

# ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

## IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

## 2023 Tom 66 Nº 3

fermet.misis.ru

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Степень упрочнения и глубина наклепа при маятниковом поверхностном пластическом деформировании углеродистой стали

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и низкотемпературную вязкость разрушения низкоуглеродистой стали

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Метод изучения частотной стабильности материалов при испытаниях на многоцикловую усталость стали



ISSN 0368-0797 eISSN 2410-2091

# ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал Издается с января 1958 г. ежемесячно

## 2023 Tom 66 Nº 3

# IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

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:



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

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

В. Д. Белов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

*Е. П. Волынкина*, д.т.н., советник, ОЮЛ «Кузбасская Ассоциация переработчиков отходов», г. Новокузнецк

С. М. Горбатюк, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

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

*А. Н. Дмитриев*, д.т.н., профессор, академик РАЕН, академик АИН РФ, г. Екатеринбург

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

*В. И. Жучков*, д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург *Р. Ф. Зингер*, д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

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

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

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

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

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

*К. Л. Косырев*, д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва *Ю. А. Курганова*, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

*Х. Линн*, 000 «Линн Хай Терм», Германия

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

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

#### Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, 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 просп., 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:

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

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

*С. А. Никулин*, д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

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

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

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

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

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

Л. М. Симонян, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

*С. В. Солодов*, к.т.н., НИТУ МИСИС, г. Москва

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

*Г. Танг,* Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

*М. В. Темлянцев*, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

*М. Р. Филонов*, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

*О. Ю. Шешуков*, д.т.н., профессор УрФУ, г. Екатеринбург *М. О. Шпайдель*, д.ест.н., профессор, Швейцарская академия

материаловедения, Швейцария

*А. Б. Юрьев*, д.т.н., ректор, СибГИУ, г. Новокузнецк

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

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

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

Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

## IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

#### www.fermet.misis.ru

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

#### Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya

#### Founders:



#### Editor-in-Chief:

*Leopol'd 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:**

*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

*Il'ya V. Chumanov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

*Andrei N. Dmitriev*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, RANS, A.M. Prokhorov Academy of Engineering Sciences, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow

Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow

Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

*Victor E. Gromov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

*Aleksei G. Kolmakov*, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

*Valerii M. Kolokol'tsev*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

*Mariya V. Kostina*, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

*Vladimir I. Lysak*, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd

Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev Russian Chemical-Technological University, Moscow

**Radik R. Mulyukov**, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

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

In accordance with paragraph 5 of the Rules for the formation of the Higher Attestation Comission list journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the list of leading peer-reviewed scientific journals, publication in which is taken into account in the defense of candidate and doctoral dissertations, as indexed in internatonal data bases. *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.), Advisor, ALE "Kuzbass Association of Waste Processors", Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Rector, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

*Vladimir S. Yusupov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

*Vladimir I. Zhuchkov*, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel

Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

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. 2023;66(3)

## Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3)

#### СОДЕРЖАНИЕ / СОЛТЕЛТЯ

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Степень упрочнения и	
глубина наклепа при маятниковом поверхностном	
пластическом деформировании углеродистой стали	272
Шалаевский Д.Л. Исследование теплового режима ра-	
бочих валков стана горячей прокатки с целью повы-	
шения точности расчета температур поверхностей	
их бочек	283
Фастыковский А.Р., Глухов М.И., Вахроломеев В.А.	
Резервы снижения энергопотребления при прокат-	
ке сортовых профилей на современных прокатных	
станах	290

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордо-
вина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование
сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуго-
вом выращивании 294
Бурков А.А., Кулик М.А. Электроискровое осажде-
ние металлокерамического Fe–Al/HfC покрытия на
сталь 35 302
Гордиенко А.И., Власов И.В., Почивалов Ю.И. Влия-
ние ускоренного охлаждения после поперечно-
винтовой прокатки на формирование структуры и
низкотемпературную вязкость разрушения низко-
углеродистой стали 311
Баранникова С.А., Ли Ю.В. Картины локализации де-
формации на стадии предразрушения в биметалле
углеродистая сталь – нержавеющая сталь 320
Порфирьев М.А., Громов В.Е., Крюков Р.Е. Эволюция
структурно-фазового состояния и свойств рельсов
из заэвтектоидной стали при длительной эксплуа-

#### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

тации ...... 327

Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровские параметры взаимодействия азота с хромом и молибденом в жидких сплавах на основе никеля ... 330

#### По материалам Международной научной конференции «ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ» им. академика А.М. Самарина, Выкса, 10 – 14 октября 2022 г.

#### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Zaides S.A., Ho Minh Quan. Degree and depth of harde-	
ning under pendulum surface plastic deformation	
of carbon steel	272
Shalaevskii D.L. Investigation of thermal mode of hot-roll-	
ing mill working rolls in order to improve the accuracy	
of calculating the thermal profile of their barrels' sur-	
face	283
Fastykovskii A.R., Glukhov M.I., Vakhrolomeev V.A. Re-	
serves for reducing energy consumption when rolling	
section bars on modern rolling mills	290

#### MATERIAL SCIENCE

Anosov M.S., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Mor-
dovina Yu.S., Anosova E.S. Structure formation of
Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manu-
facturing
Burkov A.A., Kulik M.A. Electrospark deposition of metal-
loceramic Fe–Al/HfC coating on steel 1035 302
Gordienko A.I., Vlasov I.V., Pochivalov Yu.I. Effect of accelerated cooling after cross-helical rolling on for- mation of structure and low-temperature fracture toughness of low-carbon steel
Barannikova S.A., Li Yu.V. Patterns of localized deforma-
tion at pre-fracture stage in carbon steel – stainless steel
bimetal
Porfir'ev M.A., Gromov V.E., Kryukov R.E. Evolution of
structural-phase state and properties of hypereutectoid
steel rails at long-term operation

#### PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

#### Materials of the International Scientific Conference "PHYSICO-CHEMICAL FOUNDATIONS OF METALLURGICAL PROCESSES" named after Academician A.M. Samarin, Vyksa, October 10 – 14, 2022

#### Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3)

#### Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3)

#### СОДЕРЖАНИЕ (продолжение) СОГ

#### СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

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

#### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Троицкий Д.В., Гамин Ю.В., Галкин С.П., Будников А.С.** Параметрическая модель трехвалкового узла мини-стана радиально-сдвиговой прокатки ...... 376

**CONTENTS** (Continuation)

#### SUPERDUTY STEEL

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

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

 Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Степень упрочнения и глубина наклепа при маятниковом поверхностном пластическом деформировании ...

