
- 30. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev R. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr-3%Co steel with low N and high B contents // Journal of Materials Science. 2020. Vol. 55. No. 3-4. P. 7530–7545. https://doi.org/10.1007/s10853-020-04508-7

- Xu Z., Shen Y., Shang Zh., Zhang Ch., Huang X. Precipitate phases in ferritic/martensitic steel P92 after thermomechanical treatment. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, vol. 509, pp. 355–365. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.04.025
- 15. Tan L., Yang Y., Busby J.T. Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on 9Cr reduced activation ferritic-martensitic (RAFM) steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2013, vol. 442, no. 1-3, suppl. 1, pp. S13–S17. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.015
- Ioltukhovskiy A.G., Kondrat'ev V.P., Leont'eva-Smirnova M.V., Votinov S.N., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Bulanova T.M. Metallurgical aspects of possibility of 9 – 12 % chromium steel application as a structural material for first wall and blanket of fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*. 1996, vol. 233-237, part 1, pp. 299–307. https://doi.org/10.1016/S0022-3115(96)00280-2
- 17. Ioltukhovsky A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., Medvedeva E.A., Tselishchev A.V., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Ostrovsky S.E., Dvoryashin A.M., Porollo S.I., Vorobyev A.N., Khabarov V.S. Influence of operation conditions on structure and properties of 12 % Cr steels as candidate structural materials for fusion reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 1998, vol. 258-263, part 2, pp. 1312–1318. https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00396-1
- Litovchenko I., Almaeva K., Polekhina N., Akkuzin S., Linnik V., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M. The microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment. *Metals.* 2022, vol. 12, no. 1, pp. 79. https://doi.org/10.3390/met12010079
- Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Akkuzin S.A. Regularities of the deformed microstructure of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021, vol. 1989, article 012016. https://doi.org/10.1088/1742-6596/1989/1/012016
- 20. Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A. Microstructure, mechanical properties and fracture of EP-823 ferritic/martensitic steel after high-temperature thermomechanical treatment. *Russian Physics Journal*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 803–808. https://doi.org/10.1007/s11182-020-02101-8
- **21.** Utevskii L.M. *Diffraction Electron Microscopy in Metal Science*. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
- 22. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Comparative investigation of microstructure, mechanical properties and fracture features of heat-resistant ferritic-martensitic steels EK-181, ChS-139 and EP-823 in the temperature range from -196 °C to 720 °C. Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya: Termoyadernyi sintez. 2018, vol. 41, no. 4, pp. 38–47. (In Russ.). https://doi.org/10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47
- 23. Gol'dshtein M.I., Farber V.M. *Dispersion Hardening of Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
- Gol'dshtein M.I., Litvinov B.C., Bronfin B.M. Metallophysics of High-Strength Alloys. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
- 25. Prikhod'ko V.M., Petrova L.G., Chudina O.V. Metallophysical Foundations of Development of Reinforcing Technologies. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 381 p. (In Russ.).
- Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D. Strain Hardening and Destruction of Polycrystalline Metals. Kiev: Naukova dumka, 1989, 289 p. (In Russ.).
- 27. Zolotorevskii V.S. *Mechanical Properties of Metals*. Moscow: MISIS, 1998, 400 p. (In Russ.).
- JMatPro. Practical software for materials properties. Available at URL: https://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro (Accessed 01.12.2022).
- 29. Li Q. Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr–2W–V–Mo–Ni power plant steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2003, vol. 361, no. 1-2, pp. 385–391. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00565-3
- **30.** Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev R. Strengthening mechanisms of creep-resistant 12%Cr–3%Co steel with low N and high B contents. *Journal of Materials Science*. 2020, vol. 55, no. 3-4, pp. 7530–7545. https://doi.org/10.1007/s10853-020-04508-7

- 31. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Механизмы упрочнения 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в зависимости от режима их термической обработки // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1246–1249. https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249
- 32. Vershinina T.N., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Leonteva-Smirnova M.V., Ivanov Yu.F. Investigation of the structural-phase state and its role in the formation of heat-resistance properties of 12 % chromium steel // Russian Physics Journal. 2007. Vol. 50. No. 11. P. 1104–1110. https://doi.org/10.1007/s11182-007-0162-9
- **33.** Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // ASM Transactions. 1969. Vol. 62. P. 623–638.
- **31.** Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Kravchenko D.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Hardening mechanisms of 12% chromium ferritic-martensitic steels depending on their heat treatment mode. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki.* 2016, vol. 21, no. 3, pp. 1246–1249. (In Russ.).

https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1246-1249

- **32.** Vershinina T.N., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Leonteva-Smirnova M.V., Ivanov Yu.F. Investigation of the structural-phase state and its role in the formation of heat-resistance properties of 12 % chromium steel. *Russian Physics Journal*. 2007, vol. 50, no. 11, pp. 1104–1110. https://doi.org/10.1007/s11182-007-0162-9
- **33.** Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation. *ASM Transactions*. 1969, vol. 62, pp. 623–638.

Сведения об авторах / Information about the Authors

Ксения Викторовна Алмаева, младший научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0002-9181-4362

E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Игорь Юрьевич Литовченко, д.ф.-м.н., доцент, заведующий лабораторией материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ОКСИD: 0000-0002-5892-3719

E-mail: litovchenko@ispms.ru

Надежда Александровна Полехина, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0001-9076-5469 *E-mail:* nadejda89tsk@yandex.ru

Валерия Васильевна Линник, инженер-исследователь лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8975-1553 *E-mail:* lera.linnik.1999@mail.ru

Kseniya V. Almaeva, Junior Researcher of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-9181-4362 *E-mail:* kseni_ya_almaeva@mail.ru

Igor' Yu. Litovchenko, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-5892-3719 E-mail: litovchenko@ispms.ru

Nadezhda A. Polekhina, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian

Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-9076-5469 *E-mail*: nadejda89tsk@yandex.ru

Valeriya V. Linnik, Research Engineer of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-8975-1553 E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ / CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

К. В. Алмаева – анализ механизмов упрочнения, написание текста статьи.

И. Ю. Литовченко – руководство научным исследованием, разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

Н. А. Полехина – редактирование текста статьи.

В. В. Линник – статистическая обработка результатов, полученных на просвечивающем электронном микроскопе.

K. V. Almaeva - analysis of hardening mechanisms, writing the text.

I. Yu. Litovchenko – scientific guidance, formation of the article concept, editing the text.

N. A. Polekhina - editing the text.

V. V. Linnik – statistical processing of the results obtained on a transmission electron microscope.

Поступила в редакцию 12.10.2022	Received 12.10.2022
После доработки 24.10.2022	Revised 24.10.2022
Принята к публикации 28.10.2022	Accepted 28.10.2022

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES



Оригинальная статья УДК 669.18+544.015.3 DOI 10.17073/0368-0797-2022-12-895-903 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2455



Влияние стронция

НА ПРИРОДУ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В ЖИДКОМ МЕТАЛЛЕ, СОДЕРЖАЩЕМ КАЛЬЦИЙ И АЛЮМИНИЙ

Г. Г. Михайлов¹, Л. А. Макровец¹, И. В. Бакин^{1, 2}

¹ Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. В.И. Ленина, 76) ² ООО НПП Технология (Россия, 454901, Челябинск, п. Водрем 40, 25)

Аннотация. Применение комплексных стронцийсодержащих сплавов со щелочноземельными металлами для внепечной обработки стали позволяет повысить эффективность процесса рафинирования и модифицирования стали. На основании бинарных диаграмм состояния двойных систем SrO - CaO, $SrO - Al_2O_3$, $Al_2O_3 - CaO$ и данных о возможности образования твердых растворов смоделирована диаграмма состояния системы $SrO - Al_2O_3 - CaO$ в интервале температур 1600 - 2600 °C. При построении линий ликвидуса для расчета активностей компонентов использованы теории совершенных растворов (для твердых растворов алюминатов стронция и кальция), регулярных растворов (для твердых растворов (для твердых растворов оксидов) и субрегулярных ионных растворов (для оксидного расплава). Проведен термодинамический анализ системы Fe - Sr - Ca - Al - O применительно к процессе рафинирования стали, раскисленной алюминием, будет реализовываться комплексный механизм взаимодействия активных элементов с кислородом. При этом взаимодействие кальция и стронция, с кислородом в присутствии алюминия (0,05 %) высока вероятность образования жидких оксидных расплавов $SrO - Al_2O_3 - CaO$, что существенно облегчает удаление продуктов реакции из расплава. Образующиеся неметаллические включения с наибольшей вероятностью являются сложными алюминатами кальция и стронция, которые благодаря наличию стронция легко ассимилируются шлаком. Образование нежелательных включений корунда при обработке металла комплексными сплавами со стронция легко ассимилируются шлаком.

Ключевые слова: термодинамика, моделирование, диаграмма состояния, стронций, алюминий, кальций

Финансирование: Работа выполнена при поддержке Правительства РФ (Постановление № 211 от 16.03.2013 г.), соглашение № 02.А03.21.0011.

Для цитирования: Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Бакин И.В. Влияние стронция на природу фазовых равновесий в жидком металле, содержащем кальций и алюминий // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 895–903. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-895-903

Original article

STRONTIUM EFFECT ON THE NATURE OF PHASE EQUILIBRIA IN LIQUID METAL CONTAINING CALCIUM AND ALUMINUM

G. G. Mikhailov¹, L. A. Makrovets¹, I. V. Bakin^{1,2}

¹ South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation) ² LLC RPE Technology (25 Vodrem Vil. – 40, Chelyabinsk 454901, Russian Federation)

Abstract. The use of complex strontium-containing alloys with alkaline-earth metals for steel out-of-furnace treatment makes it possible to increase the efficiency of the refining process and steel modifying. In this work based on the binary phase diagrams of SrO – CaO, SrO – Al_2O_3 , Al_2O_3 – CaO binary systems and data on possibility of the solid solution formation, the phase diagram of the SrO – Al_2O_3 – CaO system is modeled in the temperature range 1600 – 2600 °C. When constructing liquidus lines, the theories of perfect solutions (for solid solutions of strontium and calcium aluminates), regular solutions (for solid solutions of oxides) and irregular ionic solutions (for oxide melt) were used to calculate the activity of components. Thermodynamic analysis of the Fe – Sr – Ca – Al – O system was carried out as applied to the refining steel processes with alloys containing calcium and strontium at a temperature of 1600 °C. The simulation results showed that in in the process of refining the aluminium-deoxidized steel, a complex mechanism of interaction of active elements with oxygen will be realized. The interaction of calcium and strontium with oxygen occurs both for elements dissolved in iron and along the boundary of the gas phase containing calcium and strontium with the liquid iron melt. As a result of the interaction of calcium and strontium with oxygen in the presence of aluminium (0.05 %), the probability of formation of liquid oxide melts

 $SrO - Al_2O_3 - CaO$ is high, which greatly facilitates the removal of reaction products from the melt. The resulting non-metallic inclusions are most likely to be complex calcium and strontium aluminates, which, due to the presence of strontium, are easily assimilated by slag. The formation of undesirable corundum inclusions during metal processing with complex alloys containing strontium and calcium is unlikely.

Keywords: thermodynamics, modeling, phase diagram, strontium, aluminium, calcium

Funding: The work was supported by the Government of the Russian Federation (Resolution No. 211 of March 16, 2013), agreement No. 02.A03.21.0011.

For citation: Mikhailov G.G., Makrovets L.A., Bakin I.V. Strontium effect on the nature of phase equilibria in liquid metal containing calcium and aluminium. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 895–903. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-895-903

Введение

Снижение загрязненности стали неметаллическими включениями (HB) позволяет существенно повысить эксплуатационные свойства металлоизделий. Одним из вопросов, требующих дальнейшего изучения, является оптимизация процессов, связанных с рафинированием жидкого металла в процессе внепечной обработки стали. Эффективность и экономичность получения стали ответственного назначения зависит, прежде всего, от свойств применяемых материалов, позволяющих управлять физико-химическим состоянием металлического расплава [1].

Применение кальцийсодержащих материалов для модифицирования позволяет влиять на степень загрязненности металла по HB, а также на состав и форму неметаллических включений. Применение силикокальция и феррокальция при внепечной обработке связано с рядом технологических сложностей. Кальций проявляет склонность к испарению и вторичному окислению, вследствие чего при кристаллизации стали возникает его дефицит, активизируются процессы образования трудноудаляемых тугоплавких алюминатов кальция и строчечных включений Al₂O₃. При низком и нестабильном усвоении кальция металлом обеспечение оптимального отношения [Ca]/[Al], а, следовательно, получение уверенно высокого качества стали является сложной задачей [2].

В настоящее время для рафинирования металла, раскисленного алюминием, все шире применяются модификаторы, содержащие наряду с кальцием стронций. Влияние добавок стронция на процессы раскисления и модифицирования жидкой стали активно обсуждается в научной литературе. Применение сплавов, содержащих комплекс щелочноземельных металлов (ЩЗМ), для обработки стали марки 17Г1С-У позволило повысить чистоту металла по HB, а также коррозионную стойкость и ударную вязкость [3]. Применение стронцийсодержащих модификаторов способствует измельчению как структуры металла, так и НВ, что приводит к увеличению показателей механических характеристик отливок [4-6]. Данные по использованию стронция в качестве рафинирующего агента также представлены в работах [7, 8]. Для систем Fe-Al-Ca-O [9-12] и Fe-Al-Sr-O [13, 14] имеются некоторые литературные данные по фазообразованию и термодинамике взаимодействия элементов в жидком железе [15-18].

Значительный интерес также представляет система Fe-Sr-Ca-Al-O, для которой термодинамические параметры в литературе отсутствуют.

Целью настоящей работы является термодинамический анализ системы Fe-Sr-Ca-Al-O в процессе рафинирования жидкого железа сплавами с кальцием и стронцием при температуре сталеварения 1600 °C.

Методика моделирования и результаты

Для расчета поверхности растворимости компонентов в металле (ПРКМ) системы Fe-Sr-Ca-Al-O необходимо иметь термодинамические данные по тройной диаграмме состояния оксидной системы $SrO - Al_2O_3 -$ – CaO. В работе [17] приведена диаграмма состояния лишь со схематичным разделением. Показано наличие твердых растворов: оксидов и алюминатов кальция и стронция. В работе [18] была построена расчетная диаграмма состояния этой системы на основании работы [17].

В настоящей работе на основании бинарных диаграмм состояния SrO – CaO [19], SrO – Al₂O₃ [20] и Al₂O₃ – CaO [21] и данных о возможности образования твердых растворов [17] была смоделирована диаграмма состояния системы SrO – Al₂O₃ – CaO в интервале температур 1600 – 2600 °C. При построении линий ликвидуса для расчета активностей компонентов были использованы теории совершенных растворов (для твердых растворов алюминатов стронция и кальция), регулярных растворов (для твердых растворов оксидов) и субрегулярных ионных растворов (для оксидного расплава).

На рис. 1 приведена рассчитанная диаграмма состояния системы SrO – Al₂O₃ – CaO. Диаграмма состоит из восьми областей устойчивости следующих фаз: I – области жидких оксидов (SrO, Al₂O₃, CaO); II – твердого раствора |SrO, CaO| с неограниченной растворимостью друг в друге; III – твердого раствора (Sr, Ca)₃Al₂O₆ на основе алюмината стронция; IV, V и VI – твердых растворов моно-, би- и гексаалюминатов стронция и кальция; VII – корунда; VIII – Sr₄Al₂O₇. В рассматриваемой системе не обнаружено тройных соединений. Видно, что на диаграмме присутствуют широкие области твердых растворов (оксидов и различных алюминатов кальция и стронция).

В табл. 1 (*К* – константа плавления оксидов и их соединений) приведены термодинамические данные, ис-



Рис. 1. Расчетная диаграмма состояния системы $\rm SrO-Al_2O_3-CaO$

Fig. 1. Calculated diagram of the SrO – Al₂O₃ – CaO system

пользуемые при расчете диаграммы состояния системы $SrO - Al_2O_3 - CaO$. Прямые скобки в этой таблице соответствуют твердым оксидам и соединениям, круглые скобки – компонентам оксидного расплава.

Теория субрегулярных ионных растворов, учитывающая зависимость координационного числа от состава шлака, и методика подбора энергетических параметров для оксидного расплава описаны в работе [21]. В табл. 2 представлены энергетические параметры теории субрегулярных ионных растворов для оксидной системы SrO – Al_2O_3 – CaO. Активности компонентов твердого раствора SrO – CaO рассчитывали с примеТаблица 1

Термодинамические данные для реакций фазовых превращений

Table 1. Thermodynamic data	for phase
transition reactions	

Doorgung	$\lg K = -$	A/T + B	Истонник	
геакция	A	В	источник	
SrO = (SrO)	4229	1,507	[19]	
$ \mathrm{Al}_2\mathrm{O}_3 = (\mathrm{Al}_2\mathrm{O}_3)$	5683	2,447	[22]	
CaO = (CaO)	2732	0,945	[19]	
$ \mathrm{Sr}_4\mathrm{Al}_2\mathrm{O}_7 = 4(\mathrm{SrO}) + (\mathrm{Al}_2\mathrm{O}_3)$	9023	-0,908	[20]	
$ Sr_{3}Al_{2}O_{6} = 3(SrO) + (Al_{2}O_{3})$	11 797	1,020	[20]	
$ Ca_{3}Al_{2}O_{6} = 3(CaO) + (Al_{2}O_{3})$	10 260	1,570	[21]	
$ \mathrm{SrAl}_{2}\mathrm{O}_{4} = (\mathrm{SrO}) + (\mathrm{Al}_{2}\mathrm{O}_{3})$	9101	1,533	[20]	
$ \mathrm{CaAl}_{2}\mathrm{O}_{4} = (\mathrm{CaO}) + (\mathrm{Al}_{2}\mathrm{O}_{3})$	5507	0,482	[21]	
$ \mathrm{SrAl}_4\mathrm{O}_7 = (\mathrm{SrO}) + 2(\mathrm{Al}_2\mathrm{O}_3)$	7653	0,449	[20]	
$ \mathrm{CaAl}_4\mathrm{O}_7 = (\mathrm{CaO}) + 2(\mathrm{Al}_2\mathrm{O}_3)$	13 661	3,726	[21]	
$ SrAl_{12}O_{19} = (SrO) + 6(Al_2O_3)$	16 523	3,546	[20]	
$ CaAl_{12}O_{19} = (SrO) + 6(Al_2O_3)$	44 787	17,285	[21]	

нением теории регулярных растворов [21] (энергетический параметр теории 28 568 Дж/моль [19]). Активности компонентов твердых растворов алюминатов стронция и кальция приравнивали к их мольным долям [21].

При рассмотрении взаимодействия кальция, стронция и алюминия с кислородом в жидком железе необходимо рассмотреть двойные и тройные оксидные диаграммы состояния (табл. 2), но основной диаграммой, определяющей неметаллические включения в рассмат-

Таблица 2

Система	Энергетиче	ы, Дж/моль	Источник	
FeO – SrO	-71 828	-22 026	-20 905	[19]
FeO – CaO	-25 767	-56 788	-26 522	[23]
$FeO - Al_2O_3$	+212	-21 502	-11 091	[25]
SrO – CaO	-22 505	-35 041	-27 933	[19]
$SrO - Al_2O_3$	-104 349	-217 689	-104 436	[20]
$CaO - Al_2O_3$	-51 474	-172 657	-97 668	[23]
FeO – SrO – CaO	-139 162	-90 793	-101 819	[19]
$FeO - SrO - Al_2O_3$	$-200\ 000$	-253 200	-263 800	[24]
$FeO - CaO - Al_2O_3$	-145 150	-200 814	-233 108	[23]
$SrO - CaO - Al_2O_3$	-234 938	-185 780	-367 940	настоящая работа

Параметры теории суб	регулярных ионных растворов ((FeO, SrO, CaO, Al_2O_3)
Table 2. Parameters of the	theory of subregular ionic solutior	ıs (FeO, SrO, CaO, Al,O ₃)

риваемой системе, будет диаграмма $SrO - Al_2O_3 - CaO$ (рис. 1).

В табл. 3 представлены все возможные реакции, которые могут протекать в системе Fe-Sr-Ca-Al-O, но в зависимости от состава жидкого металла, температуры и общего давления возможно протекание только некоторых реакций. Квадратные скобки в табл. 3 соответствуют металлическому расплаву, фигурные скобки – газовой фазе, круглые и прямые скобки – оксидному и металлическому расплавам. Здесь же приведены температурные зависимости константы равновесия химических реакций, протекающих в рассматриваемой системе.

Оксиды стронция и кальция образуют непрерывный ряд твердых растворов [19], а оксид железа FeO растворяется только в оксиде CaO (при температуре 1600 °С не более 0,05). Для раствора FeO в CaO энергетический параметр теории регулярных растворов составляет 33 362 Дж/моль.

В табл. 4 приведены параметры взаимодействия первого порядка, необходимые для расчета активности компонентов металлического расплава.

Проекция поверхности растворимости на плоскости может быть построена только для двух компонентов (содержание кислорода задается изокислородными сечениями), поэтому в системе Fe-Sr-Ca-Al-O один из компонентов металлического расплава необходимо фиксировать. В настоящей работе были выполнены расчеты для фиксированных концентраций алюминия (рис. 2) и кальция (рис. 3) при температуре 1600 °С и общем давлении 101,3 и 202,6 кПа (штриховая и штрихпунктирная линии). При расчете системы Fe-Sr-Ca-Al-O-С необходимо фиксировать еще и содержание углерода (рис. 4, 5). На поверхности растворимости компонентов в металле нанесен конечный состав металла после завершения процесса рафинирования. Тонкие линии - это изокислородные сечения поверхности растворимости. На контрастных линиях нанесены составы жидкого металла, равновесного с двумя оксидными фазами. В областях, ограниченных контрастными линиями, показаны составы жидкого металла, равновесного с одной оксидной фазой. В областях І нанесены составы жидкого металла, равновесного с оксидным расплавом (О.р.), ІІ-с твердыми раство-

Таблица З

Температурные зависимости константы равновесия химических реакций,
протекающих в металлическом расплаве системы Fe–Al–Sr–Ca–O–C

Химическая реакция	$\lg K = -A/T + B$	Источник
(FeO) = [Fe] + [O]	-6320/T+4,734	[21]
(SrO) = [Sr] + [O]	-25 5719/ <i>T</i> + 9,493	[19]
(CaO) = [Ca] + [O]	-31 368/ <i>T</i> + 12,515	[23]
$(Al_2O_3) = 2[Al] + 3[O]$	-58 383/ <i>T</i> + 18,063	[23]
$ \mathrm{SrO} _{\mathrm{\tiny TB,P.}} = [\mathrm{Sr}] + [\mathrm{O}]$	-29 800/ <i>T</i> + 11,000	[19]
$ CaO _{TB, p.} = [Ca] + [O]$	-34 100/ <i>T</i> + 13,460	[23]
$ FeO _{TB.p.} = [Fe] + [O]$	-8069/T + 5,800	[21]
$ Al_2O_3 = 2[Al] + 3[O]$	$-64\ 000/T + 20,480$	[23]
$ \mathrm{Sr}_{3}\mathrm{Al}_{2}\mathrm{O}_{6} _{_{\mathrm{TB.P.}}} = 3[\mathrm{Sr}] + 2[\mathrm{Al}] + 6[\mathrm{O}]$	$-146\ 893/T + 47,562$	[20]
$ Ca_{3}Al_{2}O_{6} _{_{TB,P.}} = 3[Sr] + 2[Al] + 6[O]$	162 747/ <i>T</i> + 48,112	[21]
$ SrAl_2O_4 _{TB.p.} = [Sr] + 2[Al] + 4[O]$	-93 055/ <i>T</i> + 29,089	[20]
$ CaAl_2O_4 _{TB,p.} = [Ca] + 2[Al] + 4[O]$	-95 258/ <i>T</i> + 31,064	[21]
$ SrAl_4O_7 _{_{TB,p.}} = [Sr] + 4[Al] + 7[O]$	$-149 \ 990/T + 46,068$	[24]
$ CaAl_4O_7 _{TB.p.} = [Ca] + 4[Al] + 7[O]$	-161 795/ <i>T</i> + 52,367	[21]
$ \text{SrAl}_{12}\text{O}_{19} _{\text{TB},p.} = [\text{Sr}] + 12[\text{Al}] + 19[\text{O}]$	-398 189/ <i>T</i> + 124,493	[24]
$ CaAl_{12}O_{19} _{_{TB.p.}} = [Ca] + 12[Al] + 19[O]$	-426 453/ <i>T</i> + 138,178	[21]
${Sr} = [Sr]$	1870/ <i>T</i> – 3,650	[19]
${Ca} = [Ca]$	1912/T - 2,690	[23]
$\{CO\} = [C] + [O]$	-1168/T-2,070	[26]
${CO_2} = [C] + 2[O]$	-9616/T + 2,510	[26]

 Table 3. Temperature dependences of equilibrium constants of chemical reactions in the metal melt of the Fe-Al-Sr-Ca-O-C system

Таблица 4

Параметры взаимодействия компонентов жидкого железа e_i^j при температуре 1600 °C

j i	Sr	Al	Ca	О	С
Sr	0 [19]	0 [24]	0 [19]	-3,94 [19]	0 [19]
Al	0 [24]	0,045 [28]	-0,047 [27]	-1,98 [28]	0,091 [27]
Ca	0 [19]	-0,072 [27]	-0,002 [27]	-3,62 [19]	-0,340 [27]
0	-0,72 [19]	-1,170 [28]	-1,410 [29]	-0,20 [27]	-0,450 [27]
С	0 [19]	0,043 [27]	-0,097 [27]	-0,34 [27]	0,140 [27]

Table 4. Parameters of interaction of liquid iron components e_i^j at 1600 °C









Fig. 3. SSCM of the Fe-Sr-Ca-Al-O system (t = 1600 °C, [Ca] = 0.001 %)



рами оксидов, III – с твердым раствором (Sr, Ca)₃Al₂O₆ на основе алюмината стронция, IV, V и VI – с твердыми растворами моно-, би- и гексаалюминатов стронция и кальция, VII – с корундом, IX – с газовой фазой {Sr, Ca}, X – с газовой фазой {Sr, Ca, CO, CO₂} со следами CO, CO₂, XI – с газовой фазой {Sr, Ca, CO, CO₂} переменного состава. Все номера областей на рис. 1 (кроме VIII) и на рис. 2 – 5 соответствуют друг другу. Области VIII на рис. 2 – 5 нет, так как в этой области должны быть нанесены составы металла, равновесного с Sr₄Al₂O₇, но его образование при заданных концентрациях кальция или алюминия и температуре 1600 °С маловероятно.

На рис. 2 – 4 и 5, δ область газовой фазы проецируется в линию, так как она расположена перпендикулярно плоскости рисунков. На рис. 5, *a* (202,6 кПа) область составов жидкого металла, равновесного с газовой фазой, достаточно широкая. В табл. 5 приведены содержания стронция, алюминия и кислорода в жидком железе и соответствующие им парциальные давления {Sr, Ca, CO, CO₂}. Видно, что состав газовой фазы меняется от 96,24 кПа для CO до 96,24 кПа для стронция. При этом давление кальция в газовой смеси практически остается неизменным (примерно 4,05 кПа), независимо от концентраций стронция и алюминия.

Образование твердого раствора алюминатов на основе $Sr_3Al_2O_6$ (область *III*) возможно только при повышенном давлении (выше 1 атм) и концентрациях стронция выше 0,003 % (здесь и далее по массе) в системе Fe-Sr-Ca-Al-O (рис. 3). В присутствии минимальных концентраций углерода (0,1 %) в изучаемой системе также практически невозможно образование рассматриваемого твердого раствора (рис. 5, *a*) при ат-



 $(t = 1600 \text{ °C}, [Ca] = 0,001 \%, [C] = 0,1 \% \text{ H} P_{obit} = 1 (a) \text{ H} 2 \text{ arm } (b))$

Fig. 5. SSCM of the Fe–Sr–Ca–Al–O–C system (t = 1600 °C, [Ca] = 0.001, [C] = 0.1 % and $P_{tot} = 1$ (a) and 2 atm (δ))

мосферном давлении, но возможно – при повышенном давлении (рис. 5, б).

Моноалюминат кальция имеет температуру плавления 1601 °C [21], поэтому он практически не выделяется в виде неметаллических включений. Но в присутствии стронция он проявляется на ПРКМ системы Fe-Sr-Ca-Al-O (рис. 2 – 5) в виде твердого раствора с алюминатом стронция. Исходя из расчетов, наиболее вероятно образование моно- и биалюминатов стронция и кальция.

С большой вероятностью можно говорить о возможности образования жидких оксидных включений в глубине металла (давление более 101,3 кПа), что позволяет прогнозировать высокие рафинирующие свойства

Таблица 5

Состав жидкого металла и газовой фазы (рис. 5, *a*, [Ca] = 0,001 %)

Состав металла			Состав газовой фазы, атм]
lg[Sr, %]	lg[Al, %]	lg[O, %]	$p_{\rm \{CO\}}$	$p_{{\rm {CO}_2}}$	$p_{\rm \{Sr\}}$	$p_{ m \{Ca\}}$
-5,00	-5,15	-1,68	0,945	0,015	0,004	0,036
-3,00	-5,12	-1,90	0,550	0,050	0,401	0,039
-2,92	-5,00	-1,98	0,474	0,004	0,482	0,040
-2,80	-4,50	-2,20	0,286	0,001	0,672	0,041
-2,69	-3,00	-2,94	0,053	Менее 10-5	0,904	0,043
-2,67	-1,00	-3,83	0,005	Менее 10 ⁻⁵	0,953	0,042

Table 5. Composition of liquid metal and gas phase (Fig. 5, a, [Ca] = 0.001 %)

комплексных сплавов с кальцием и стронцием в металле, раскисленном алюминием.

Выводы

В процессе рафинирования стали, раскисленной алюминием, вероятно, будет реализовываться комплексный механизм взаимодействия активных элементов с кислородом. Взаимодействие с кислородом происходит как для растворенных в железе элементов, так и по границе газовой фазы, содержащей кальций и стронций, с расплавом жидкого железа. В результате взаимодействия кальция и стронция с кислородом при характерных для промышленных технологий содержаниях алюминия возможно образование жидких оксидных расплавов ${\rm SrO} - {\rm Al}_2{\rm O}_3 - {\rm CaO}$, что существенно облегчает удаление продуктов реакции из расплава. Образующиеся HB с наибольшей вероятностью являются сложными алюминатами кальция и строния, которые благодаря наличию стронция легко удаляются из расплава. Образование нежелательных включений корунда ${\rm Al}_2{\rm O}_3$ при обработке металла комплексными сплавами со стронцием и кальцием маловероятно. Термодинамический анализ процесса обработки стали, раскисленной алюминием, комплексными сплавами, содержащими кальций и стронций, позволяет прогнозировать высокую рафинирующую способность таких сплавов.

Список литературы References

- 1. Рябчиков И.В., Мизин В.Г., Усманов Р.Г., Голубцов В.А., Милюц В.Г. Критерии оценки качества раскислителей и модификаторов для стали // Сталь. 2015. № 2. С. 24–27.
- Реформатская И.И., Родионова И.Г., Бейлин Ю.А., Нисельсон Л.А., Подобаев А.Н. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей // Защита металлов. 2004. Т. 40. № 5. С. 498–504.
- Bakin I.V., Shapovalov A.N., Kuznetsov M.S., Shaburova N.A., Usmanov R.G., Golubtsov V.A., Ryabchilov I.V., Mizin V.G., Panov V.N. Industrial tests of microcrystalline complex alkaline earth metal alloys when casting pipe steel // Steel in Translation. 2020. Vol. 50. No. 11. P. 795–800. https://doi.org/10.3103/S0967091220110030
- 4. Скок Ю.Я. Исследование раскислительной способности комплексных сплавов, содержащих ЩЗМ и РЗМ // Процессы литья. 2010. Т. 81. № 3. С. 8–12.
- Проворова И.Б., Розенберг Е.В., Барановский К.Э., Волосатиков В.И., Розум В.А., Карась А.Н., Чернявский М.С. Модификатор для внепечной обработки стали, содержащий щелочноземельные металлы // Литье и металлургия. 2016. Т. 83. № 2. С. 14–18.
- 6. Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Сумин С.И. Неметаллические включения → модифицирование → качество металла. В кн.: Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Материалы XXIV Уральской школы металловедовтермистов (19–23 марта 2018 года, Магнитогорск) / Отв. ред. М.В. Чукин, А.Н. Емелюшин. Магнитогорск: изд. Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. С. 222–229.