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ / METALLURGICAL TECHNOLOGIES



УДК 621.787.4 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-272-282



Оригинальная статья Original article

## Степень упрочнения и глубина наклепа при маятниковом поверхностном пластическом деформировании углеродистой стали

#### С. А. Зайдес, Хо Минь Куан 📟

Иркутский национальный исследовательский технический университет (Россия, 664074, Иркутск, ул. Лермонтова, 83)

#### 💌 minhquanho2605@gmail.com

Аннотация. В статье рассматривается влияние основных технологических параметров маятникового поверхностного пластического деформирования (ППД) на механические свойства поверхностного слоя цилиндрических деталей из углеродистой стали. С использованием твердомера HBRV-187,5 и микротвердомера HMV-G21 определены твердость поверхностного слоя, микротвердость и глубина наклепанного слоя упрочненных деталей. Представлены результаты по расчету степени упрочнения, которые являются важной информацией для оценки эффективности способа ППД с точки зрения улучшения механических свойств металла. Экспериментальные исследования показали, что после маятникового ППД (при разных режимах обработки) твердость поверхностного слоя повышается на 9-12 % по сравнению с твердостью исходной поверхности, а микротвердость возрастает в 1,5-1,7 раз, что приводит к значительному упрочнению поверхностного слоя цилиндрической заготовки. Глубина упроченного слоя варьируется в интервале 0,9-1,1 мм, при этом степень упрочнения составляет 45-65 %. С помощью программного пакета Statistica 10.1, позволяющего решать задачи оптимизации на основе статистического анализа, построена модель оптимизации и определены оптимальные режимы упрочнения при маятниковом ППД, обеспечивающие одновременно и максимальную глубину упрочненного слоя, и наибольшую степень упрочнения поверхностного слоя. Оптимальные режимы упрочнения формируются при следующих режимах обработки: радиальный натяг  $t = 0.15 \div 0.2$  мм; продольная подача  $s = 0.07 \div 0.11$  мм/об; частота вращения заготовки  $n_s = 160 \div 200$  мин<sup>-1</sup>; частота маятникового движения рабочего инструмента *n*<sub>ии</sub> = 110 ÷ 130 дв.ход/мин; угловая амплитуда рабочего инструмента α = 35 ÷ 40°. По результатам экспериментальных данных и численных расчетов установлено, что средний размер зерен при маятниковом ППД уменьшается на 30 – 40 % по сравнению с исходным размером, а плотность дислокаций возрастает в 2,5 раза.

Ключевые слова: углеродистая сталь, степень упрочнения, глубина наклепа, поверхностное пластическое деформирование, твердость, микротвердость, режимы обработки, поверхностный слой, статистический расчет

Для цитирования: Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Степень упрочнения и глубина наклепа при маятниковом поверхностном пластическом деформировании углеродистой стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):272–282. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-272-282

### DEGREE AND DEPTH OF HARDENING UNDER PENDULUM SURFACE PLASTIC DEFORMATION OF CARBON STEEL

#### S. A. Zaides, Ho Minh Quan 📟

Irkutsk National Research Technical University (83 Lermontova Str., Irkutsk 664074, Russian Federation)

#### 💌 minhquanho2605@gmail.com

**Abstract**. The article discusses influence of the main technological parameters of pendulum surface plastic deformation (SPD) on the mechanical properties of surface layer of cylindrical parts made of carbon steel. Using the hardness tester HBRV-187.5 and the microhardness tester HMV-G21, we determined hardness of the surface layer, microhardness and depth of the work-hardened layer of hardened parts. In addition, the results of calculating the hardening degree are presented, which is important information for evaluating the effectiveness of SPD method in terms of improving the metal mechanical properties. Experimental studies showed that after pendulum SPD (at different processing modes), hardness of the surface layer increases by 9 - 12 % compared to hardness of the original surface, and the microhardness increases by 1.5 - 1.7 times, which leads to a significant hardening of the cylindrical billet surface layer. Depth of the hardened layer varies in the range of 0.9 - 1.1 mm, while the hardening degree is 45 - 65 %. Using the software package Statistica 10.1, which allows solving optimization problems based on statistical analysis and building an optimization model, we determined the optimal modes of hardening by pendulum SPD. These modes simultaneously provide both the maximum depth of the hardened layer and the highest hardening degree of the surface layer. They are formed under the following processing modes: radial interference t = 0.15 - 0.2 mm; longitudinal feed s = 0.07 - 0.11 mm/rev; billet rotation frequency  $n_b = 160 - 200$  min<sup>-1</sup>; frequency of the working

tool pendulum movement  $n_t = 110 - 130$  strokes/min; angular amplitude of the working tool  $\alpha = 35 - 40^\circ$ . According to the results of experimental data and numerical calculations, it was established that the average grain size in pendulum SPD decreases by 30 - 40 % compared to the initial size, and the dislocation density increases by 2.5 times.

Keywords: carbon steel, hardening degree, hardening depth, surface plastic deformation, hardness, microhardness, processing mode, surface layer, statistical calculation

For citation: Zaides S.A., Ho Minh Quan. Degree and depth of hardening under pendulum surface plastic deformation of carbon steel. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):272–282. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-272-282

#### Введение

Надежность работы машин и механизмов во многом зависит от качества изготовления отдельных деталей. При этом под качеством изготовления следует понимать не только соответствие точности и шероховатости чертежу детали, но и состояние поверхностного слоя, который в первую очередь воспринимает силовые и температурные воздействия. Надежность работы машин можно увеличить металлургическими, конструкторскими, технологическими и эксплуатационными методами. Практика подтверждает, что в настоящее время наиболее эффективными являются технологические методы [1 – 3].

Для повышения эксплуатационных характеристик поверхностного слоя деталей машин достаточно широко используют технологию отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД) [4 – 6].

Пластическая деформация сопровождается структурными изменениями в металле поверхностного слоя. В атомной решетке резко возрастает количество дислокаций, вакансий и других дефектов. Происходит дробление зерен на фрагменты и блоки, изменяются размеры и форма зерен в поверхностном слое. Упругопластическая деформация в процессе механической обработки изменяет физико-химические свойства металла поверхностного слоя по сравнению с исходным его состоянием [7–9].

В результате пластической деформации металл упрочняется, монотонно затухая по глубине поверхностного слоя. Так, при обкатывании деталей из стали 45 мультирадиусным роликом [10] глубина наклепа составляет примерно 1,1 мм, при этом в зоне пластической волны микротвердость небольшая, около 270 HV. При алмазном выглаживании деталей из стали 45 тангенциальные сжимающие напряжения увеличиваются почти в 10 раз, при этом формируется небольшая глубина наклепа 0,05 – 0,40 мм (при увеличении усилия от 50 до 200 H). Показатель плотности дислокаций упроченного поверхностного слоя, который характеризует степень измельчения зерна, повышается в 1,4 – 1,7 раз [11].