- Ryabchikov I.V., Mizin V.G., Usmanov R.G., Golubtsov V.A., Milyuts V.G. Criteria for assessing the quality of deoxidizers and modifiers for steel. *Stal*'. 2015, no. 2, pp. 24–27. (In Russ.).
- Reformatskaya I.I., Rodionova I.G., Beilin Yu.A., Nisel'son L.A., Podobaev A.N. The effect of nonmetal inclusions and microstructure on local corrosion of carbon and low-alloyed steels. *Protection* of Metals. 2004, vol. 40, no. 5, pp. 447–452. https://doi.org/10.1023/B:PROM.0000043062.19272.c5
- Bakin I.V., Shapovalov A.N., Kuznetsov M.S., Shaburova N.A., Usmanov R.G., Golubtsov V.A., Ryabchilov I.V., Mizin V.G., Panov V.N. Industrial tests of microcrystalline complex alkaline earth metal alloys when casting pipe steel. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no 11, pp. 795–800. https://doi.org/10.3103/S0967091220110030
- 4. Skok Yu.Ya. Investigation of deoxidizing ability of complex alloys containing alkaline earth metals and rare earth metals. *Protsessy lit ya.* 2010, vol. 81, no. 3, pp. 8–12. (In Russ.).
- Provorova I.B., Rozenberg E.V., Baranovskii K.E., Volosatikov V.I., Rozum V.A., Karas' A.N., Chernyavskii M.S. Modifier for out-offurnace treatment of steel containing alkaline earth metals. *Lit'e i metallurgiya*. 2016, vol. 83, no. 2, pp. 14–18. (In Russ.).
- 6. Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Sumin S.I. Non-metallic inclusions → modification → metal quality. In: Actual Tasks of Physical Metal Science of Steels and Alloys. Materials of the XXIV Ural School of Metal Scientists-Heat-Treaters (March 19–23, 2018, Magnitogorsk). Chukin M.V., Emelyushin A.N. eds. Magnitogorsk: MSTU im. G.I. Nosova, 2018, pp. 222–229. (In Russ.).

- 7. Рябчиков И.В., Панов А.Г., Корниенко А.Э. О качественных характеристиках модификаторов // Сталь. 2007. № 6. С. 18–22.
- Bakin I.V., Mikhailov G.G., Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Dresvyankina L.E. Methods for improving the efficiency of steel modifying // Materials Science Forum. 2019. Vol. 946. P. 215–222. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.215
- 9. Wang L., Li J., Yang S., Chen C., Jin H., Li X. Coarsening behavior of particles in Fe–O–Al–Ca melts // Scientific Reports. 2019. Vol. 9. Article 3670. https://doi.org/10.1038/s41598-019-40110-x
- Jung I.-H., Decterov S.A., Pelton A.D. A thermodynamic model for deoxidation equilibria in steel // Metallurgical and Materials Transactions B. 2004. Vol. 35. No. 3. P. 493–507. https://doi.org/10.1007/s11663-004-0050-4
- Taguchi K., Ono-Nakazato H., Usui T., Marukawa K., Katogi K., Kosaka H. Complex deoxidation equilibria of molten iron by aluminum and calcium // ISIJ International. 2005. Vol. 45. No. 11. P. 1572–1576. https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.1572
- Cho S.-W., Suito H. Assessment of calcium-oxygen equilibrium in liquid iron // ISIJ International. 1994. Vol. 34. No. 3. P. 265–269. https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.265
- 13. Корогодская А.Н., Шабанова Г.Н. Термодинамическая база данных огнеупорных алюминатов стронция // Збірник наукових праць ПАТ «УкрНДІВогнетривів ім. А.С. Бережного». 2012. № 112. С. 208–213.
- 14. Калинина Н.Е., Кавац О.А., Федючук А.К. Микролегирование стронцием литейных алюминиевых сплавов, применяемых в ракетно-космической технике // Вестник двигателестроения. 2006. № 1. С. 147–149.
- Schürmann E., Braun U., Pluschkell W. Investigations on the equilibria between Al–Ca–O containing iron melts and CaO–Al₂O₃– FeO_n slags // Steel Research. 1998. Vol. 69. No. 9. P. 355–358. https://doi.org/10.1002/srin.199805564
- Zheng H.-Y., Guo S.-Q., Qiao M.-R., Qin L.-B., Zou X.-J., Ren Z.-M. Study on the modification of inclusions by Ca treatment in GCr18Mo bearing steel // Advances in Manufacturing. 2019. Vol. 7. No. 4. P. 438–447. https://doi.org/10.1007/s40436-019-00266-1
- Massazza F., Sirchia E. Equilibriums at the temperature of fusion in the ternary system SrO–Al₂O₃–CaO // Annali di Chimica. 1959. Vol. 49. P. 1352–1370.
- Kuroki T., Saito, Y., Matsui T., Morita K. Evaluation of phase diagrams for the SrO–Al₂O₃–CaO system by in-situ observation using confocal laser microscope // Materials Transactions. 2009. Vol. 50. No. 2. P. 254–260. https://doi.org/10.2320/matertrans.mra2008352
- 19. Михайлов Г.Г., Вяткин Г.П., Макровец Л.А., Самойлова О.В., Бакин И.В. Термодинамический анализ процессов взаимодействия компонентов в системе Fe–Sr–Ca–O–C в условиях существования металлического расплава // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2020. Т. 20. № 4. С. 5–13.
- Makrovets L.A., Samoilova O.V., Bakin I.V. Thermodynamic assessment of phase equilibria in the SrO–Al₂O₃ system // Defect and Diffusion Forum. 2021. Vol. 410. P. 725–729. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.725
- Михайлов Г.Г., Леонович Б.И., Кузнецов Ю.С. Термодинамика металлургических процессов и систем. Москва: ИД МИСиС, 2009. 520 с.
- 22. Кубашевский О., Олкокк К.Б. Металлургическая термохимия. Пер. с англ. Москва: Металлургия. 1982. 392 с.
- 23. Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Самойлова О.В., Смирнов Л.А. Фазовые равновесия в жидкой стали, комплексно раскисленной алюминием и кальцием в присутствии магния // Электрометаллургия. 2019. № 12. С. 9–18. https://doi.org/10.31044/1684-5781-2019-0-12-9-18
- **24.** Макровец Л.А., Самойлова О.В., Михайлов Г.Г., Бакин И.В. Термодинамический анализ раскислительной способности

- Ryabchikov I.V., Panov A.G., Kornienko A.E. Characteristics of modifiers. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no 6, pp. 516–521. https://doi.org/10.3103/S0967091207060113
- Bakin I.V., Mikhailov G.G., Golubtsov V.A., Ryabchikov I.V., Dresvyankina L.E. Methods for improving the efficiency of steel modifying. *Materials Science Forum*. 2019, vol. 946, pp. 215–222. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.215
- Wang L., Li J., Yang S., Chen C., Jin H., Li X. Coarsening behavior of particles in Fe–O–Al–Ca melts. *Scientific Reports*. 2019, vol. 9, article 3670. https://doi.org/10.1038/s41598-019-40110-x
- 10. Jung I.-H., Decterov S.A., Pelton A.D. A thermodynamic model for deoxidation equilibria in steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2004, vol. 35, no. 3, pp. 493–507. https://doi.org/10.1007/s11663-004-0050-4
- Taguchi K., Ono-Nakazato H., Usui T., Marukawa K., Katogi K., Kosaka H. Complex deoxidation equilibria of molten iron by aluminum and calcium. *ISIJ International*. 2005, vol. 45, no. 11, pp. 1572–1576. https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.1572
- Cho S.-W., Suito H. Assessment of calcium-oxygen equilibrium in liquid iron. *ISLJ International*. 1994, vol. 34, no. 3, pp. 265–269. https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.265
- Korogodskaya A.N., Shabanova G.N. Thermodynamic database of refractory strontium aluminates. *Zbirnik naukovikh prats' PAT "UkrNDIVognetriviv im. A.S. Berezhnogo"*. 2012, no. 112, pp. 208–213 (In Russ.).
- Kalinina N.E., Kavats O.A., Fedyuchuk A.K. Microalloying with strontium of cast aluminum alloys used in rocket and space industry. *Vestnik dvigatelestroeniya*. 2006, no. 1, pp. 147–149. (In Russ.).
- 15. Schürmann E., Braun U., Pluschkell W. Investigations on the equilibria between Al–Ca–O containing iron melts and CaO–Al₂O₃– FeO_n slags. *Steel Research*. 1998, vol. 69, no. 9, pp. 355–358. https:// doi.org/10.1002/srin.199805564
- 16. Zheng H.-Y., Guo S.-Q., Qiao M.-R., Qin L.-B., Zou X.-J., Ren Z.-M. Study on the modification of inclusions by Ca treatment in GCr18Mo bearing steel. *Advances in Manufacturing*. 2019, vol. 7, no. 4, pp. 438–447. https://doi.org/10.1007/s40436-019-00266-1
- Massazza F., Sirchia E. Equilibriums at the temperature of fusion in the ternary system SrO–Al₂O₃–CaO. *Annali di Chimica*. 1959, vol. 49, pp. 1352–1370.
- Kuroki T., Saito Y., Matsui T., Morita K. Evaluation of phase diagrams for the SrO–Al₂O₃–CaO system by in-situ observation using confocal laser microscope. *Materials Transactions*. 2009, vol. 50, no. 2, pp. 254–260. https://doi.org/10.2320/matertrans.mra2008352
- Mikhailov G.G., Vyatkin G.P., Makrovets L.A., Samoilova O.V., Bakin I.V. Thermodynamic analysis of the interaction processes of components in the Fe–Sr–Ca–O–C system under the conditions of the metal melt existence. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Metallurgiya"*. 2020, vol. 20, no. 4, pp. 5–13. (In Russ.).
- Makrovets L.A., Samoilova O.V., Bakin I.V. Thermodynamic assessment of phase equilibria in the SrO–Al₂O₃ system. *Defect and Diffusion Forum*. 2021, vol. 410, pp. 725–729. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.725
- 21. Mikhailov G.G., Leonovich B.I., Kuznetsov Yu.S. *Thermodynamics* of *Metallurgical Processes and Systems*. Moscow: MISiS, 2009, 520 p. (In Russ.).
- **22.** Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry*. Oxford, New York: Pergamon Press, 1967. (Russ. ed.: Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgicheskaya termokhimiya*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 392 p.).
- 23. Mikhailov G.G., Makrovetz L.A., Samoilova O.V., Smirnov L.A. Phase equilibria in the liquid steel deoxidized with aluminum and calcium in the presence of magnesium. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020, vol. 2020, no. 6, pp. 640–648. https://doi.org/10.1134/S0036029520060130
- Makrovets L.A., Samoilova O.V., Mikhailov G.G., Bakin I.V. Thermodynamic analysis of strontium deoxidizing ability in liquid

стронция в жидком железе в присутствии алюминия // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 10. С. 768–777. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-768-777

- 25. Samoilova O.V., Makrovets L.A. Thermodynamic modeling of phase equilibria in the FeO-MgO-Al₂O₃ system // Materials Science Forum. 2020. Vol. 989. P. 3–9. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.989.3
- **26.** Fuwa T., Chipman J. The carbon-oxygen equilibria in liquid iron // Transactions of AIME. 1960. Vol. 218. P. 887–891.
- Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of liquid dilute iron alloys // Metal Science. 1974. Vol. 8. No. 1. P. 298–310. https://doi.org/10.1179/msc.1974.8.1.298
- Park J. H., Todoroki H. Control of MgO·Al₂O₃ spinel inclusions in stainless steels // ISIJ International. 2010. Vol. 50. No. 10. P. 1333–1346. https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1333
- Faulring G.M., Ramalingam S. Inclusion precipitation diagram for the Fe–O–Ca–Al system // Metallurgical Transactions B. 1980. Vol. 11. No. 1. P. 125–130. https://doi.org/10.1007/BF02657181

iron at presence of aluminum. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 10, pp. 768–777. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-768-777

- 25. Samoilova O.V., Makrovets L.A. Thermodynamic modeling of phase equilibria in the FeO-MgO-Al₂O₃ system. *Materials Science Forum*. 2020, vol. 989, pp. 3–9. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.989.3
- Fuwa T., Chipman J. The carbon-oxygen equilibria in liquid iron. Transactions of AIME. 1960, vol. 218, pp. 887–891.
- Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of liquid dilute iron alloys. *Metal Science*. 1974, vol. 8, no. 1, pp. 298–310. https://doi.org/10.1179/msc.1974.8.1.298
- Park J. H., Todoroki H. Control of MgO·Al₂O₃ spinel inclusions in stainless steels. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, no. 10, pp. 1333–1346. https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1333
- 29. Faulring G.M., Ramalingam S. Inclusion precipitation diagram for the Fe–O–Ca–Al system. *Metallurgical Transactions B*. 1980, vol. 11, no. 1, pp. 125–130. https://doi.org/10.1007/BF02657181

Сведения об авторах / Information about the Authors

Геннадий Георгиевич Михайлов, д.т.н., профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет ORCID: 0000-0001-5535-4875 *E-mail:* mikhailovgg@susu.ru

Лариса Александровна Макровец, инженер кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет ORCID: 0000-0001-8581-1475 *E-mail:* makrovetcla@susu.ru

Игорь Валерьевич Бакин, начальник отдела инновации, модернизации и технического развития, ООО НПП Технология, преподаватель кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет ORCID: 0000-0003-0825-717X *E-mail*: igor.npp.bakin@gmail.com Gennadii G. Mikhailov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University ORCID: 0000-0001-5535-4875 E-mail: mikhailovgg@susu.ru

Larisa A. Makrovets, Engineer of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University ORCID: 0000-0001-8581-1475 E-mail: makrovetcla@susu.ru

Igor' V. Bakin, Head of the Division of Innovation, Modernization and Technical Development, LLC RPE Technology, Lecturer of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University *ORCID:* 0000-0003-0825-717X

E-mail: igor.npp.bakin@gmail.com

Accepted 07.02.2022

Вклад авторов	CONTRIBUTION OF THE AUTHORS
<i>Г. Г. Михайлов</i> – постановка задачи, обсуждение результатов. <i>Л. А. Макровец</i> – проведение расчетов, обсуждение результатов. <i>И. В. Бакин</i> – литературный обзор, обсуждение результатов.	 G. G. Mikhailov – problem statement, discussion of the results. L. A. Makrovets – conducting calculations, discussion of the results. I. V. Bakin – literary review, discussion of the results.
Поступила в редакцию 29.12.2021 После доработки 01.02.2022	Received 29.12.2021 Revised 01.02.2022

Принята к публикации 07.02.2022

Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии

INFORMATION TECHNOLOGIES

AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY



Оригинальная статья

YJK 519.876.2 **DOI** 10.17073/0368-0797-2022-12-904-912 https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2456



ФОРМИРОВАНИЕ ПРОГРАММ РАЗВИТИЯ С МНОГОЦЕЛЕВЫМИ ПРОЕКТАМИ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

А. В. Зимин¹, И. В. Буркова², В. В. Зимин¹

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

² Институт проблем управления имени В.А. Трапезникова РАН (Россия, 117997, Москва, ул. Профсоюзная, 65)

Аннотация. Совершенствование механизмов управления формированием и календарным планированием программ развития является важнейшим направлением повышения результативности (достижения поставленных целей) и эффективности (снижения объема расходуемых ресурсов) деятельности металлургических компаний. В настоящее время необходимо обеспечить мобилизацию активов компаний для решения задач их устойчивого развития. Рассматривается задача формирования программы развития металлургического предприятия (компании). Программа включает несколько различных направлений развития: совершенствование действующих бизнеспроцессов (сбыт, снабжение, производство, ремонт оборудования и др.), производственных технологий различных переделов (производство кокса, агломерата, чугуна, стали, проката), реализация задач цифровой трансформации и др. Каждое из направлений программы развития содержит проекты, описываемые эффектом, размером инвестиций, изменением расходных статей операционного бюджета, связанных с затратами на эксплуатацию тех систем и процессов, на совершенствование которых направлена реализация проекта, а также индикатором, описывающим риск реализации проекта. Одно из направлений программы развития может включать многоцелевые проекты, выполнение которых приводит не только к изменению собственных показателей эффективности, но и к изменению показателей эффективности проектов других (не многоцелевых) направлений программы развития. Рассмотрен случай, когда управление программой развития включает управление общим бюджетом программы и достижением общей цели программы (максимальным эффектом от реализации всех проектов программы развития). При этом управление рисками проектов и изменением операционного бюджета реализуется на уровне управления портфелем проектов отдельных направлений программы (нет общих для программы развития ограничений на риски и изменение операционного бюджета). Изложенные формализации задач, схемы их декомпозиции и композиции, разработанные процедуры решения отдельных подзадач базируются на положениях и методах теорий системного анализа и нового раздела дискретной математики (сетевого программирования).

Ключевые слова: проект, программа развития, инвестиционный бюджет, операционный бюджет, управление риском, сетевое программирование, Парето-решение

Для цитирования: Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Формирование программ развития с многоцелевыми проектами на предприятиях черной металлургии // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 12. С. 904–912. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-904-912

Original article

FORMATION OF DEVELOPMENT PROGRAMS WITH MULTI-PURPOSE PROJECTS AT FERROUS METALLURGY ENTERPRISES

A. V. Zimin¹, I. V. Burkova², V. V. Zimin¹

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)
 ²V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences (65 Profsoyuznaya Str., Moscow 117997, Russian Federation)

Abstract. The improvement of management mechanisms for the formation and calendar planning of development programs is the most important direction for improving the productivity (achievement of goals) and efficiency (reduction of the amount of resources consumed) of the activities of metallurgical companies. Currently, it is necessary to ensure the mobilization of companies' assets to solve the tasks of their sustainable development. The task of forming a program for the development of a metallurgical enterprise (company) is considered. The program includes several different areas of development: improvement of existing business processes (sales, supply, production, repair of equipment, etc.), production technologies of various stages (production of coke, agglomerate, cast iron, steel, rolled products), implementation of digital transformation tasks, etc. Each of the directions

of the development program contains projects described by effect, size of investments, changes in the expenditure items of operating budget related to the costs of operating those systems and processes that the project is aimed at improving, as well as an indicator describing the risk of project implementation. One of the directions of the development program may include multi-purpose projects, the implementation of which leads not only to changes in its own performance indicators, but also to changes in the performance indicators of projects of other (non-multi-purpose) directions of such development program. The case is considered when management of the development program includes the management of the overall budget and achievement of overall goal of the program (the maximum effect from implementation of all projects). At the same time, project risk management and changes in the operating budget are implemented at the level of project portfolio management of individual program areas (there are no restrictions on risks and changes in the operating budget common to the development program). The stated formalizations of the problems, their decomposition and composition schemes, and the developed procedures for solving individual subtasks are based on the provisions and methods of the theories of system analysis and a new section of discrete mathematics (network programming).

Keywords: project, development program, investment budget, operational budget, risk management, network programming, Pareto solution

For citation: Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Formation of development programs with multi-purpose projects at ferrous metallurgy enterprises. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 904–912. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-904-912

Введение

Механизмы управления формированием и календарным планированием программ развития являются важнейшими инструментами повышения результативности (достижения поставленных целей) и эффективности (снижения объема расходуемых ресурсов) деятельности металлургических компаний [1-5]. Теме управления программами развития, включающих многоцелевые проекты, уделяется достаточно много внимания [6-10]. Формирование таких программ развития является необходимым и важным этапом комплексной технологии управления развитием организаций, предприятий и входит в класс задач управления портфелем проектов, поскольку фактически программа – это портфель проектов (или несколько таких портфелей), которые в совокупности обеспечивают достижение стратегических целей организации [11 – 14]. В работе [15] рассмотрены различные модели и методы управления портфелем проектов. Простейшая модель формирования программы развития сводится к классической задаче о ранце и эффективно, но приближенно решается методом «затраты – эффект». Точное решение при целочисленных значениях параметров может быть получено методом сетевого программирования [16].

В работе [17] рассмотрена задача формирования программы развития нефтегазовой отрасли, включающей многоцелевые проекты. Предложен многокритериальный подход, который дает возможность учесть весь спектр интересов (целей) отрасли и региона при выработке оптимального решения. В работах [18, 19] рассматривается применение методов «затраты - эффект» и сетевого программирования к задачам формирования многоцелевых программ развития (предприятий, корпораций, регионов). Программа включает несколько направлений развития, каждое из которых представлено отдельным портфелем проектов. Проект при этом описывается двумя параметрами: эффект от реализации проекта и инвестиции, необходимые для реализации. Даются обобщения методов для случая, когда имеются проекты, дающие вклад (эффект) в несколько направлений (многоцелевые проекты).

Представляет практический интерес рассмотрение задачи с включением в показатели, описывающие отдельный проект программы, индикатора риска проекта, а также изменение операционного бюджета, обусловленное изменением затрат на эксплуатацию тех процессов и систем предприятия, на совершенствование которых направлена реализация проектов, включаемых в программу развития.

В настоящей работе рассмотрен случай, когда управление программой развития включает управление общим бюджетом c^* и достижением общей цели программы (максимальным эффектом от реализации проектов всех направлений программы). Будем считать, что управление рисками проектов (который далее будем оценивать объемом инвестиций в рисковые проекты) и изменением операционного бюджета реализуется на уровне управления портфелем проектов направлений программы, то есть нет общих для программы развития ограничений на объем инвестиций в рисковые проекты и на изменение операционного бюджета.

Изложенные далее формализации задач, схемы их декомпозиции и композиции, разработанные процедуры решения отдельных подзадач основаны на положениях и методах теории сетевого программирования [16].

ОБОЗНАЧЕНИЯ, ФОРМАЛИЗАЦИЯ И ОБЩАЯ СХЕМА РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОГРАММЫ РАЗВИТИЯ

Пусть $P = \{P_j \mid j = \overline{1,m}\} = \{\{p_{ji} \mid i = \overline{1,n_j}\} \mid j = \overline{1,m}\}$ множество проектов, инициированных для включения в программу развития предприятия (компании, муниципалитета и т. п.). Множество *P* включает *m* направлений развития, каждое из которых содержит по n_j проектов p_{ji} . Одно из направлений включает, помимо одноцелевых, так называемые многоцелевые проекты, которые могут изменять некоторые из показателей проектов других направлений. Будем считать направление, включающее многоцелевые проекты, *m*-ым направлением развития (j = m): $P_m = \left\{ p_{ml} \mid l = \overline{1, q} \right\} \cup \left\{ p_{ml} \mid l = \overline{(q + 1), n_m} \right\}$ (здесь q и $(n_m - q)$ – количество одноцелевых и многоцелевых проектов).

Пусть $\alpha_{ji} = \alpha(p_{ji}), c_{ji} = c(p_{ji}), \Delta b_{ji} = \Delta b(p_{ji})$ и $r_{ji} = r(p_{ji})$ величина эффекта, размер инвестиций, изменение операционного бюджета и индикатор риска проекта р_{ії}. Причем $r_{ii} = 1$, если проект относится к классу проектов с высоким риском и $r_{ji} = 0$ – в противном случае. Влияние отдельного многоцелевого проекта p_{ml} , $l = (q + 1), n_m$ на показатели проектов одноцелевых направлений опишем совокупностью кортежей $\left\{ \delta \alpha_{ii}^{ml} \mid i = \overline{1, n_i} \right\},$ $\left\{\delta c_{ji}^{ml} \mid i = \overline{1, n_j}\right\}, \ \left\{\delta b_{ji}^{ml} \mid i = \overline{1, n_j}\right\}, \ \left\{\delta r_{ji}^{ml} \mid i = \overline{1, n_j}\right\}, \ j = \overline{1, m}$ (где $\delta \alpha_{ii}^{ml}, \delta c_{ii}^{ml}, \delta b_{ii}^{ml}$ – аддитивные добавки к соответствующим показателям проектов направления *j*; $\delta r_{ii}^{ml} = 1$, если реализация проекта p_{ml} изменяет индикатор риска проекта p_{ji} (проект с высоким риском переводится в проект с низким риском) и $\delta r_{ji}^{ml} = 0$ – в противном случае). Заметим, что величины $\delta \alpha_{ji}^{ml}$, δc_{ji}^{ml} , δb_{ji}^{ml} для $i = (q + 1), n_m$ равны нулю (многоцелевые проекты не изменяют значения показателей других многоцелевых проектов).

Введем переменную x_{ji} , которая равна единице, если проект p_{ji} включается в портфель реализуемых проектов *j*-го направления развития, и равна нулю, если проект отклоняется. Определим правила вычисления показателей проектов направлений *j*, $j = \overline{1, m}$, программы развития в зависимости от выбора варианта решения $x_{mq} = (x_{m(q+1)}, x_{m(q+2)}, ..., x_{mn_m})$ для многоцелевых проектов направления *m*. Эффект от реализации произвольного одноцелевого проекта p_{ji} (при условии выбора решения x_{ma}) определяем по формуле:

$$\alpha_{ji}(x_{mq}) = \alpha_{ji} + \sum_{l=(q+1)}^{n_m} \delta \alpha_{ji}^{ml} x_{ml}.$$
 (1)

Затраты на реализацию этого проекта составят:

$$c_{ji}(x_{mq}) = c_{ji} + \sum_{l=(q+1)}^{n_m} \delta c_{ji}^{ml} x_{ml}.$$
 (2)

Изменение операционного бюджета описываются формулой:

$$\Delta b_{ji}(x_{mq}) = \Delta b_{ji} + \sum_{l=(q+1)}^{n_m} \delta b_{ji}^{ml} x_{ml}.$$
 (3)

Тип проекта будет определяться значением соотношения:

$$r_{ji}(x_{mq}) = \begin{cases} r_{ji}, \sum_{l=(q+1)}^{n_m} \delta r_{ji}^{ml} x_{mk} = 0; \\ 0, \sum_{l=(q+1)}^{n_m} \delta r_{ji}^{ml} x_{ml} > 0. \end{cases}$$
(4)

Теперь задача формирования программы развития предприятия при условии выбора решения x_{mq} для многоцелевых проектов формализуется в виде линейной задачи целочисленного программирования:

$$\sum_{j=1}^{m-1} \sum_{i=1}^{n_j} \alpha_{ji} (x_{mq}) x_{ji} + \sum_{i=1}^{q} \alpha_{mi} x_{mi} \to \max;$$
(5)

$$\sum_{i=1}^{n-1} \sum_{i=1}^{n_j} c_{ji}(x_{mq}) x_{ji} + \sum_{i=1}^{q} c_{mi} x_{mi} \le c^* - \sum_{i=q+1}^{n_m} c_{mi} x_{mi}; \quad (6)$$

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^{n_{j}} c_{ji}(x_{mq}) r_{ji}(x_{mq}) x_{ji} \leq c_{rj}^{*}, \ j = \overline{1, (m-1)}; \\ \sum_{i=1}^{q} c_{mi}(x_{mq}) r_{mi}(x_{mq}) x_{mi} \leq c_{rj}^{*} - \sum_{i=q+1}^{n_{m}} c_{mi} r_{mi} x_{mi}; \end{cases}$$
(7)
$$\begin{cases} \sum_{i=1}^{n_{j}} \Delta h_{i}(x_{m}) x_{mi} \leq \Delta h^{*}, \ i = \overline{1, (m-1)}; \end{cases}$$

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^{n} \Delta b_{ji} (x_{mq}) x_{ji} \leq \Delta b_{j}^{*}, \quad j = 1, (m-1); \\ \sum_{i=1}^{q} \Delta b_{ji} (x_{mq}) x_{ji} \leq \Delta b_{j}^{*} - \sum_{i=q+1}^{n_{m}} \Delta b_{mi} x_{mi}; \end{cases}$$
(8)

здесь c^* , c_{rj}^* и Δb_j^* – ограничения на размер инвестиций в проекты всех направлений, на финансирование проектов с высоким риском и на изменение операционного бюджета для каждого из направлений.

Задачу формирования оптимальной программы развития решим по следующей схеме:

– сформируем, решив задачу (5) - (8), оптимальную программу развития при условии выбора произвольного решения x_{ma} для многоцелевых проектов;

– определим безусловную оптимальную программу развития, решив задачу (5) – (8), для каждого варианта $x_{mq} \in X_{mq} = 2^{(n_m - q)}$ вхождения многоцелевых проектов в программу и выбрав в качестве итогового решения тот вариант программы развития, которому соответствует наибольший суммарный эффект.

ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ ПРОГРАММЫ <u>РАЗВИТИЯ ПРИ УСЛОВИИ ВЫБОРА ПРОИЗВОЛЬНОГО</u> РЕШЕНИЯ *х_{та}* ДЛЯ МНОГОЦЕЛЕВЫХ ПРОЕКТОВ

Задачу (5) – (8) решим с использованием метода сетевого программирования. Определим величины c_j^* , $j = \overline{1, m}$ такие, что

$$\sum_{j=1}^{m} c_{j}^{*} = c^{*} - \sum_{i=q+1}^{n_{m}} c_{mi} x_{mi}.$$
(9)

Тогда задачу (5) – (8) можно декомпозировать на m задач формирования множества проектов для отдельных направлений j, $j = \overline{1, m}$ программы развития. Для $j = \overline{1, (m-1)}$ вид задач, полученных в результате декомпозиции, будет

$$\sum_{i=1}^{n_j} \alpha_{ji}(x_{mq}) x_{ji} \to \max; \qquad (10)$$

$$\sum_{i=1}^{n_j} c_{ji}(x_{mq}) x_{ji} \le c_j^*;$$
(11)

$$\sum_{i=1}^{n_j} c_{ji}(x_{mq}) r_{ji}(x_{mq}) x_{ji} \le c_{rj}^*;$$
(12)

$$\sum_{i=1}^{n_j} \Delta b_{ji} (x_{mq}) x_{ji} \le \Delta b_j^*.$$
(13)

Задача для направления *m* с многоцелевыми проектами с учетом выбора решения *x_{ma}* примет вид:

$$\sum_{i=1}^{q} \alpha_{mi} x_{mi} \to \max; \qquad (14)$$

$$\sum_{i=1}^{q} c_{mi} x_{mi} \le c_{m}^{*};$$
(15)

$$\sum_{i=1}^{q} c_{mi}(x_{mq}) r_{mi}(x_{mq}) x_{mi} \le c_{rj}^{*} - \sum_{i=q+1}^{n_{m}} c_{mi} r_{mi} x_{mi}; \quad (16)$$

$$\sum_{i=1}^{q} \Delta b_{ji}(x_{mq}) x_{ji} \le \Delta b_{j}^{*} - \sum_{i=q+1}^{n_{m}} \Delta b_{mi} x_{mi}.$$
 (17)

Задачи (10) – (13) и (14) – (17) являются задачами о трехмерном ранце и могут быть решены методом таблиц допустимых решений [20]. Пусть множества

$$\begin{cases} \left(x_{j}^{k_{j}}(x_{mq}), \alpha \left(x_{j}^{k_{j}}(x_{mq}) \right), \\ c_{j}\left(x_{j}^{k_{j}}(x_{mq}) \right), c_{rj}\left(x_{j}^{k_{j}}(x_{mq}) \right), \\ \Delta b_{j}\left(x_{j}^{k_{j}}(x_{mq}) \right) \end{cases} \left| k_{j} = \overline{1, K_{j}^{P}} \right\}, j = \overline{1, (m-1)}$$
(18)

И

$$\left| \left(x_m^{k_m}, \alpha \left(x_m^{k_m} \right), c_m \left(x_m^{k_m} \right), c_{rm} \left(x_m^{k_m} \right), \Delta b_m \left(x_m^{k_m} \right) \right) \right| k_j = \overline{1, K_m^P} \right\},$$

$$(19)$$

описывают, соответственно, совокупности Парето-решений задач (10) – (13) и (14) – (17), полученные методом таблиц допустимых решений, где

$$x_j^{k_j} = \left\{ x_{ji}^{k_j} \middle| i = \overline{1, n_j} \right\};$$
(20)

$$x_m^{k_m} = \left\{ x_{mi}^{k_m} \left| i = \overline{1, q} \right. \right\} \cup x_{mq}.$$
(21)

Чтобы получить Парето-решения для всей совокупности направлений программы развития $(j = \overline{1, m})$, необходимо выполнить последовательно (m - 1) композицию Парето-решений (18) и (19) с удалением на каждом шаге композиции из множества формируемых решений тех, которые доминируются другими полученными решениями, а также тех, которые не удовлетворяют ограничению на суммарные инвестиции, соответствующие этапу композиции:

$$\sum_{\{j\}} c_j \left(x_j^{k_j} \left(x_{mq} \right) \right) \le c^*;$$
(22)

здесь совокупность $\{j\}$ направлений для первого этапа композиции описывается множеством $\{1, 2\}$, второго – множеством $\{1, 2, 3\}$, последнего (m - 1) этапа – множеством $\{1, 2, 3, ..., m\}$.