Эффект упрочнения металла при ППД положительно отражается на эксплуатационных характеристиках деталей машин, повышая их износостойкость, контактную прочность, надежность прессовых посадок и др. [12 – 14]. Кроме степени упрочнения, к параметрам качества поверхностного слоя относится глубина упрочненного слоя [15 – 17]. Увеличение глубины упрочнения сопровождается, как правило, увеличением усилия прижима рабочего инструмента к заготовке. Глубина пластического упрочнения может оказывать разное влияние на эксплуатационные характеристики поверхностного слоя. Так, увеличение глубины наклепа положительно сказывается на износостойкости деталей машин, но если речь идет об усталостной прочности, то авторы работ [2; 11; 15; 18] утверждают, что с увеличением глубины упрочнения снижается величина остаточных напряжений сжатия, а от этого может уменьшиться выигрыш в долговечности.

Большой вклад в аналитическое определение глубины упрочнения при ППД внесли российские ученые Браславский В.М., Дрозд М.С., Кудряцев И.В., Матлин М.М., Петушков Г.Е., Хейфец С.Г. и др. Однако полученные математические зависимости справедливы для простых по кинематике способов нагружения деформирующими инструментами.

В Иркутском НИТУ ведутся работы по совершенствованию способов ППД на основе более сложной кинематики рабочего инструмента. Авторами статьи предложен способ ППД, основанный на маятниковом движении деформирующего инструмента [19], который последовательно реализует процессы качения и скольжения. Эффективность способа с точки зрения увеличения интенсивности напряжений в очаге деформации без повышения радиального натяга и остаточных напряжений в упрочненных деталях представлена в работе [20].

Цель данной работы – установить влияние параметров и режимов маятникового ППД на глубину наклепа и степень упрочнения, что позволит оценить возможности предлагаемого способа по обеспечению качества деталей машин.

#### Методика и техника эксперимента

На рис. 1 представлена кинематическая схема процесса маятникового ППД. При маятниковом поверхностном пластическом деформировании (МППД) наружной поверхности деталей в виде тел вращения детали *1* сообщают вращательное движение относительно центральной оси, рабочий инструмент прижимают к обрабатываемой поверхности с некоторым натягом *t* и сообщают инструменту продольную подачу



Рис. 1. Схема маятникового поверхностного пластического деформирования (*a*):
 *I* – заготовка; 2 – деформирующий элемент;
 3 – рабочий сектор инструмента;
 δ – схема качения; *в* – схема скольжения в зоне контакта

Fig. 1. Scheme of pendulum surface plastic deformation ( <i>a</i> ):
<i>l</i> – billet; <i>2</i> – deforming element; <i>3</i> – working sector of the tool;
$\delta$ – rolling scheme; $\epsilon$ – sliding scheme in the contact zone

в направлении, параллельном оси детали. В качестве рабочего инструмента используют круговой сектор *3* с радиусом скругления на цилиндрической поверхности *2*, который жестко закрепляют на одной стороне коромысла, обеспечивающего колебательное движение с некоторым углом α.

Экспериментальные исследования проведены на токарном станке 1К62, где вместо верхней части суп-

порта устанавливается устройство для создания маятникового движения секториального рабочего инструмента (рис. 2). Геометрические характеристики рабочего инструмента: секториальный радиус  $R_{cek} = 65$  мм; рабочий радиус  $r_{иH} = 3$  мм; материал – быстрорежущая сталь P18. В качестве технологической смазки использовано индустриальное масло И-40А, которое широко применяется при обработке деталей ППД.

Для определения глубины наклепа и степени упрочнения цилиндрических деталей после маятникового ППД использовали цилиндрические образцы из среднеуглеродистой стали 45 диаметром 25 мм. Опытные образцы разделены поперечными канавками на шесть одинаковых по длине и диаметру участков, которые обрабатываются с использованием разных технологических параметров и режимов обработки. На каждом образце испытывался один параметр ППД с пятью разными режимами обработки, что позволило построить соответствующие графики. Каждый параметр обработки реализован на трех образцах. На графиках представлены среднеарифметические значения экспериментальных исследований.

Для исключения биения обрабатываемой поверхности образец закрепляли в трехкулачковом патроне токарного станка и поджимали задним центром. После этого цилиндрическую поверхность образца протачивали резцом до диаметра 25 мм (s = 0,17 мм/об,  $n_{ob} = 620$  об/мин, t = 0,5 мм), а затем упрочняли ППД.

Перед проведением экспериментальных исследований выполнено предварительное упрочнение ППД для определения базовых режимов обработки, в качестве которых приняты: радиальный натяг t = 0,07 мм; продольная подача s = 0,07 мм/об; частота вращения заготовки  $n_3 = 100$  об/мин; угловая амплитуда  $\alpha = \pm 20^\circ$ ; частота маятникового движения рабочего инструмента  $n_{\rm ин} = 55$  дв.ход/мин.



Рис. 2. Общий вид устройства для маятникового ППД наружных поверхностей цилиндрических деталей: *I* – основание; *2* – задний центр; *3* – мотор-редуктор; *4* – секториальный рабочий инструмент с радиусом скругления; *5* – обрабатываемый образец; *6* – трехкулачковый патрон; *7* – панель управления параметрами движения рабочего инструмента

Fig. 2. General view of the device for pendulum surface plastic deformation (SPD) of cylindrical parts' outer surfaces:
 *l* – base; 2 – rear center; 3 – motor-reducer; 4 – sectorial working tool with a rounding radius; 5 – processed sample;
 6 – three-jaw chuck; 7 – control panel for the working tool movement

После маятникового ППД цилиндрические образцы разрезали на шлифы с помощью металлографического отрезного станка модели Discotom-10. Образцы заливали порошком эпоксидной смолы Aka-Resin Acrylic в формы на автоматическом прессе марки ПОЛИЛАБ С50А. Затем их шлифовали и полировали на автоматическом шлифовально-полированном станке модели Теgramin-25 до зеркального блеска с постоянным охлаждением водой. Для выявления микроструктуры стали 45 шлифы травили с помощью 5 %-ного раствора азотной кислоты (HNO<sub>3</sub>) со спиртом.

Для измерения твердости поверхностного слоя по Роквеллу применяли твердомер HBRV-187,5. На каждом участке образца твердость измеряли в шести точках, расположенных на поверхности по двум окружностям. Твердость каждого участка принята как среднеарифметическое значение по результатам измерений в шести точках.

Измерение микротвердости выполнено с помощью микротвердомера HMV-G21 по ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, принцип работы которого заключается в статическом вдавливании наконечника с алмазной пирамидой Виккерса в плоскую поверхность микрошлифа. Для измерения микротвердости микрошлифов использовали шкалу  $HV_{0,2}$  (значение номинальной нагрузки 1,961 H, время выдержки 5 с). Для обеспечения корректности измерения микротвердость каждого микрошлифа определили в трех точках, удаленных от поверхности цилиндра на одинаковое расстояние. Исходя из результатов средних значений по трем замерам, установили зависимость микротвердости упрочненных деталей от каждого технологического параметра маятникового ППД, которая отражается в представленных ниже графиках.