Результатом итоговой (*m* – 1) композиции будет множество Парето-решений для совокупности проектов всех направлений программы развития. Опишем это множество следующим образом:

$$\begin{cases} \left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq}) \right)^{d}, \alpha \left(\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq}) \right)^{d} \right), \\ c \left(\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq}) \right)^{d} \right), c_{r} \left(\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq}) \right)^{d} \right), \\ \Delta b \left(\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq}) \right)^{d} \right) \right| d = \overline{1, D_{12...m}^{P}} \end{cases}.$$
(23)

Оптимальное решение $(x_{12...m}^{k_1...k_m}(x_{mq}))^{d_{opt}}$ на множестве (23) определяется правилом:

$$\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq})\right)^{d_{opt}} = \arg\max_{d=1, \ D_{12...m}^{p}} \alpha\left(x_{12...m}^{k_{1}...k_{m}}(x_{mq})\right)^{d}.$$
 (24)

Решение $\left(x_{12...m}^{k_1...k_m}(x_{mq})\right)^{d_{opt}}$ зависит от значений $c_j^*, j = \overline{1, m}$, задаваемых соотношением (9), то есть:

$$\alpha \left\{ \left(x_{12...m}^{k_1...k_m}(x_{mq}) \right)^{d_{opt}}, \left(c_j^* \Big| \sum_{j=1}^m c_j^* = c^* - \sum_{i=q+1}^{n_m} c_{mi} x_{mi} \right) \right\}.$$
(25)

Чтобы найти максимум критерия (25) от значений c_j^* , $j = \overline{1, (m-1)}$, правые части ограничений (11) и (15) определим в соответствии с правилами:

$$c_{j}^{*} = \sum_{i=1}^{n_{j}} c_{ji}(x_{mq}), j = \overline{1, (m-1)};$$
(26)

$$c_m^* = \sum_{i=1}^q c_{mi}.$$
 (27)

Ограничения (26) и (27) делают допустимыми все решения для каждого направления программы развития и тем самым увеличивают вычислительную сложность описываемых процедур, что гарантирует нахождение максимума критерия (25). Заметим, что ограничение (22) на этапах композиции исключает из рассмотрения решения, недопустимые по суммарным затратам на реализацию проектов. Решение, доставляющее максимум критерию (25), обозначим

$$\left(x_{12\dots m}^{k_1\dots k_m}(x_{mq})\right)_{\max\left(c_j^*|j=\overline{1,m}\right)}^{d_{opt}}.$$
(28)

ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ ПРОГРАММЫ РАЗВИТИЯ

Решение (28) задачи (5) – (8) определяет оптимальную программу развития при условии выбора решения x_{mq} для многоцелевых проектов. Решение, доставляющее безусловный оптимум для программы развития, определится из соотношения:

$$(x_1, x_2, ..., x_{(m-1)}, x_m)^{opt} =$$

$$= \arg \max_{x_{mq} \in X_{mq}} \alpha \left(\left(x_{12...m}^{k_1...k_m}(x_{mq}) \right)_{\max\left(c_j^*|j=\overline{1,m}\right)}^{d_{opt}} \right).$$
(29)

Пример. Пусть программа развития включает три направления с количеством проектов 5, 9 и 8. Исходные данные для проектов этих направлений приведены ниже:

исходные данные проектов первого направления программы развития

Эффект	5	2	7	3	4
Инвестиции	210	102	532	141	190

исходные данные проектов второго направления программы развития

Эффект	6	4	9	7	2	5	7	8	3
Инвестиции	987	659	1103	901	312	801	1003	1059	387

исходные данные проектов третьего направления программы развития

Эффект	3	8	4	2	6	5	9	5
Инвестиции	65	312	192	61	119	93	423	1600

Общая потребность в инвестициях на реализацию всех инициированных проектов составляет 11 252 единицы, заданный объем инвестиций z^* равен 8900 единицам. В третьем направлении (m = 3) влияние последнего (восьмого) многоцелевого проекта на показатели проектов одноцелевых направлений описывается следующим образом:

– первого направления

Увеличение эффектов проектов	0	3	0	0	3	
Снижение объема инвестиций в проекты	0	0	9	0	0	

- второго направления

 Увеличение эффектов проектов
 2
 0
 1
 3
 0
 0
 4

 Снижение объема инвестиций в проекты
 0
 0
 11
 87
 15
 0
 2
 0
 0
 11
 87
 15
 0
 2
 0
 0
 11
 87
 15
 0
 12
 0
 0
 11
 87
 15
 0
 12
 0
 0
 11
 87
 15
 0
 12
 0
 0
 14
 15
 0
 12
 0
 0
 14
 15
 12
 0
 0
 14
 15
 0
 12
 0
 0
 14
 15
 12
 0
 0
 14
 15
 12
 0
 0
 14
 15
 12
 12
 12
 0
 14
 15
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12
 12

- третьего направления

озбл Главная Встан Вырстать Тавить Формат по образа	Times New Roma	мары Формалы Да Л. — — — — — — — — — — — — — — — — — — —	Minute Peterconposars									
Х Вырезать В Коперовать - тавиты Формат по образи	Times New Roma	· · · · · ==			convite provarb?				7)		- los	A Obusid sector
Robert of street	w and -	· • • • =	= ∛· Preper	ноти текст рикить и поместить в центр	06umi e - 💱 - 96 00 %	• Устовное форматирование •	Форматировать Хороши	ий Нейтральный ей Веод	Плохой · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	Вставить Удалить Форма	∑ Автэсумма •	Ату работи и Сортировка Найти и и фильтр * выделить *
вуфер обчена	G. Upre	M. AL	Биравние	anne	15 MAIONE			.1684		тченка	Редак	прование
107 • I ×	√ fr											
(A	8	c	D	E	F	G	н	1	1	к	L	M
a a												
X1X6	111111	111011	011111	110111	111110	110011	111010	010111	011110	101111	110110	010011
Эффект	28	26	25	24	23	22	21	21	20	20	19	19
Hanasana	813	701	222	680	210	680	400	101	204	620		(2)
тивестнции	042	/81		630	149	369	8.00	202	10.00	530	12.00	224
Кол-во реш 22					•		0,00		10,00		12,00	
7												
X1 X7	1111111	1110111	0111111	1101111	1100111	0101111	1011111	0100111	1111110	1010111	0011111	1110110
Эффект	37	35	34	33	31	30	20	28	28	27	26	26
Инвестиции	1265	1204	1200	1073	1012	1008	953	947	842	892	\$88	781
4								9,00		11,00	12,00	
5 Кол-во реш 5 29 7												
9												
0 X1X8	11111110	11101110	01111110	11011110	11001110	01011110	10111110	1111110	11101100	10011110	11011100	11001100
эффект	37	35	34	33	31	30	29	28	26	25	24	22
2												
з Инвестиции	1265	1204	1200	1073	1012	1008	953	842	781	761	650	589
4 5 Ітог. кол-во реш 6 29 7												
• • HA1 H4	42 Hd3 Morin	apero Mixorouenees	ие проекты Аналия	вариантов 🛞		1						•
1080												- + 107

Рис. 1. Парето-решения для направления с многоцелевым проектом при $x_{38} = 0$

Fig. 1. Pareto solutions for the direction with a multi-purpose project at $x_{38} = 0$

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2022, vol. 65, no. 12, pp. 904–912. Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Formation of development programs with multi-purpose projects at ferrous metallurgy enterprises

2 1	200422-38 Останована программи разели с МајПaton - Scol							<u>.</u>					
A Bupetan Konsposate V Oopwar no oop Bydep olivens	32 53 Times New Roma 26 27 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10	+ + A' A' = + + A' A' A = = + + + + +	22 22 = ♥- ₽ Depen = 1 1 1 0 064cg Department	от техни те	ре - G Чиско	• Условное форматирование •	Формалировать как табляцу * Сти	Нейтральны Веод	й Плохой	Ecrators Удалить Формат Встанить Удалить Формат	∑ Автосумма * В Заполжить * ⊘ Очистить * Редакс	Атт Оранована Сорпировка Найти и и филагр - выделить - гпрование	
F. • I X	√ fe												
A		с	D	E	F	G	н	1	1	к	L	м	
X1X3	111	101	011	0.01	110	100	010	000				-	
Эффект	14	12	9	7	7	5	2	0				_	
				1									
Инвестиции	844	742	634	532	312	210	102	0	-	2			
Кол-во реш 7				3									
X1X4	1111	1011	1110	0111	1010	1101	0110	1001	1100	0101	1000	0001	
Эффект	17	15	14	12	12	10	9	8	7	5	5	3	
Инвестнции	985	883	844	775	742	453	634	351	312	243	210	141	
Кол-во реш 11				,			3,00			11,00			
X1X5	11111	10111	11101	11110	10101	10110	11100	11011	10100	10011	11001	11010	
Эффект	21	19	18	17	16	15	14	14	12	12	11	10	
								1000	-				
Инвестиции	1175	1073	1034	985	932	883	844	643	742	541	502	453	
Кол-во реш 19							8,00		10,00				
HA1	ндз Илог	napeto Mixoroujettes	ые проекты Анализ	_вариантов 🗎 🛞									

Рис. 2. Парето-решения для первого направления программы при $x_{38} = 0$

Fig. 2. Pareto solutions for the first program direction at $x_{38} = 0$

Увеличение эффектов проектов	1	0	2	0	0	3	0
Снижение объема инвестиций в проекты	6	0	8	0	0	0	9

Число вариантов вхождения единственного многоцелевого проекта равно двум. Для первого варианта (многоцелевой проект не входит в программу развития – $x_{38} = 0$) программным комплексом решения задачи сформировано 29 Парето-решений для направления с многоцелевым проектом (рис. 1). Для первого направления программы сформировано 19 решений (рис. 2). Для второго направления программы развития сформировано 49 Парето-решений (рис. 3). В результате последовательной композиции решений для всех трех

Karpenn Kongoess Cramero Kongoess Congoess Congess Congoess Congess	B B B C C C C C C C C C C C C C C C C C	- <u>u</u> - <u>k</u>	E € - Erfappe E € - Frappe E E E Coteg Bagament 10111111 36	E 11111101	E	с С	Формалировать как табонду * Н	ый Нейтральный ий Ввод Стали	Плохой Вывод	Вставить Удалить Форма Вчейки К	∑ Автосулима - Заполнить - с Очистить - Редисти Ц	Ат Органова Найта и филар * выделить * прование М
а а а а а а а а а а а а а а	5766	c 1111011 38 5454	D 1011111 36	E 1111101	F	G	н	1	J	ĸ	L	м
А Х1Х7 Эффект Инвестиции	8 1111111 40 5766	c 11111011 38 5454	D 1011111 36	E 1111101	F	G	н	1	1	ĸ	ι	м
Х1Х7 Эффект Инвестиции	1111111 40 5766	1111011 38 5454	1011111 36	1111101								
о X1X7 1 Эффект 2 2 Инвестиции 4	1111111 40 5766	1111011 38 5454	1011111 36	1111101								
Эффект Инвестиции	40 5766	38	36		0111111	1111110	1111001	0111011	1111010	1011101	0011111	1011110
2 1 Инвестиции	5766	5454		35	34	33	33	32	31	31	30	29
инвестиции 4	\$766	5454						1				
5			5107	4965	4779	4763	4653	4467	4451	4306	4120	4104
						7			10,00			13,00
5 Кол-во реш 32		(
XI X8		11110111	10111111	11111011	01111111	11110011	11111110	01110111	10111011	11110110	00111111	01111011
Addart	48	46	44	43	42	41	40	40	30	38	38	37
Support	40	40			72				37		50	
Инвестиции	6825	6513	6166	6024	\$838	\$712	\$766	\$\$26	\$365	\$4\$4	\$179	\$037
							8.00			11.00		
Кол-во реш												
46												
7												
8												
X1X9 1	111111111	111101111	111111110	101111111	111101110	111110111	011111111	101111110	111100111	111110110	011101111	01111111
Эффект	51	49	48	47	46	46	45	44	44	43	43	42
Инвестиции	7212	6900	6825	6553	6513	6411	6225	6166	6099	6024	5913	5838
кол-во реш 49					6			9,00		11.00		13.00
1 1 1 1 1 1 1 M	HAL HAL	Manana Manana	La procestu durante	eanuaume (A)		1.07						

Рис. 3. Парето-решения для второго направления программы при $x_{38} = 0$

Fig. 3. Pareto solutions for the second program direction at $x_{38} = 0$
1 2 1 1	анана Рананча становка Фолькова Ланиция	Propagation	844 O (144 au)	200422 x 38 00m	имизация программи	н развития с ML(Thalsm - D	xcel		a,		0	- 10	o x
Х. Вырезать Вставить Формат по обр Брфер обнина	Image: New	• Перемести и • Перемести и • Побъединити Выразникание	екст и поместить в центр	e - G 4eceo	- Xone Stat	ное Форматировать равние * как таблицу *	Обычный Хороций Стали	Нейтральный Пло Веод Веод	од - П	Тазанить Фери Клавить Уданить Фери Ямойся	∑ Автосунима Заполнить • Ф Очистить • Рт	* Азу Сортировка На и фильтр * выд дастирование	ранть т
E108 • I ×	~ fe												10
al A I	8	c	D	E	F	G	н	1	1	K	L	м	N
91 Эффект	51	49	48	47	46	45	44	43	42	41	40	39	38
92													
93 Инвестиции	7212	6900	6825	6553	6411	6225	6099	5913	5752	5566	5424	5254	511
94													
95 HIOL KOLPBO PEL													
07													
08													
99													
100 НЛ1.НЛ3	1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1	01011111	01111111	01110111	01111111	1011111111	0101111	101111110	01010111	01110111	01011111	0111111	10101
101 Эффект	109	107	107	106	106	105	105	105	104	104	104	104	10
102		220.00				10000	00000		1000 M			00000	
103 Инвестнани	9652	9550	9340	9511	9265	9460	9238	8993	9409	9199	9163	8851	935
104	965	2 3	9340	5	9265		7	8 8993	10	0 11	12		
105 Кол-во реш													
106 54													
107 2500													
108													_
109					1	-			-	-			_
110	111111111101111111111110	01111101	01111111	01111101	01111110	1 10 1 1 1 1 1 0 0 1	0111110	101111100	0111110	01111101	01111100	0111110	10111
111 Эффект	104	103	102	101	100	99	98	97	96	95	94	93	92
112						0001							
113 Инвестиции	8851	8005	8539	8353	8192	8006	/804	/094	7552	7477	7205	/165	085
114													
115													
34													
110													
119													
		τ.	1	1			1	1	1	1	1	1	-
• • HAT	НД2 НД3 Итог парето Многоцелевые проек	ты Анализ_вари	антов 🕘 🕀								and the second		Þ
F01060		_										凹 - I	+ 1009

Рис. 4. Результат композиции решений для всех трех направлений программы

Fig. 4. Result of the composition of solutions for all three program directions

направлений сформировано 54 итоговых Парето-решений (рис. 4).

Лучшим оказалось решение

$$(x_1, x_2, x_3)^{opt} = ((11111)(111110111)(1111110))$$

с эффектом в 104 единицы и инвестициями в 8851 единицу.

Аналогично, для второго варианта (многоцелевой проект входит в программу развития – $x_{38} = 1$) программным комплексом сформировано 17 Парето-решений для направления с многоцелевым проектом, для первого направления – 11 решений, для второго – 39. В результате последовательной композиции решений для отдельных направлений программа сформировала 57 итоговых Парето-решений. Лучшим среди них оказалось решение

$$(x_1, x_2, x_3)^{opt} = ((11111)(101110011)(1111111))$$

с эффектом в 120 единиц и инвестициями в 8635 единиц. Это решение, в соответствии с уравнением (29),

обеспечивает достижение безусловного оптимума решаемой задачи.

Выводы

Рассмотренная задача формирования программы развития охватывает обширный класс практически востребованных задач. Такая общность обусловлена следующими учитываемыми особенностями:

 каждый проект программы может описываться двумя, тремя или четырьмя показателями;

 среди направлений программы развития может присутствовать (или отсутствовать) направление с одноцелевыми и многоцелевыми проектами.

Область применения задачи можно расширить, если ввести в ее постановку общие для программы развития ограничения на объем инвестиций в рисковые проекты и/или на изменение операционного бюджета.

Ввиду сложности предложенной процедуры решения рассмотренной задачи для ее реализации разрабатывается и совершенствуется комплекс специализированных программных средств.

Список литературы / References

- Wacker K.M. Restructuring the SOE sector in Vietnam // Journal of Southeast Asian Economies. 2017. Vol. 34. No. 2. P. 283–301. https://doi.org/10.1355/ae34-2c
- 2. Kernebaev A.S. Strategic management of the subjects of quasipublic sector: Evidence from Kazakhstan // International Journal of Economic Perspectives. 2017. Vol. 11. No. 2. P. 5–8.
- **3.** Jiang Y., You Q., Chen X., Jia X., Xu K., Chen Q., Chen S., Hu B., Shi Z. Preliminary risk assessment of regional industrial enterprise
- Wacker K.M. Restructuring the SOE sector in Vietnam. Journal of Southeast Asian Economies. 2017, vol. 34, no. 2, pp. 283–301. https://doi.org/10.1355/ae34-2c
- 2. Kernebaev A.S. Strategic management of the subjects of quasipublic sector: Evidence from Kazakhstan. *International Journal of Economic Perspectives*. 2017, vol. 11, no. 2, pp. 5–8.
- **3.** Jiang Y., You Q., Chen X., Jia X., Xu K., Chen Q., Chen S., Hu B., Shi Z. Preliminary risk assessment of regional industrial enterprise

sites based on big data // Science of The Total Environment. 2022. Vol. 838. Part 4. Article 156609. https://doi.org/10.1016/j.scitotenv.2022.156609

 Zhang C., Zhang X. Evolutionary game analysis of air pollution coinvestment in emission reductions by steel enterprises under carbon quota trading mechanism // Journal of Environmental Management. 2022. Vol. 317. Article 115376.

https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2022.115376

- Реформирование и реструктуризация предприятий. Методика и опыт / В.Н. Тренев, В.А. Ириков, С.В. Ильдеменов, С.В. Леонтьев, В.Г. Балашов. Москва: Изд-во ПРИОР, 2001. 320 с.
- Castiglione C., Fiore E. Sustainable production networks: A design methodology based on the cooperation among stakeholders // Journal of Cleaner Production. 2022. Vol. 362. Article 132308. https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.132308
- Wang H., Yuan W., Yuan G. The mechanism for SMEs growth by applying stochastic dynamical approach // Finance Research Letters. 2022. Vol. 48. Article 102850. https://doi.org/10.1016/j.frl.2022.102850
- Li F., Xu G. AI-driven customer relationship management for sustainable enterprise performance // Sustainable Energy Technologies and Assessments. 2022. Vol. 52. Part B. Article 102103. https://doi.org/10.1016/j.seta.2022.102103
- Lelyk L., Olikhovskyi V., Mahas N., Olikhovska M. An integrated analysis of enterprise economy security // Decision Science Letters. 2022. Vol. 11. No. 3. P. 299–310. https://doi.org/10.5267/j.dsl.2022.2.003
- Jin X., Hu H. Research and implementation of smart energy investment and financing system design based on energy mega data mining // Energy Reports. 2022. Vol. 8. Suppl. 4. P. 1226–1235. https://doi.org/10.1016/j.egyr.2022.02.044
- Nasini S., Labbé M., Brotcorne L. Multi-market portfolio optimization with conditional value at risk // European Journal of Operational Research. 2022. Vol. 300. No. 1. P. 350–365. https://doi.org/10.1016/j.ejor.2021.10.010
- Araujo C.L., Picavet M.E.B., Sartoretto C.A.P.S., Dalla Riva E., Hollaender P.S. Ecocentric management mindset: a framework for corporate sustainability // Critical Perspectives on International Business. 2022. Vol. 18. No. 4. P. 518–545. https://doi.org/10.1108/cpoib-07-2020-0095
- 13. Бурков В.Н., Щепкин А.В., Амелина К.Е., Даулбаева З.М., Рязанцев С.А. Комплексный механизм управления развитием организации // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника. 2019. Т. 19. № 3. С. 79–93.
- 14. Ириков В.А., Новиков Д.А., Тренев В.Н. Целостная система государственно-частного управления инновационным развитием как средство удвоения темпов выхода России из кризиса и посткризисного роста. Москва: ИПУ РАН, 2009. 228 с.
- Матвеев А.А., Новиков Д.А., Цветков А.В. Модели и методы управления портфелями проектов. Москва: ПМСОФТ, 2005. 206 с.
- 16. Буркова И.В. Метод сетевого программирования в задачах нелинейной оптимизации // Автоматика и телемеханика. 2009. № 10. С. 15–21.
- 17. Бурков В.Н., Уандыкова М.К., Елеукулова А.Д. Многоцелевые проекты в задаче формирования программы развития нефтегазовой отрасли // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника. 2017. Т. 17. № 4. С. 113–121.
- 18. Каиркенов Х.К., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. О механизме формирования программ развития, содержащей многоцелевые проекты // Системы управления и информационные технологии. 2022. № 1 (87). С. 73–76.
- Каиркенов Х.К., Байдалин А.Д., Загидулин И.Р., Лейман А.Ф., Зимин В.В. О повышении вычислительной эффективности процедуры формирования программы развития, содержащей

sites based on big data. *Science of The Total Environment*. 2022, vol. 838, part 4, article 156609.

- https://doi.org/10.1016/j.scitotenv.2022.156609
- Zhang C., Zhang X. Evolutionary game analysis of air pollution coinvestment in emission reductions by steel enterprises under carbon quota trading mechanism. *Journal of Environmental Management*. 2022, vol. 317, article 115376. https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2022.115376
- Trenev V.N., Irikov V.A., Il'demenov S.V., Leont'ev S.V., Balashov V.G. *Reforming and Restructuring of Enterprises. Methodology and Experience*. Moscow: Izd-vo PRIOR, 2001, 320 p. (In Russ.).
- Castiglione C., Fiore E. Sustainable production networks: A design methodology based on the cooperation among stakeholders. *Journal* of Cleaner Production. 2022, vol. 362, article 132308. https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.132308
- Wang H., Yuan W., Yuan G. The mechanism for SMEs growth by applying stochastic dynamical approach. *Finance Research Letters*. 2022, no. 48, article 102850. https://doi.org/10.1016/j.frl.2022.102850
- Li F., Xu G. AI-driven customer relationship management for sustainable enterprise performance. *Sustainable Energy Technologies* and Assessments. 2022, vol. 52, part B, article 102103. https://doi.org/10.1016/j.seta.2022.102103
- Lelyk L., Olikhovskyi V., Mahas N., Olikhovska M. An integrated analysis of enterprise economy security. *Decision Science Letters*. 2022, vol. 11, no. 3, pp. 299–310. https://doi.org/10.5267/j.dsl.2022.2.003
- Jin X., Hu H. Research and implementation of smart energy investment and financing system design based on energy mega data mining. *Energy Reports*. 2022, vol. 8, suppl. 4, pp. 1226–1235. https://doi.org/10.1016/j.egyr.2022.02.044
- Nasini S., Labbé M., Brotcorne L. Multi-market portfolio optimization with conditional value at risk. *European Journal of Operational Research.* 2022, vol. 300, no. 1, pp. 350–365. https://doi.org/10.1016/j.ejor.2021.10.010
- Araujo C.L., Picavet M.E.B., Sartoretto C.A.P.S., Dalla Riva E., Hollaender P.S. Ecocentric management mindset: a framework for corporate sustainability. *Critical Perspectives on International Business*. 2022, vol. 18, no. 4, pp. 518–545. https://doi.org/10.1108/cpoib-07-2020-0095
- Burkov V.N., Shchepkin A.V., Amelina K.E., Daulbaeva Z.M., Ryazantsev S.A. A complex mechanism for managing the organization development. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Komp'yuternye tekhnologii, upravlenie, radioelektronika.* 2019, vol. 19, no. 3, pp. 79–93. (In Russ.).
- 14. Irikov V.A., Novikov D.A., Trenev V.N. An Integral System of Public-Private Management of Innovative Development as a Means of Doubling the Pace of Russia's Recovery from Crisis and Post-Crisis Growth. Moscow: Institute of Control Sciences RAS, 2009, 228 p. (In Russ.).
- **15.** Matveev A.A., Novikov D.A., Tsvetkov A.V. *Models and Methods of Project Portfolio Management*. Moscow: PMSOFT, 2005, 206 p. (In Russ.).
- **16.** Burkova I.V. A method of network programming in nonlinear optimization problems. *Avtomatika i telemekhanika*. 2009, no. 10, pp. 15–21. (In Russ.).
- 17. Burkov V.N., Uandykova M.K., Eleukulova A.D. Multipurpose projects in the task of forming a program for development of oil and gas industry. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Komp'yuternye tekhnologii, upravlenie, radioelektronika.* 2017, vol. 17, no. 4, pp. 113–121. (In Russ.).
- Kairkenov Kh.K., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. On the mechanism of formation of development programs with multi-purpose projects. *Sistemy upravleniya i informatsionnye tekhnologii*. 2022, no. 1 (87), pp. 73–76. (In Russ.).
- Kairkenov Kh.K., Baidalin A.D., Zagidulin I.R., Leiman A.F., Zimin V.V. On improving computational efficiency of forming a development program with multi-purpose projects. In: *Automation Sys-*

многоцелевые проекты. В кн.: Системы автоматизации (в образовании, науке и производстве). AS`2021. Труды XIII Всероссийской научно-практической конференции (с международным участием), 2–3 декабря 2021 г. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021. С. 309–315.

20. Бурков В.Н., Корепанов В.О., Кашенков А.Р. Метод таблиц допустимых решений в задаче о ранце // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника. 2018. Т. 18. № 2. С. 38–53. tems (in Education, Science and Production). AS'2021. Proceedings of the XIII All-Russ. Sci. and Pract. Conf. (with int. participation), December 2-3, 2021. Novokuznetsk: SibSIU, 2021, pp. 309–315. (In Russ.).

20. Burkov V.N., Korepanov V.O., Kashenkov A.R. Method of tables of permissible solutions in the knapsack problem. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Komp'yuternye tekhnologii, upravlenie, radioelektronika.* 2018, vol. 18, no. 2, pp. 38–53. (In Russ.).

Сведения об авторах / Information about the Authors

Алексей Валерьевич Зимин, д.т.н., заведующий кафедрой автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* iva70221@rambler.ru

Ирина Владимировна Буркова, д.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН *E-mail:* irbur27@mail.ru

Валерий Викторович Зимин, д.т.н., профессор кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* zimin.1945@mail.ru Aleksei V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Chair "Automation and Information Systems", Siberian State Industrial University *E-mail:* iva70221@rambler.ru

Irina V. Burkova, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher, V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences *E-mail:* irbur27@mail.ru

Valerii V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Automation and Information Systems", Siberian State Industrial University *E-mail:* zimin.1945@mail.ru

Вклад авторов	CONTRIBUTION OF THE AUTHORS
<i>А. В. Зимин</i> – идея статьи, содержательная и формальная постановка задачи, ее декомпозиция, анализ результатов исследований, подготовка текста. <i>И. В. Буркова</i> – выбор методов решения подзадач, конкретизация алгоритмов. <i>В. В. Зимин</i> – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.	 A. V. Zimin – formation of the article main idea, meaningful and formal formulation of the problem, its decomposition, analysis of the research results, writing the text. I. V. Burkova – selection of the methods for solving subtasks, specification of the algorithms. V. V. Zimin – scientific guidance, analysis of the research results, editing the article final version.
Поступила в редакцию 04.08.2022 После доработки 22.08.2022	Received 04.08.2022 Revised 22.08.2022

Accepted 05.09.2022

Принята к публикации 05.09.2022

HEKPONOT / NECROLOGUE





https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2457

Памяти Александра Марковича Глезера



29 ноября 2022 года ушел из жизни доктор физикоматематических наук, профессор Александр Маркович Глезер – крупный ученый и лидер научной школы в области изучения и разработки многофункциональных наноматериалов нового поколения. Его кончина – невосполнимая потеря для Российской науки и металлургии. Глезером предложена оригинальная классификация нанокристаллических состояний, возникающих при закалке из жидкого состояния. В его работах обнаружены и детально описаны особенности структуры, а также особенности протекания диффузионных и мартенситных фазовых превращений в нанокристаллах различного типа. Глезером впервые обнаружены необычные эффекты структурно-фазовых превращений, связанные с высокой степенью пересыщения материалов избыточными вакансиями, формирующимися при закалке из расплава. Им также открыт и детально проанализирован размерный эффект при мартенситном превращении в нанокристаллах. Глезером успешно развиты дисклинационные и зернограничные подходы к описанию пластического течения в нанокристаллах и предложен новый механизм пластической деформации в нанокристаллических материалах, получивший впоследствии всеобщее признание. Изучены фазовые и структурные превращения при тепловых и деформационных воздействиях на аморфное состояние, которые ведут к эффектам нанокристаллизации. Проанализированы магнитные и механические свойства в сплавах с двухфазной аморфно-нанокристаллической структурой.

Александру Марковичу принадлежит новый оригинальный подход, позволивший понять природу структурно-фазовых превращений, происходящих при интенсивной пластической деформации. Им установлены способы и конкретные режимы кардинального повышения магнитных, прочностных и пластических свойств модельных и промышленных функциональных материалов.

В разные годы А.М. Глезер возглавлял крупные научные проекты, выполнявшиеся в рамках Международного Научного Фонда, Немецкого Научного Общества, Французской Академии наук, Минобрнауки и Минпромторга России, а также РНФ и РФФИ. Александр Маркович Глезер – автор 12 монографий, 35 научных обзоров, свыше 300 научных статей в российских и зарубежных высокорейтинговых научных журналах, 15 патентов РФ. В научной литературе насчитывается более двух с половиной тысяч ссылок на его работы в международных базах данных *Web of Science* и *Scopus*.

А.М. Глезер был председателем Межгосударственного Координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов. Он также являлся председателем секции «Физика прочности и пластичности» в составе Научного Совета РАН по физике конденсированных сред. Александр Маркович был членом Научного Совета РАН по материалам и наноматериалам, Научного Совета ОХНМ РАН по металлургии и металловедению, диссертационных советов при ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина». Он был главным редактором журнала «Деформация и разрушение материалов», который переводится издательством *Springer* и входит в международную базу данных *Web of Science*, а также заместителем главного редактора журналов «Материаловедение», «Проблемы черной металлургии и материаловедения» и членом редколлегий журналов «Известия РАН. Серия физическая», «Materials Letters», «Journal of Material Science & Technology». Глезер был председателем оргкомитетов регулярно проводимых авторитетных российских и международных конференций. Он воспитал более десятка кандидатов и докторов наук. В нашей памяти Александр Маркович Глезер останется как яркий и самобытный ученый, неутомимый исследователь, человек высоких нравственных принципов и государственного мышления. Его имя навсегда вписано в историю металлофизической науки. Мы навсегда сохраним светлую память об этом талантливом Человеке и Ученом!

Александр Маркович Глезер долгие годы был активным членом редакционной коллегии нашего журнала. Приносим соболезнования родным и скорбим об его уходе.