Изучение микроструктуры упрочненных деталей проводили на металлографическом микроскопе марки МЕТ–2. Структуру металла с увеличением до 500 крат наблюдали на экране компьютера с помощью программы Toup View. Размер зерна оценивали по сред-

неарифметическому значению между максимальной и минимальной его величиной, которое становится устойчивым с наименьшей погрешностью при измерении не менее 5 – 7 раз. В представленных результатах каждое зерно замеряли не менее 10 раз.

#### Результаты экспериментальных исследований

Рассмотрим основные физико-механические свойства поверхностного слоя упрочненных деталей в зависимости от технологических параметров и режимов маятникового ППД, которые включают в себя твердость поверхностного слоя, микротвердость и глубину наклепа.

*Твердость поверхностного слоя.* Значения твердости на поверхности деталей при маятниковом ППД в зависимости от основных технологических параметров и режимов упрочнения представлены в табл. 1.

На основании приведенных данных можно сделать вывод о том, что твердость поверхностного слоя деталей, упрочненных маятниковым ППД, повышается в среднем на 9 – 12 % по сравнению с исходной твердостью поверхности. Установлено, что кроме величины натяга и продольной подачи существенное влияние на увеличение твердости поверхностного слоя оказывают частота вращения заготовки, частота маятникового движения и угловая амплитуда рабочего инструмента.

**Микротвердость упроченного слоя.** По результатам измерения микротвердости поверхностного слоя можно оценить не только эффект упрочнения, но и глубину наклепанного слоя. На рис. 3 показано распределение микротвердости по сечению упрочненной детали маятниковым ППД при базовых режимах упрочнения. Установлено, что исходная микротвердость заготовки после механической обработки резанием на токарном станке составляет  $210 - 215 \text{ HV}_{0,2}$ . После обработки маятниковым ППД микротвердость на глубине 50 мкм от поверхности повышается до  $320 \text{ HV}_{0,2}$ .

Таблица 1

#### Твердость поверхностного слоя цилиндрических деталей при маятниковом ППД (исходная твердость HRB<sub>исх</sub> = 84,8)

					-		/		
Tahlo I	Hardness	of the surface	laver of c	vlindrical	narts under i	nondulum Sl	PD (initial har	dnoss HRR	= 84.8
<i>Iubic</i> I	. maruness v	of the surface	layer or c	ymuiicai	parts unucl	pendunum S	$\mathbf{I} \mathbf{D}$ (initial fiat	uncos mnD:	- 04.07

Величина продольной подачи, мм/об	0,07	0,11	0,13	0,17	0,23
Твердость, HRB	94,1	93,7	93,5	93,2	93,0
Величина радиального натяга, мм	0,05	0,07	0,10	0,15	0,20
Твердость, HRB	93,7	94,1	94,3	94,6	94,8
Частота вращения заготовки об/мин	80	100	125	160	200
Твердость, HRB	93,8	94,1	94,2	94,8	95,6
Частота маятникового движения рабочего инструмента, дв.х/мин	40	55	80	100	120
Твердость, HRB	93,6	94,1	94,3	94,6	94,7
Угловая амплитуда рабочего инструмента, град	±15	±20	±25	±30	±37
Твердость, HRB	93,8	94,1	94,3	94,5	94,8



Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя при маятниковом ППД (в базовых режимах обработки): 1 – до МППД; 2 – после МППД

Fig. 3. Distribution of microhardness over the surface layer depth under pendulum SPD (in basic processing modes):

1 - before pendulum SPD; 2 - after pendulum SPD

Следует отметить, что микротвердость уменьшается в направлении центра цилиндра и на некоторой глубине переходит к исходной микротвердости основного металла. Зона повышенной микротвердости по сравнению с исходной является глубиной упрочненного слоя, которая в данном случае составила около 0,88 мм (рис. 3). Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя в зависимости от параметров маятникового ППД качественно соответствует рис. 3.

В табл. 2 представлено влияние основных параметров и режимов маятникового ППД на максимальную величину микротвердости и глубину наклепа.

На рис. 4 показаны графические зависимости микротвердости и глубины упрочненного слоя от более значимых технологических параметров (s, t,  $n_{_3}$ ,  $n_{_{\rm HH}}$ ) маятникового ППД.

Установлено, что с увеличением величины натяга от 0,05 до 0,20 мм микротвердость поверхностного слоя повышается примерно на 12 %, а глубина упрочненного слоя при этом возрастает примерно на 35 %. Увеличение продольной подачи от 0,07 до 0,23 мм/об приводит к снижению микротвердости на 3-5 % и глубины упрочненного слоя на 7-8 %. Увеличение частоты вращения заготовки (от 80 до 200 об/мин) и частоты маятникового движения рабочего инструмента (от 40 до 120 дв.х/мин) также повышает микротвердость на 10-14 %, а глубину упрочненного слоя на 15-18 %. Увеличение угловой амплитуды оказывает незначительное влияние на изменение микротвердости и глубины упрочненного слоя.

Степень упрочнения (*CH*) поверхностного слоя после маятникового ППД определена по формуле

$$CH = \frac{HV_2 - HV_1}{HV_1} \cdot 100 \%;$$
 (1)

где  $HV_1$  – исходная микротвердость поверхности обрабатываемого материала;  $HV_2$  – микротвердость поверхности после обработки ППД.

Результаты расчета степени упрочнения в зависимости от основных параметров и режимов маятникового ППД представлены в табл. 3.

Анализируя указанные данные, можно сделать вывод, что при базовых условиях маятникового ППД степень упрочнения составляет около 50 %, а при изменении основных технологических параметров и режимов ППД степень упрочнения варьируется в интервале 45 – 65 %. На рис. 5 представлены графические зависимости степени упрочнения от основных технологических параметров (*s*, *t*,  $n_{3}$ ,  $n_{uu}$ ) маятникового ППД.

Для поиска оптимальных режимов маятникового ППД, обеспечивающих получение наибольших значений глубины упрочненного слоя и степени упрочнения, использовали программный пакет Statistica 10.1, который является одной из широко применяемых программ для решения задачи статистического характера

Таблица 2

Микротвердость (HV<sub>0.2</sub>) на поверхности и глубина наклепа (*h*) при маятниковым ППД

Table 2. Microhardness (HV <sub>0.1</sub>	) on the surface and hardening	g depth (h) under	r pendulum SPE
---	--------------------------------	-------------------	----------------

Величина продольной подачи, мм/об	0,07	0,11	0,13	0,17	0,23
Микротвердость/глубина, мм	323/0,88	317/0,86	313/0,85	307/0,82	305/0,81
Величина радиального натяга, мм	0,05	0,07	0,10	0,15	0,20
Микротвердость/глубина, мм	306/0,81	323/0,88	333/0,94	339/1,01	348/1,1
Частота вращения заготовки об/мин	80	100	125	160	200
Микротвердость/глубина, мм	320/0,86	323/0,88	325/0,89	328/0,91	330/0,93
Частота маятникового движения рабочего инструмента, дв.х/мин	40	55	80	100	120
Микротвердость/глубина, мм	317/0,85	323/0,88	327/0,91	334/0,94	339/0,98
Угловая амплитуда рабочего инструмента, град	±15	±20	±25	±30	±37
Микротвердость/глубина, мм	316/0,87	323/0,88	325/0,89	327/0,90	329/0,91