Указатель статей, помещенных в журнале «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия» за 2022 год, том 65

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Албул С.В., Кобелев О.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Левицкий И.А. Влияние расхода и температуры при-	ľ
родного газа на процессы, происходящие в воздушной фурме доменной печи с теплоизолирующей вставкой в	T
дутьевом канале П	1
Бахфи Ф., Манаф А., Астути В., Нурджаман Ф., Прасе-	
тио Э., Сумарди С. Термическое обогащение никеля	
из лимонита методом селективного восстановления /	
Вавилкин н.м., Будников А.С. Исследование теплового	Г
состояния длинных оправок трехвалкового раскатного	
	1
Вильданов С.К., Бондарев Д.Ю. К вопросу о скорости ох-	1
лаждения металлического расплава в сталеразливоч- ном и промежуточном ковшах на этапе непрерывной	
разливки стали	
Гамин Ю.В., Коротицкии А.В., Кин Т.Ю., Галкин С.П.,	
костин С.А., Іихомиров Е.О. Разраоотка темпе-	
ратурно-скоростных режимов торячей деформации	
CILIABA CO $-28Cr - 6000$ Ha ochose kapt IIJactu4Hoctu II	
головизнин С.м., петров и.м., иванцов А.В. Оптимиза-	1
ция процесса мокрого волочения по критерию запаса	
Вуснуце А С Леонть ер Л.И. Агафонор С.Н. Оценка аф-	
фектириости использования баканских силеритов в	
искливности использования оакальских сидеритов в	1
Жилин С.Г. Богланова Н.А. Комаров О.Н. Экспери-	
ментальное молелирование процессов формирования	(
объемных прессовок из сферинеских воскообразных	
элементов 11	
Зайлес С.А., Хо Минь Куан Маятниковое поверхностное	
пластическое леформирование пилинлрических заго-	
товок 5	
Запарий В.В., Запарий Вас.В., Шешуков О.Ю. Советская	
металлургия глазами американских металлургов: вто-	τ
рая половина 1950-х гг 1	
Католиков В.Д., Семин А.Е., Комолова О.А., Лога-	
чев И.А., Бочериков Р.Е., Лакиза В.А. Исследование	
влияния технологических параметров на скорость азо-	1
тирования при получении металлических порошков	
методом плазменного центробежного распыления 7	
Козырев Н.Ф., Бащенко Л.П., Шевченко Р.А., Мих-	
но А.Р. Оптимизация режима контактной стыковой	
сварки железнодорожных рельсов 7	
Козырев Н.А., Осетковский И.В., Усольцев А.А., Поле-	
вой Е.В., Михно А.Р. Исследование состава неметал-	
лических включений и микроструктуры электродуго-	
вого покрытия, сформированного с использованием	1
порошковой проволоки системы Fe – C – Si – Mn – Cr –	
– Ni – Mo 6	
Лалетина Е.В., Шатохин К.С. Возможности применения	1
струйного нагрева металла9	
Лалетина Е.В., Шатохин К.С., Шестаков И.Е. Разработка	
методики струйного нагрева поверхности металла 1	Ι
Левшин Г.Е. Намагничивание ферромагнитной шихты при	
индукционном нагреве 2	

Поритьор П.И. Жушкор В.И. Задичин О.В. Стинор А.В.
изиланлова л.ю. перепективы получения и приме-
нения комплексных ниобиевых ферросплавов 1
максимов А.Б., пронина Ю.Г. Исследование изгиоа
толстолистового прокага с градиентом прочностных
своиств по толщине 1
метелкин А.А., шешуков О.Ю., Ікачев А.С., Ковя-
зин И.В., Чиглинцев А.В., Шевченко О.И. Анализ
процесса дегазации металла в вакуумкамере циркуля-
ционного вакууматора в условиях АО «ЕВРАЗ НТМК» 10
Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Концепция оптимальной
калибровки сортопрокатных валков. Сообщение 4.
Оптимизация схемы калибровки 11
Нефедов А.В., Новиков Е.Г., Чиченева О.Н., Горо-
вая Т.Ю., Фортунатов А.Н. Разработка системы
централизованной подачи разделительной смазки на
пресс-формы литейных комплексов ЗАО «Рифар» 7
Протопопов Е.В., Думова Л.В., Ноздрин И.В., Черныше-
ва Н.А. Численные исследования параметров тепло-
обмена при инжекционной подаче порошков в расплав
рельсовой стали в агрегате ковш – печь 10
Протопопов Е.В., Думова Л.В., Чернышева Н.А., Нозд-
рин И.В., Сафонов С.О. Моделирование термогазо-
динамических параметров нейтральных газовых струй
при распространении в полости конвертера 12
Ротенберг Ж.Я., Будников А.С. Модернизация технологии
винтовой прокатки в многовалковом стане 1
Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Егиазарьян Л.К., Цымба-
лист М.М., Лобанов Л.А. Регулирование шлакового
режима выплавки стали в электролуговой печи на ос-
нове контроля электрических параметров в холе окис-
пительного периода плавки
Сборшиков ГС Петелин А Л. Терехова А Ю. Иссле-
дование тепловой работы налодоевого пространства
пени Ромент Д
карбина ран фрама W C в коррознанностойкию стан
каронда вольфрама $w_2 C$ в коррозионностонкую сталь мории 08X18H10T и его рандшии на мехонические
марки области и сто влиянии на меланические
Исспедорание закономерностей процессов в некором
носледование закономерностей процессов в искровом
промежутке при контактной стыковой сварке железно-

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

дорожных рельсов 4

Голик В.И., Габараев О.З., Разоренов Ю.И., Масленни-
ков С.А. Исследование процессов выщелачивания ме-
таллов из хвостов обогащения руд 7
Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А.,
Лозовая Е.Ю. Термодинамическое моделирование
восстановления цинка из шламов черной металлургии 3
Митрофанова С.А., Муравьева И.В. Определение хлора
в пылеобразных отходах при производстве феррони-
келя: анализ и оценивание неопределенности

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Альхименко А.А., Давыдов А.Д., Харьков А.А., Мушникова С.Ю., Харьков О.А., Парменова О.Н., Яковицкий А.А. Методы коррозионных испытаний, применяемые при разработке и промышленном освоении новых судостроительных сталей и сплавов и технологий их производства. Обзор. Часть І. Лабораторные коррозионные испытания 1

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

 Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823	
ник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823	Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Лин-
 ферритно-мартенситной стали ЭП-823	ник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой
 Адигамов Р.Р., Андреев В.А., Рогачев С.О., Федотов Е.С., Хадеев Г.Е., Юсупов В.С. Проявление эффекта Бау- шингера при знакопеременной деформации	ферритно-мартенситной стали ЭП-823 12
 Хадеев Г.Е., Юсупов В.С. Проявление эффекта Баушингера при знакопеременной деформации	Адигамов Р.Р., Андреев В.А., Рогачев С.О., Федотов Е.С.,
 шингера при знакопеременной деформации	Хадеев Г.Е., Юсупов В.С. Проявление эффекта Бау-
 Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф, Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием	шингера при знакопеременной деформации 7
Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием	Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф, Ващук Е.С.,
 перлита рельсовой стали при деформации сжатием	Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого
 Баранникова С.А. Исследование локализации деформации на начальных стадиях пластического течения высокомарганцовистой стали	перлита рельсовой стали при деформации сжатием
 на начальных стадиях пластического течения высокомарганцовистой стали	Баранникова С.А. Исслелование локализации леформации
 марганцовистой стали	на начальных сталиях пластического течения высоко-
 Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Воробьев С.В., Панченко И.А. Фрактография поверхности разрушения высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi после электронно-пучковой обработки	марганцовистой стали 10
 св. С.В., Панченко И.А. Фрактография поверхности разрушения высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi после электронно-пучковой обработки	$F_{\rm DOMOR}$ R F $H_{\rm DOMOR}$ $H Φ$ Ochuman K A Rono $\delta_{\rm L}$
 св С.В., нанченко н.А. Фрактография поверяности разрушения высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi после электронно-пучковой обработки	ар С.В. Паннанко И.А. Фрактография пореруности
 разрушения высокоэнтропииного сплава Стмпгесоги после электронно-пучковой обработки	resputtion and the second seco
 После электронно-пучковой обработки	разрушения высокознтропииного сплава стиппессом
 1 ромов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А. Покрытия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития	после электронно-пучковой обработки о
 мов М.О., Шлярова Ю.А. Покрытия из высокоэнтропийных сплавов: состояние проблемы и перспективы развития	тромов В.Е., Коновалов С.В., перегудов О.А., Ефи-
пииных сплавов: состояние проолемы и перспективы развития	мов м.О., Шлярова Ю.А. Покрытия из высокоэнтро-
 развития	пииных сплавов: состояние проблемы и перспективы
 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi	развития 10
 мов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi	
кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи-
 СоСгFeMnNi	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес-
 Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людерса как автоволнового процесса	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor
 деформации Людерса как автоволнового процесса	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 Дерюгин Е.Е., Наркевич Н.А., Гоморова Ю.Ф. Деформация и разрушение Сг – Мп – С – N стали в литом состоянии 12 Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Влияние приме- сей углерода и кислорода на скорость миграции гра- ниц наклона <110> в аустените	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
и разрушение Cr – Mn – C – N стали в литом состоянии 12 Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Влияние приме- сей углерода и кислорода на скорость миграции гра- ниц наклона <110> в аустените	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Влияние примесей углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона <110> в аустените	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 сей углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона <110> в аустените	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 ниц наклона <110> в аустените	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Энергия и скорость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динамическое моделирование	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
рость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динами- ческое моделирование	Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефи- мов М.О., Панченко И.А. Управление механичес- кими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динамическое моделирование	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
 ческое моделирование	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
Зыкова А.П., Панфилов А.О., Воронцов А.В., Колуба- ев Е.А., Тарасов С.Ю. Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электроннолучевого аддитивного производства	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
ев Е.А., Тарасов С.Ю. Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электроннолучевого аддитивного производства	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
св Е.А., тарасов С.Ю. Оценка вкладов механизмов упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электроннолучевого аддитивного производства	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
упрочнения композита, полученного сплавлением нержавеющей стали с алюминиевой бронзой, методом электроннолучевого аддитивного производства	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
нержавеющеи стали с алюминиевои оронзои, методом электроннолучевого аддитивного производства 10	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
электроннолучевого аддитивного производства 10	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi
	 Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Ефимов М.О., Панченко И.А. Управление механическими свойствами высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeMnNi

Иванов	Ю.Ф.,	Ахмадеев	Ю.Х., Лопатин	И.В., Крыси-	
на	O.B., I	Іетрикова	Е.А. Комплексная	я электронно-	
ИОН	ноплаз	менная обра	аботка поверхност	и стали 40Х 2	2

- Кудашов Д.В., Иоффе А.В., Науменко В.В., Мунтин А.В., Удод К.А., Ковтунов С.В. Исследование коррозионной стойкости сварных насосно-компрессорных труб группы прочности L80 различного химического состава ... 3

- Шевчук Е.П., Плотников В.А., Макаров С.В. Особенности формирования диффузионной зоны, полученной на стали 20 борированием в индукцинной печи 2

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- **Никитин А.Г., Баженов И.А., Герасимов С.П.** Анализ эксплуатационного ресурса привода волочильного стана 6

- Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Морфологическое строение оболочковой формы по выплавляемым моделям 10
- Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В. Энергоэффективность конусной дробилки с упорами 10

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Адилов Г., Поволоцкий А.Д., Рощин В.Е. Термодинамическое моделирование восстановления металлов в

медеплавильных шлаках и экспериментальная про-Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровский параметр взаимодействия водорода с никелем в жидкой стали 7 Деревянко М.С., Кондратьев А.В. Исследование фазовых превращений и термодинамических свойств оксидных систем 3 Житенев А.И., Федоров А.С., Ковалев П.В., Стрекаловская Д.А., Альхименко А.А. Литая структура и свойства дуплексных нержавеющих сталей 5 Крутский Ю.Л., Гудыма Т.С., Кучумова И.Д., Хабиров Р.Р., Антропова К.А. Карбиды некоторых переходных металлов. Свойства, области применения и методы получения. Часть 1. Карбиды титана и ванадия (обзор) 5 Лебедев А.Б., Шуйская В.С. Влияние состава и скорости охлаждения алюмокальциевого шлака на его рассыпаемость 11 Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Бакин И.В. Влияние стронция на природу фазовых равновесий в жидком металле, содержащем кальций и алюминий 12 Москалев Д.Н., Цыганов И.А. Исследование химического состава латунного покрытия стальной проволоки для производства металлокорда 9 Синицин Н.И., Чикова О.А. Термодинамическая устойчивость микрогетерогенных состояний в расплавах Якушевич Н.Ф., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Павлов В.В., Абина А.Н., Бивол О.В. Термодинамика восстановления щелочноземельных металлов из шлаковых расплавов 4

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Бялобжеский Н.С., Евтехова О.А., Левицкий И.А. Мате-
матическая модельнагрева полосы листового металла
атакующими струями 9
Жульковский О.А., Пантейков С.П., Жульковская И.И.
Разработка информационномоделирующей системы
прогнозирования теплового режима верхней конвер-
терной фурмы 5
Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Формирование
программ развития с многоцелевыми проектами на
предприятиях черной металлургии 12
Кулаков С.М., Койнов Р.С., Ляховец М.В., Тарабори-
на Е.Н. Автоматизированное управление сложными
металлургическими агрегатами на основе метода пре-
цедентов 6
Соколов А.К. Метод определения температуропроводности
и коэффициента теплопроводности по температурам
поверхности пластины, как полуограниченного тела 1

ПО МАТЕРИАЛАМ КОНФЕРЕНЦИИ «МЕТАЛЛУРГИЯ – 2021»

Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Протопопов Е.В., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Фундаментальные исследования физико-химических свойств экологичес-

ки чистых бесфтористых шлаков и их использование в ИСТОРИЯ ОТРАСЛИ ковшевой металлургии стали 6 Заякин О.В., Шартдинов Р.Р., Сметаников А.Н., Запарий В.В., Запарий Вас.В., Шешуков О.Ю. Советская Кель И.Н. Оценка вязкости ниобиевых оксидных сисметаллургия глазами американских металлургов: вто-рая половина 1950-х гг. Металлургическое образова-Иванов И.В., Эмурлаев К.И., Купер К.Э., Сафарова Д.Э., ние – сравнительный анализ 11 Батаев И.А. Структурные преобразования при отжиге холоднодеформированного высокоэнтропийного В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ Павлов А.В., Спирин Н.А., Бегинюк В.А., Лавров В.В., Бердников В.И., Гудим Ю.А. О восстановлении железа из Гурин И.А. Анализ шлакового режима доменной магнетита газообразными восстановителями 1 плавки с использованием модельных систем под-Соколов А.К. Безотходные технологии: формирование держки принятия решений 6 многоуровневых структур систем защиты окружаю-Ренёв Д.С., Заякин О.В., Жучков В.И. Изучение времени щей среды 5 плавления комплексных никельсодержащих ферро-70 лет А.Р. Фастыковскому 4 Рыбенко И.А., Конголи Ф. Определение оптимальных Виктору Евгеньевичу Громову – 75 лет 10 режимов технологии получения марганцевых сплавов К 70-летию Алексея Ивановича Евстигнеева 10 из бедных карбонатных и оксидных руд в агрегате СЭР ... 8 К 90-летию Алексея Варнавьевича Егорова 3 Соловьев В.Н., Белолипецкая Е.С. Прокатка длинномер-К 100-летию со дня рождения Разикова Михаила Ивано-вича 11 Черникова О.П., Златицкая Ю.А. Ресурсоэффективность Якушевич Н.Ф., Запольская Е.М., Темлянцев М.В., Про-Памяти Александра Марковича Глезера 12 топопов Е.В., Темлянцева Е.Н., Приходько М.С. Исследование процессов обезуглероживания перикла-Подгородецкий Геннадий Станиславович (23.01.1958 зоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых ков-шевых огнеупоров 8

INDEX OF ARTICLES "IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY" FOR 2022, VOL. 65