Рис. 5. Зависимость степени упрочнения от основных параметров маятникового ППД:  $s(a); t(\delta); n_{_3}(6); n_{_{\rm HH}}(c)$ 

Fig. 5. Dependence of hardening degree on the main parameters of pendulum SPD:  $s(a); t(\delta); n_{b}(s); n_{t}(c)$ 

Таблица З

#### Влияние основных параметров маятникового ППД на степень упрочнения

Величина продольной подачи, мм/об	0,07	0,11	0,13	0,17	0,23
Степень упрочнения, %	51	49	47	45	43
Величина радиального натяга, мм	0,05	0,07	0,10	0,15	0,20
Степень упрочнения, %	45	51	58	61	65
Частота вращения заготовки, об/мин	80	100	125	160	200
Степень упрочнения, %	50	51	54	56	57
Частота маятникового движения рабочего инструмента, дв.х/мин	40	55	80	100	120
Степень упрочнения, %	50	51	54	59	61
Угловая амплитуда рабочего инструмента, град.	±15	±20	±25	±30	±37
Степень упрочнения, %	50	51	53	55	56

#### Table 3. Influence of the main parameters of pendulum SPD on hardening degree

в области машиностроения. Для обработки данных в программе Statistica 10.1 необходимо использовать однофакторные уравнения (2) и (3), полученные при описании кривых, представленных на рис. 4, 5. При этом глубина упрочненного слоя и степень упрочнения являются основными параметрами оптимизации:

$$h = \begin{cases} 7, 3s^{2} + 3s + 2, 1; \\ 69t^{2} + 17t + 7, 8; \\ 0, 05n_{\text{иH}}^{2} + 1, 6_{\text{иH}} + 6, 6; \\ 0, 87n_{3}^{2} + 0, 4n_{3} + 0, 9; \end{cases}$$
(2)  
$$CH = \begin{cases} 9, 3s^{2} + 5s + 25; \\ 9, 9t^{2} + 1, 7t + 5; \\ 0, 7n_{\text{иH}}^{2} + 0, 5_{\text{иH}} + 6; \\ 7, 9n_{3}^{2} + 0, 3n_{3} + 4. \end{cases}$$
(3)

На рис. 6 и 7 показаны некоторые отклики по определению оптимальных режимов, обеспечивающих наибольшие значения глубины упрочненного слоя и степени упрочнения, которые получены с помощью программного пакета Statistica 10.1.

Сводные результаты статистической обработки по оптимизации глубины упрочненного слоя и степени упрочнения представлены в табл. 4. Установлено, что существуют режимы обработки маятникового ППД, которые одновременно обеспечивают получение наибольших значений глубины упрочненного слоя (около 1,1 мм) и степени упрочнения (около 65 %). Это происходит благодаря однозначной зависимости глубины и степени упрочнения от каждого технологического параметра. Так, величины h и CH находятся в прямой пропорциональной зависимости от параметров  $\alpha$ , t,  $n_3$ ,  $n_{\rm ин}$  и обратной пропорциональной зависимости от продольной подачи s.

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Упрочнение металлов и сплавов обусловлено торможением движущихся дислокаций. Один из путей



Рис. 6. Поверхности отклика глубины упрочненного слоя цилиндрической поверхности при маятниковом ППД в зависимости от: t и s (a); t и n<sub>3</sub> (б); n<sub>ин</sub> и n<sub>3</sub> (s); α и s (z)

Fig. 6. Depth response surfaces of the hardened layer of cylindrical surfaces under pendulum SPD depending on: t and s (a); t and  $n_b(\delta)$ ;  $n_t$  and  $n_b(s)$ ;  $\alpha$  and s (c)



Рис. 7. Поверхности отклика степени упрочнения цилиндрической поверхности при маятниковом ППД в зависимости от: t и s (a); t и n<sub>3</sub> (б); n<sub>ин</sub> и n<sub>3</sub> (6); а и s (c)

Fig. 7. Response surfaces of hardening degree of cylindrical surface under pendulum SPD depending on: t and s (a); t and  $n_{b}(\delta)$ ;  $n_{t}$  and  $n_{b}(\epsilon)$ ;  $\alpha$  and s (c)

торможения дислокаций возможен при измельчении зеренной структуры металла. Скопление дислокаций по границам зерен вызывает торможение их движения, что приводит к упрочнению металла [21 – 23]. Оценить возможности нового способа ППД с точки зрения увеличения механических свойств поверхностного слоя можно по степени изменения геометрических размеров зеренной структуры и плотности дислокаций, которая непосредственно связана с размерами межзеренных границ. Результаты исследования микроструктуры как в осевой, так и в поверхностной зоне цилиндрической заготовки представлены в табл. 5. Микроструктура поверхностного слоя деталей из стали 45 состоит из перлита (темные) и феррита (светлые).

В осевой зоне цилиндра размеры зерен, не подвергающиеся пластической деформации, незначи-

Таблица 4

## Параметры и режимы маятникового ППД, обеспечивающие повышение механических свойств поверхностного слоя

*Table 4.* Parameters and modes of pendulum SPD providing an increase in physical and mechanical properties of the surface layer

Характеристики		Реж	Параметры оптимизации				
слоя	<i>t</i> , MM	<i>s</i> , мм/об	α, град	<i>п</i> <sub>ин</sub> , дв.х/мин	<i>n</i> <sub>3</sub> , об/мин	<i>h</i> , мм	СН, %
<i>h</i> , мм	0,15-0,20	$0,\!07-0,\!11$	35-40	120 - 130	160 - 200	1,0 - 1,1	50 - 60
СН, %	0,15-0,20	0,07-0,11	35-40	110 - 130	180 - 200	1,0-1,1	61 - 65

Таблица 5

#### Микроструктура упрочненного слоя (сталь 45) после маятникового ППД



#### Table 5. Microstructure of the hardened layer (steel 45) after pendulum SPD

тельно отличаются между собой и равны примерно 50 – 70 мкм. При этом они практически одинаковы как в радиальном, так и в осевом сечении. В поверхностной зоне структура зерен, которые непосредственно подвергаются измельчению и дроблению в результате механического упрочнения, более мелкозернистая. Микроструктура в данной зоне характерна не только преобладанием сжатых зерен в радиальном направлении (направлении главной деформации) и вытянутых в осевом направлении (направлении пластического течения), но и повышенной концентрацией зерен перлита, о чем можно судить по увеличению микротвердости наклепанного слоя, а также увидеть визуально (табл. 5). Средние размеры зерен в поперечном сечении: для феррита 25 мкм; для перлита 30 мкм. В осевом направлении: для феррита 35 мкм; для перлита 40 мкм.