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Albul S.V., Kobelev O.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E.,	
Levitskii I.A. Effect of natural gas flow rate and tempera-	
ture on the processes occurring in a blast furnace tuyere	5
with heat-insulating insert in blast channel 11	
Bahfie F., Manaf A., Astuti W., Nurjaman F., Prasetyo E.,	5
Sumardi S. Thermal upgrading of nickel from limonite by	
means of selective reduction7	
Chumanov I.V., Anikeev A.N., Sedukhin V.V. Introduction	;
of tungsten carbide into 08Kh18N10T corrosion resistant	
steel and its effect on mechanical properties	
Gamin Yu.V., Korotitskii A.V., Kin T.Yu., Galkin S.P., Kos-	
tin S.A., Tikhomirov E.O. Development of temperature-	
speed modes of hot deformation of $Co = 28Cr = 6Mo$ allov	
based on processing mans	,
Coloviznin S M Petrov I M Iventsov A B Ontimization of	
wet drawing according to the ratio of breaking stress to	
draw stress	,
Vatalikay VD Samin A F. Kamalaya O A. Lagashay I A	
Ratonkov v.D., Semin A.E., Komolova O.A., Logachev I.A.,	
BOCHEFIKOV K.E., Lakiza V.A. Influence of technological	
parameters on nitriding rate in obtaining metal powders by	
plasma centrifugal spraying	
Kozyrev N.A., Basnchenko L.P., Snevchenko K.A., Mikh-	
no A.R. Optimizing the mode of contact but welding of	,
railway rails	
Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V., Usol'tsev A.A., Polevoi E.V.,	
Mikhno A.R. Composition of non-metallic inclusions and	
microstructure of electric arc coating formed using the	
fux-cored wire of $Fe - C - Si - Mn - Cr - Ni - Mo$ system 6	
Laletina E.V., Shatokhin K.S., Shestakov I.E. Method for jet	
heating of metal surface 1	
Laletina E.V., Shatokhin K.S. The possibility of using jet me-	
tal heating	
Levshin G.E. Magnetization of ferromagnetic charge at induc-]
tion heating 2	
Leont'ev L.I., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Sychev A.V.,	
Mikhailova L.Yu. Potential for obtaining and applying]
complex niobium ferroalloys 1	
Maksimov A.B., Pronina Yu.G. Study of bending of plate steel	
with a through-the-thickness gradient of strength properties 1	
Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Tkachev A.S., Kovya-	
zin I.V., Chiglintsev A.V., Shevchenko O.I. Metal degas-	
sing in vacuum chamber of circulating vacuum degasser of	
JSC EVRAZ NTMK 10	
Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. The concept of optimal bar	
roll pass design, Report 4, Optimization of roll pass design	
scheme	
Nefedov A.V., Novikov E.G., Chicheneva O.N., Goro-	
vava T. Vu., Fortunatov A.N. Development of a centrali-	
zed system for separating lubrication supply on press-	
forms of ISC "Rifer" costing complexes	
Protononov E V Dumovo I V Nozdrin I V Charnysha	
Vo N A Numerical studios of heat transfer nerometers	
va IN.A. INUMERICAL STUDIES OF DEAL TRANSFER PARAMETERS dur-	
ing injection leading of powders into the rall steel melt in	
Indieidrinace	
rrotopopov E.V., Dumova L.V., Nozdrin I.V., Chernyshe-	
va N.A., Satonov S.U. Modeling of thermogasodynamic	

parameters of neutral gas jets when spreading in converter
cavity 12
Rotenberg Zh.Ya., Budnikov A.S. Modernization of screw
rolling technology in a multi-roll mill 1
Sborshchikov G.S., Petelin A.L., Terekhova A.Yu. Thermal
operation of superlayer space in Romelt furnace 4
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 4
Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Egiazar'yan D.K., Tsymba-
list M.M., Lobanov D.A. Slag mode regulation in electric
arc furnace based on electrical parameters control during
melting oxidation period9
Vavilkin N.M., Budnikov A.S. Investigation of thermal state of
long mandrels on three-roll rolling mill
Vil'danov S.K., Bondarev D.Yu. On cooling rate of metal melt
in steel-pouring ladle and tundish during steel continuous
casting
Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Agafonov S.N. Assessment of effi-
ciency of the use of Bakal siderites in blast furnace smelting 7
Zaides S.A., Ho Minh Quan. Pendulum surface plastic defor-
mation of cylindrical blanks 5
Zaparii V.V., Zaparii Vas.V., Sheshukov O.Yu. Soviet metal-
lurgy in the eyes of American metallurgists: the second
half of the 1950s 1
Zhilin S.G., Bogdanova N.A., Komarov O.N. Experimental
simulation of volumetric compacts formation from spheri-
cal waxy elements 11

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

Golik V.I., Gabaraev O.Z., Razorenov Yu.I., Maslen-
nikov S.A. Metal leaching from ore dressing tailings7
Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkov M.A., Lo-
zovaya E.Yu. Thermodynamic modeling of zinc recovery
from ferrous metallurgy sludge
Mitrofanova S.A., Murav'eva I.V. Determination of chlorine
in dusty waste in ferronickel production: Analysis and
estimation of uncertainty9
Nurzhanov O.S., Torokhov G.V., Chernousov P.I., Chez-
ganova D.V. Spatial distribution of aerosol and dust man-
made emissions in external infuence zone of metallurgical
enterprises

SUPERDUTY STEEL

- Al'khimenko A.A., Davydov A.D., Khar'kov A.A., Mushnikova S.Yu., Khar'kov O.A., Parmenova O.N., Yakovitskii A.A. Methods of corrosion testing used for development and commercial exploitation of new shipbuilding steels and alloys. Review. Part I. Laboratory corrosion tests ... 1
 Al'khimenko A.A., Davydov A.D., Khar'kov A.A., Mushnikova S.Yu., Khar'kov O.A., Parmenova O.N., Yakovitskii A.A. Methods of corrosion testing used for developmentary and the structure of the structure o

MATERIAL SCIENCE

Adigamov R.R., Andreev V.A., Rogachev S.O., Fedotov E.S., Khadeev G.E., Yusupov V.S. Bauschinger effect during
alternating deformation
Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregudov O.A. Evolution of structure of rail steel lamel-
lar pearlite under compression deformation
Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Lin-
nik V.V. Mechanisms of hardening of 12 % chromium
ferritic-martensitic steel EP-823
Barannikova S A Localized deformation at initial stages of
Daraminkova S.A. Ebeanzed deformation at initial stages of
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of
Lüders deformation as an autowave process
Deryugin E.E., Narkevich N.A., Gomorova Yu.F. Deformation
and fracture of $Cr - Mn - C - N$ steel in as-cast condition 12
Gromov V.E., Konovalov S.V., Peregudov O.A., Efi-
mov M.O. Shlvarova Vu A. Costings from high entrony
nov w.o., sinyarova ru.A. Coatings nom nigh-endopy
alloys: State and prospects 10
Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V., Pan-
chenko I.A. Fractography of fracture surface of CrMnFeCoNi
high-entropy alloy after electron-beam processing
Gromov VE Konovalov SV Shlvarova Vu A Efi-
mer MO Densharks IA Cantual of masharian and
mov wi.O., Panchenko I.A. Control of mechanical pro-
perfies of a high-entropy alloy Cantor CoCrFeMnN1
Ivanov Yu.F., Akhmadeev Yu.Kh., Lopatin I.V., Krysi-
na O.V., Petrikova E.A. Combined electron-ion-plasma
treatment of 40Cr steel surface
Ivanov VII F Gromov VF Osintsev KA Structure and
momenties of high antrony EcCoCrNiAl allow costing 7
properties of high-entropy recochinal anoy coating
Kolomelchenko A.V., Logachev V.N., Deev V.B., Dudare-
va N.Yu. Properties of coatings obtained by supersonic
electric arc metallization with aerosol fuxing
Korotkova L.P., Korotkov A.N. Influence of production tech-
nology of nowder high-speed steels on the complex of
formed properties 12
Vertice MV K develop AF Distant C M as
Kostina MI.V., Kudryasnov A.E., Kigina L.G., Mura-
dyan S.O., Antonova O.S., Kostina V.S. Cold resistance
of new casting Cr – Mn – Ni – Mo – N steel. Part 2. Inves-
tigation of the factor of non-metallic inclusions particles
under static and impact loading at low temperatures 3
Kozyrov NA Usol'tsov AA Cusov AI Mikhno AR
Common VE Elemental and alexan common the set of alexania
Gromov v.E. Elemental and phase composition of electric
arc coating formed with a flux-cored wire of $Fe - C - Si -$
– Mn – Cr – Ni –Mo system 2
Kudashov D.V., Iofe A.V., Naumenko V.V., Muntin A.V.,
Udod K.A., Kovtunov S.V. Corrosion resistance of wel-
ded tubing of L80 strength group of different chemical
composition
V star DV Kernele VE Course VE La
Kuznetsov K.v., Kormysnev v.E., Gromov v.E., Iva-
nov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Transformation of structural-
phase states in rail head at extremely long-term operation 3
Kuznetsov R.V., Peregudov O.A., Shlyarov V.V. Redistribu-
tion of carbon atoms in rails under ultra long-termo operation 2
Mel'nikov E.V., Astafurov S.V., Majer G.G., Kolubaev F.A.
Actafurova FC Deformation induced montanaitia
Astalutova E.G. Deformation-induced matching $\frac{1}{2}$
$\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation in stainless steel obtained by elec-
tron beam additive manufacture 12
Osintsev K.A., Gromov V.E., Vorob'ev S.V., Ivanov Yu.F.,
Panchenko I.A. Efect of highcurrent pulsed electron
beam treatment on defect substructure of the high-entropy
allov of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system
Pumpyanskij D.A., Pyshmintsey I.Vu., Rityukov S.M
Gervas'ev M A Gusev A A Features of microstructure
GULTAS UT MILTA, GUSUT ALA, I CALUES OF MICHOSHUCHUE,

phase composition and strengthening capability of stain-	
less steels with $13 - 17$ % Cr	9
Pustovoit V.N., Grishin S.A., Dolgachev Yu.V., Duka V.V. Fatigue	
fracture of steel with ferritemartensite composite structure	2
Savchenko N.L., Sevost'yanova I.N., Tarasov S.Yu. Elastoplas-	
tic properties of tribological layers of $WC - (Fe - Mn - C)$	
composites formed after high speed sliding on steel	8
Savchenko N.L., Sevost'anova I.N., Tarasov S.Yu. Tribologi-	
cal characteristics, phase composition and microhardness	
of subsurface refgions of $WC - (Fe - Mn - C)$ composites	
after high-speed sliding on steel 1	1
Sheksheev M.A., Shiryaeva E.N., Mikhailitsyn S.V., Sych-	
kov A.B., Emelyushin A.N. Structure and mechanical	
properties of welded joints of high-strength low-alloy steel	
for arctic purposes	2
Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Makarov S.V. Features of for-	
mation of difusion zone obtained on steel 20 by boriding	
in induction furnace	2
Stolyarov V.V. Electroplastic effect at tension in TRIP steel 1	0
Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Infuence of carbon	
and oxygen impurities on the migration rate of <110> tilt	
boundaries in austenite	2
Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Energy and velocity	
of sliding of edge and screw dislocations in austenite and	
Hadfield steel: Molecular dynamics simulation 1	2
Zykova A.P., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Kolubaev E.A.,	

цуки	Va A.I., I annov A.O., vorontsov A.v., Kolubatv E.A.,	
	Tarasov S.Yu. Hardening mechanisms in stainless steel/	
	aluminum bronze composite fabricated using electron	
	beam additive manufacturing	10

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

AND WATERIALS	
Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V. Development	
of equipment and technology for precision airplasma cut-	
ting of plate steel	1
Fastykovskii A.R., Dobryanskii A.V., Dorofeev V.V. Power conditions of rolling in universal calibers of modern rail-	
beam mills	8
Fastykovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Capa-	
bilities of grooves forming articulated profiles for rolling –	4
separation technology	4
Gamanyuk S.B., Kutskii D. v., Zyuban N.A., Kirilicnev W. v.,	
Nikitin M.S., Gurulev D.N. Application of physical simu-	
lation to evaluate the impact of teeming method and rate	
on axial zone formation of large ingots	. 11
Lekhov O.S., Guzanov B.N., MikhalevA.V., Bilalov D.Kh.	
Structure formation during sheet steel production in a unit	
of continuous casting and deformation	4
Nefedov A.V., Shkurko T.G., Chichenev N.A., Kholodo-	
va N.V. Modernization of hopper car for transportation of	
agglomerate and other materials	11
Nikitin A.G., Bazhenov I.A., Gerasimov S.P. Analysis of the	
drawing mill drive operation	6
Nikitin A.G., Shabunov M.E., Gerike P.B. Calculation of	
capacity of crusher with stops on a roll	2
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernysho-	_
va D.V. Evstigneeva A.A. Influence of internal factor on	

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Adilov G., Povolotskii A.D., Roshchin V.E. Thermodynamic modeling of metal reduction in copper-smelting slags and Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner coefficient of interaction between hydrogen and nickel in liquid steel7 Derevyanko M.S., Kondrat'ev A.V. Phase transformations Krutskii Yu.L., Gudyma T.S., Kuchumova I.D., Khabirov R.R., Antropova K.A. Carbides of transition metals: Properties, application and production. Review. Part 1. Titanium and vanadium carbides5 Lebedev A.B., Shuiskaya V.S. Influence of composition and cooling rate of alumocalcium slag on its crumblability 11 Mikhailov G.G., Makrovets L.A., Bakin I.V. Strontium effect on the nature of phase equilibria in liquid metal containing calcium and aluminium 12 Moskalev D.N., Tsyganov I.A. Chemical composition of brass Sinitsin N.I., Chikova O.A. Thermodynamic stability of micro-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 4 Zhitenev A.I., Fedorov A.S., Kovalev P.V., Strekalovskaya D.A., Al'khimenko A.A. Cast structure and proper-

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Byalobzheskii N.S., Evtekhova O.A., Levitskii I.A. Mathematical model of sheet metal strip heating by attacking jets ... 9
Kulakov S.M., Koinov R.S., Lyakhovets M.V., Taraborina E.N. Automated control of complex metallurgical units

- and thermal conductivity coefficient by temperatures of plate surface as a semi-bounded body 1 Pilipenko S.S., Potapenkov A.P., Vakulenko A.I.,

Zimin	A.V.,	Burkova	I.V.,	Zimin	V.V.	Formation of deve-	
lo	pment	programs	with	multi-p	ourpos	se projects at ferrous	
m	netallur	gy enterp	rises .				12

BASED ON THE MATERIALS OF THE CONFERENCE "METALLURGY – 2021"

22th International Scientifc and Practical Conference "Me-
tallurgy: Technologies, Innovations, Quality". Novo-
kuznetsk, November 10 – 11, 2021 ("Metallurgy – 2021") 6
Babenko A.A., Smirnov L.A., Protopopov E.V., Upolovniko-
va A.G., Smetannikov A.N. Fundamental studies of
physicochemical properties of environmentally friendly
fuorine-free slags and their use in ladle steel industry
Chernikova O.P., Zlatitskaya Yu.A. Resource efficiency of
metallurgical production
Ivanov I.V., Emurlaev K.I., Kuper K.E., Safarova D.E., Ba-
taev I.A. Structural transformations during annealing of
cold-worked high-entropy alloy Al _{0.3} CoCrFeNi
Pavlov A.V., Spirin N.A., Beginyuk V.A., Lavrov V.V.,
Gurin I.A. Analysis of slag mode of blast furnace melting
using model decision support systems
Rybenko I.A., Kongoli F. Determination of optimal techno-
logical modes for obtaining manganese alloys from poor
carbonate and oxide ores in a jet emulsion unit
Renev D.S., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. Melting time of
complex nickel-containing alloys in liquid steel
Solov'ev V.N., Belolipetskaya E.S. Rolling of long-length rails
with acceleration
Yakushevich N.F., Zapol'skaya E.M., Temlyantsev M.V.,
Protopopov E.V., Temlyantseva E.N., Prikhod'ko M.S.
Decarburization of periclase-carbon and aluminum-
periclase-carbon ladle refractories8
Zayakin O.V., Shartdinov R.R., Smetannikov A.N., Kel' I.N.
Viscosity of niobium oxide systems for production of
complex ferroalloys 6

HISTORY OF METALLURGY

IN THE ORDER OF DISCUSSION

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

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.12.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 16487. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС. 119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1. Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIVA FERROUS METALLURGY

MODELING OF THERMOGASODYNAMIC PARAMETERS OF NEUTRAL GAS JETS WHEN SPREADING IN CONVERTER CAVITY

INFLUENCE OF PRODUCTION TECHNOLOGY OF POWDER HIGH-SPEED STEELS ON THE COMPLEX OF FORMED PROPERTIES

Energy and velocity of sliding of edge and screw dislocations in austenite and Hadfield steel: Molecular dynamics simulation

Deformation-induced martensitic $\gamma \to \alpha'$ -transformation in stainless steel obtained by electron beam additive manufacture

DEFORMATION AND FRACTURE OF Cr - Mn - C - N STEEL IN AS-CAST CONDITION

MECHANISMS OF HARDENING OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823

STRONTIUM EFFECT ON THE NATURE OF PHASE EQUILIBRIA IN LIQUID METAL CONTAINING CALCIUM AND ALUMINIUM

FORMATION OF DEVELOPMENT PROGRAMS WITH MULTI-PURPOSE PROJECTS AT FERROUS METALLURGY ENTERPRISES

IN MEMORY OF ALEKSANDR MARKOVICH GLEZER

INDEX OF ARTICLES "IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY" FOR 2022, VOL. 65