Таким образом, после маятникового ППД размеры зерен в упрочненных слоях уменьшаются на 30 – 40 %. Кроме того, значительное увеличение концентрации измельченных твердых зерен перлита обеспечивает повышение микротвердости в поверхностном слое упрочненных деталей.

В теоретических исследованиях [21; 22] отмечено, что механизм изменения степени упрочнения поверхностного слоя деталей может быть рассмотрен с точки зрения теории дислокаций. Согласно этой теории, упрочнение металла происходит за счет формирования такого структурного состояния материала, при котором создаются более плотные дислокационные субструктуры с увеличением сопротивления сдвига кристаллических решеток. Исследованием [22] подтверждено, что образование малоугловых границ с увеличением плотности дислокационной сетки затрудняет скольжение между зернами и в результате приводит к упрочнению материала. Это означает, что чем выше плотность дислокаций, тем прочнее металл. В работе [23] предложена формула для расчета плотности дислокаций:

$$\rho = \left(\frac{0,27\left(HV_2 - HV_1\right)}{amGb}\right)^2 + \rho_0,\tag{4}$$

где  $HV_1$  – исходная микротвердость поверхности обрабатываемого материала;  $HV_2$  – микротвердость поверхности после обработки ППД;  $\rho_0 = 10^8 \text{ см}^{-2}$  – исходная плотность дислокаций для углеродистых сталей. Приняты следующие значения [22; 23]: для ферритной стали параметр междислокационного взаимодействия  $\alpha = 0,32$ ; рассчитанные Г. Тейлором значения ориентационного множителя для различного типа кристаллических решеток поликристаллов составляют: для металлов объемно-центрированных кубических решеток m = 2,75; для стали 45 модуль сдвига  $G = 78\,000$  МПа; значение вектора Бюргера дислокации  $b = 3 \cdot 10^{-8}$  см.

С учетом вышеприведенных данных рассчитана плотность дислокаций на глубине 50 мкм от поверхности образца, упроченного маятниковым ППД в условии базовых режимов обработки, которая составляет  $2,28\cdot10^8$  см<sup>-2</sup>.

Таким образом плотность дислокаций после маятникового ППД повышается в 2,2 – 2,5 раза. Результаты расчетов плотности дислокаций сопоставлены с исследованиями [11; 12], в которых отмечено, что плотность дислокаций при ППД роликом в стесненном условии увеличивается в 1,26 раз, а при обкатывании двухрадиусным роликом – в 2,5 раза.

В заключение следует отметить, что разработанный способ маятникового ППД, в отличие от известных способов поверхностного деформирования, сочетает в себе два процесса – поочередное качение и скольжение рабочего инструмента. Такое сочетание рабочих движений обеспечивает не только эффективное сглаживание микронеровностей поверхности, но и повышение механических свойств поверхностного слоя деталей машин.

#### Выводы

Разработан новый способ ППД и технологическое оснащение для его реализации, позволяющие повысить твердость поверхностного слоя на 9 – 12 % по сравнению с твердостью исходного металла.

Маятниковое ППД обеспечивает повышение микротвердости в 1,5 – 1,7 раза, что приводит к значительному упрочнению поверхностного слоя. При этом глубина упроченного слоя составляет 0,9 – 1,1 мм, а степень упрочнения – 45 – 65 %.

Определены оптимальные режимы упрочнения, обеспечивающие максимальную глубину упрочненного слоя и наибольшую степень упрочнения поверхностного слоя ( $n_3 = 160 \div 200 \text{ мин}^{-1}$ ;  $n_{\text{ин}} = 110 \div 130 \text{ дв.ход/мин}$ ;  $t = 0,15 \div 0,2 \text{ мм}$ ;  $s = 0,07 \div 0,11 \text{ мм/об}$ ;  $\alpha = 35 \div 40^{\circ}$ ).

Представлены результаты экспериментальных исследований и численных расчетов, объясняющих причину повышения механических свойств поверхностного слоя при маятниковом ППД. Установлено, что средний размер зерна при маятниковом ППД уменьшается на 30 – 40 % по сравнению с исходным размером, а плотность дислокаций возрастает в 2,5 раза.

#### Список литературы / References

- Laouar L., Hamadache H., Saad S., Bouchelaghem A., Mekhilef S. Mechanical surface treatment of steel – Optimization parameters of regime. *Physics Procedia*. 2009;2(3): 1213–1221. https://doi.org/10.1016/j.phpro.2009.11.084
- **2.** Горбунов А.В., Горбунов В.Ф. Обоснование глубины упрочнения нежестких валов при поверхностной пласти-

ческой деформации центробежным обкатником. Вестник ИрГТУ. 2012;9(68):29–33.

Gorbunov A.V., Gorbunov V.F. Rationale for non-rigid shaft hardening depth under surface plastic deformation by cent-rifugal roller. *Vestnik IrGTU*. 2012;9(68):29–33. (In Russ.).

- Zhang Z. Theoretical prediction of cross-sectional deformation of circular thin-walled tube in large elastic–plastic deformation stage under lateral compression. *Thin-Walled Structures*. 2022;180:109957. https://doi.org/10.1016/j.tws.2022.109957
- Biswas S., Alavi S.H., Sedai B., Blum F.D., Harimkar S.P. Effect of ultrasonic vibration-assisted laser surface melting and texturing of Ti-6Al-4V ELI alloy on surface properties. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019;35(2): 295–302. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.057
- Li Y.B., Zhang Q.X., Qi L., David S.A. Improving austenitic stainless steel resistance spot weld quality using external magnetic field. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2018;23(7):619–627. https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1443997
- 6. DiGiovanni C., Biro E., Zhou N.Y. Impact of liquid me-
- tal embrittlement cracks on resistance spot weld static strength. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019;24(3):218–224. https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1518363
- Grzesik W., Rech J., Żak K. High-precision finishing hard steel surfaces using cutting, abrasive and burnishing operations. *Procedia Manufacturing*. 2015;1:619–627. https://doi.org/10.1016/j.promfg.2015.09.048
- Chen X.S., Li Q., Fei S.M. Constrained model predictive control in ball mill grinding process. *Powder Technology*. 2008;186(1):31–39. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2007.10.026
- Roux J.D.L., Craig I.K. Requirements for estimating the volume of rocks and balls in a grinding mill. *IFAC-Papers OnLine*. 2017;50(1):1169–1174. https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2017.08.403
- Митрофанова К.С. Исследование качества поверхностного слоя стали 45 после поверхностного пластического деформирования мультирадиусным роликом. Сборник трудов конференции «Инновации в машиностроении». 2019:639–787.
- 11. Зайдес С.А. Справочник по процессам поверхностного пластического деформирования. Иркутск: Изд-во ИРНИТУ; 2021:504.
- 12. Кыонг Н.К. Повышение качества маложестких валов поверхностным пластическим деформированием в стесненных условиях: Дис. ...канд. техн. наук. Иркутск, 2018:149.
- Yaman N., Sunay N., Kaya M., Kaynak Y. Enhancing surface integrity of additively manufactured Inconel 718 by roller burnishing process. *Procedia CIRP*. 2022;108:681–686. https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.03.106
- 14. Frihat M.H., Al Quran F.M.F., Al-Odat M.Q. Experimental investigation of the influence of burnishing parameters on surface roughness and hardness of brass alloy. *Material Science & Engineering*. 2015;5(1):1–4. https://doi.org/10.4172/2169-0022.1000216
- Ежелев А.В., Бобровский И.Н., Лукьянов А.А. Анализ способов обработки поверхностно-пластическим деформированием. Фундаментальные исследования. 2012;(6–3): 642–646.

Ezhelev A.V., Bobrovskii I.N., Luk'yanov A.A. Analysis of processing ways by superficial and plastic deformation. *Fundamental'nye issledovaniya*. 2012;(6–3):642–646. (In Russ.).

- Kotenok V.I., Podobedov S.I. Energy-efficient design of rolls for ball-rolling mills. *Metallurgist*. 2001;45(9–10): 363–367.
- Tomczak J., Pater Z., Bulzak T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails. *Archives* of *Metallurgy and Materials*. 2018;63(1):5–12. https://doi.org/10.24425/118901
- **18.** Chumachenko E.N., Aksenov S.A., Logashina I.V. Mathematical modeling and energy conservation for rolling in passes. *Metallurgist*. 2010;(8):498–503.
- Пат. 2757643 RU. Способ поверхностно-пластического деформирования наружной поверхности детали в виде тела вращения / Зайдес С.А., Хо Минь Куан; заявл. 04.02.2021; опубл. 19.10.2021.

**20.** Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Маятниковое поверхностное пластическое деформирование цилиндрических заготовок. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2022;65(5):344–353. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-5-344-353

Zaides S.A., Kho Min' Kuan. Pendulum surface plastic deformation of cylindrical blanks. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(5):344-353. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-5-344-353

- **21.** Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. *Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий*. Москва: Машиностроение; 2003:384.
- 22. Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Безъязычный В.Ф. Свойства сплавов в экстремальном состоянии. Москва: Машиностроение; 2004:256.
- **23.** Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. Москва: Машиностроение; 1988:146–149.

Сведения об авторах	Information about the Authors
<i>Семен Азикович Зайдес</i> , <i>д.т.н., профессор кафедры материало-</i>	<b>Semen A. Zaides,</b> Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Materials Science,
ведения, сварочных и аддитивных технологий, Иркутский нацио-	Welding and Additive Technologies, Irkutsk National Research Techni-
нальный исследовательский технический университет	cal University
<i>E-mail:</i> zsa@istu.edu	<b>E-mail:</b> zsa@istu.edu
Хо Минь Куан, аспирант кафедры материаловедения, сварочных	Ho Minh Quan, Postgraduate of the Chair of Materials Science, Welding
и аддитивных технологий, Иркутский национальный исследова-	and Additive Technologies, Irkutsk National Research Technical Univer-
тельский технический университет	sity
ORCID: 0000-0002-0488-0290	ORCID: 0000-0002-0488-0290
E-mail: minhquanho2605@gmail.com	E-mail: minhquanho2605@gmail.com
Поступила в редакцию 27.01.2023	Received 27.01.2023
После доработки 21.03.2023	Revised 21.03.2023
Принята к публикации 11.04.2023	Accepted 11.04.2023

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ / METALLURGICAL TECHNOLOGIES



удк 621.771.01 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-283-289



Оригинальная статья Original article

## Исследование теплового режима рабочих валков стана горячей прокатки с целью повышения точности расчета температур поверхностей их бочек

#### Д. Л. Шалаевский 🖻

Череповецкий государственный университет (Россия, 162600, Вологодская обл., Череповец, пр. Луначарского, 5)

#### 💌 shal-dmitrij@yandex.ru

Аннотация. Тепловой режим бочки рабочего валка непрерывного стана горячей прокатки – значимый фактор технологии, который влияет на качество формы стальной полосы, ее поперечное сечение, стойкость рабочих валков. Достоверный расчет параметров температурного режима позволяет определить форму теплового профиля и наилучшую профилировку поверхности бочки валка, добиться уменьшения дефектов планшетности готового проката. Наиболее распространенной является балансная модель теплового режима валка, точность которой в значительной степени определяется теплофизическими постоянными, в частности коэффициентами теплообмена валков: контактного – с полосой и конвективного – с охлаждающей водой. Имеются различные сведения о значениях и методах расчета этих коэффициентов, но большинство из них не учитывают наличие пауз в ритме прокатки чистовой группы клетей, длительность которых значительна. Отсутствие учета этого фактора влечет за собой существенные ошибки в расчетах теплового режима бочки валка. Проведен пассивный эксперимент, в ходе которого с помощью термопары измерены температуры поверхностей бочек рабочих валков в нескольких точках по их длине сразу же после вывалки. Также определены параметры прокатки стальных полос перед перевалкой: коэффициенты ритма прокатки, обжатия полосы в клетях, расходы воды на охлаждение валков и некоторые другие параметры. В результате получено эмпирическое уравнение для расчета коэффициента контактного теплового профиля рабочего валка, по значениям ка значительно повысило точность прогнозирования теплового режима, в частности теплового профиля рабочего валка, обжатия полосы в клетях, не плового режима, в частности теплового профиля рабочего валка, по значениям параметров прокатки.

*Ключевые слова:* непрерывный стан, тепловой режим, горячая прокатка, стальные полосы, плоскостность, форма поперечного профиля, коэффициент контактного теплообмена, бочка рабочего валка, температура поверхности, тепловой профиль, уравнения теплового баланса

Для цитирования: Шалаевский Д.Л. Исследование теплового режима рабочих валков стана горячей прокатки с целью повышения точности расчета температур поверхностей их бочек. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):283–289. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-283-289

## INVESTIGATION OF THERMAL MODE OF HOT-ROLLING MILL WORKING ROLLS IN ORDER TO IMPROVE THE ACCURACY OF CALCULATING THE THERMAL PROFILE OF THEIR BARRELS' SURFACE

#### D. L. Shalaevskii

Cherepovets State University (5 Lunacharskogo Ave., Cherepovets, Vologda Region 162600, Russian Federation)

#### 💌 shal-dmitrij@yandex.ru

*Abstract.* Thermal mode of the working roll barrel in a hot-rolling mill is a significant technological factor that affects the steel strip quality, its cross section, and durability of working rolls. A reliable calculation of the temperature mode parameters makes it possible to determine the thermal profile shape and the best profiling of the roll barrel surface, as well as to reduce defects in steel strip flatness. The most common is the balance model of roll thermal mode. Its accuracy is largely determined by thermophysical constants, in particular, the heat transfer coefficients of the rolls: contact – with the strip and convective – with cooling water. There are various data on the values and methods for calculating these coefficients, but most of them do not take into account the presence of pauses in rolling rhythm of the finishing group of stands, the duration of which is significant. Failure to take this factor into account entails significant errors in calculations of the thermal mode. A passive experiment was carried out, during which surface temperatures of the working rolls' barrels were measured using a thermocouple at several points along their length immediately after they fell out. Also, the parameters of steel strip rolling before roll change were determined: rolling rhythm coefficients, strip reduction in stands, water consumption for cooling rolls and some others. As a result, an empirical equation was obtained for calculating the contact heat transfer coefficient, taking into

account the main technological factors. The use of refined coefficients for calculating the temperatures of the roll barrel significantly increased the accuracy of predicting the thermal mode, in particular, the thermal profile of the working roll, based on values of the rolling parameters.

Keywords: CCM, thermal mode, continuous hot rolling, steel strip, flatness, cross section shape, contact heat transfer coefficient, working roll barrel, surface temperature, thermal profile, balance equations

For citation: Shalaevskii D.L. Investigation of thermal mode of hot-rolling mill working rolls in order to improve the accuracy of calculating the thermal profile of their barrels' surface. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):283–289. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-283-289

#### Введение

Проблеме исследования теплового профиля бочки рабочего валка непрерывного стана прокатки стальных полос уделяется достаточное внимание в периодической литературе, что говорит об актуальности рассматриваемого вопроса. В работе [1] изложена методика теплового расчета валков широкополосного стана горячей прокатки (ШПСГП), основанная на уравнениях теплового баланса рабочих и опорных валков с учетом их теплообмена друг с другом, полосой, охлаждающей водой и окружающей средой. Точность модели в большей степени будет определяться значениями коэффициентов теплообмена, которые в свою очередь рассчитываются по эмпирическим формулам. В качестве недостатка модели можно отметить невысокую точность учета пауз в ритме прокатки. Учет пауз предлагается осуществлять путем простого умножения доли машинного времени в ритме прокатки на расчетную величину температуры поверхности бочки. При значительных паузах в ритме прокатки расчет по предложенной методике приводит к ошибочным результатам. В качестве достоинства упомянутой модели можно отметить ее относительную простоту использования, достаточную обоснованность и высокий потенциал для совершенствования.

В исследовании [2] рассмотрена упрощенная методика расчета теплового профиля рабочих валков стана горячей прокатки. Методика основана на точном решении уравнения теплопроводности и измерении распределения температуры вдоль бочки рабочих валков после вывалки.

В докладе [3] представлен опыт изменения конструкции коллекторов системы охлаждения с целью снижения температур бочки рабочих валков до допустимого уровня. В указанном докладе, однако, отсутствует теоретическое обоснование выбранного принципа реконструкции и возможность распространения аналогичного принципа на конструкцию систем охлаждения других прокатных станов.

Решение проблемы прогнозирования теплового профиля поверхности бочки рабочего валка является важным, так как этот тепловой профиль может оказать значительное влияние на форму поперечного сечения полосы и качество ее формы [4]. Опыт расчетов показывает, что для этой цели могут быть применены результаты уже упомянутой работы [3], адаптированные для условий рабочих клетей конкретного стана с учетом реальной длительности пауз во время прокатки. Проблема прогнозирования теплового состояния бочки прокатных валков широкополосных станов поднимается в большом количестве научных трудов.

В работе [5] приведены результаты численного моделирования температурного режима полосы. Исследование проводилось в стационарном режиме. Рабочие валки были представлены в виде двух полых цилиндров, получающих теплоту за счет контакта с заготовкой и охлаждаемых за счет конвекции на ее внешней поверхности и поверхности осевого отверстия. В работе определена зависимость теплового поведения валка от скорости вращения цилиндра и условий теплообмена с окружающей средой.

В публикации [6] представлены результаты исследования нестационарного теплового поля валка в различные моменты времени его работы. Принималось, что теплообмен происходит только по поверхности валка. Полученная по результатам изысканий модель теплового поля позволяет предсказывать температуру в любой точке объема исследуемого валка.

В статье [7] описывается математическая модель, которая в режиме реального времени позволяет рассчитать температуру и тепловое расширение рабочих валков полосовых станов горячей прокатки. Эти результаты используются в экспертной системе, которая управляет подачей охлаждающей воды на бочки рабочих валков.

В исследовании [8] определен коэффициент теплопередачи при горячей прокатке алюминиево-магниевых сплавов на лабораторном стане. Температура раската измерялась с помощью термопар, размещенных внутри материала. Путем обратного расчета по модели получены значения коэффициента в диапазонах от 200 до 450 кВт/(м<sup>2.</sup>°C).

В работе [9] авторы разработали конечно-разностную модель для моделирования тепловых расширений рабочих валков СVС при горячей прокатке полосы. При моделировании учитывалось влияние тепловыделения, возникающего в результате деформации и трения полосы, а также конвективного теплообмена с окружающей средой.

Прогнозирование распределения температуры в рабочих валках в процессе горячей прокатки слябов имеет большое значение для проектировщиков стана. В работе [10] проведена оценка зависимости температуры валков и коэффициентов теплообмена в условиях горячей прокатки. С помощью дифференциального уравнения теплопроводности цилиндра получена модель нестационарного теплового режима, позволившая с достаточной точностью оценить температуры рабочих валков.

В работе [11] исследованы дефекты поверхности бочки рабочих валков, вызванные температурными напряжениями. Термические повреждения бочек рабочих валков стана горячей прокатки изучены с использованием лабораторной испытательной установки в условиях, соответствующих условиям первых клетей. Исследования выполнены для валков, изготовленных из двух марок стали: быстрорежущей инструментальной и высокоуглеродистой хромистой. Разработана модель, основанная на методе конечных элементов, для прогнозирования распределения температуры по объему прокатного валка.

В материалах статьи [12] представлен подход на основе метода конечных элементов для анализа термомеханического поведения материала валков при горячей прокатке полосы.

В работе [13] изучено влияние теплового режима прокатных валков на износ поверхности их бочки.

В исследовании [14] предпринята попытка изучения распределения температурного поля в прокатном валке при его взаимодействии с полосой в процессе холодной прокатки. По результатам применения метода конечных элементов предложена методология моделирования неоднородного теплового потока на границе раздела бочка валка-полоса.

В монографии [15] выполнен обзор известных математических моделей теплового режима и охлаждения валков широкополосных станов горячей прокатки. Представлена методика расчета системы охлаждения валков. Описана процедура адаптации расчетных моделей и методик к параметрам действующего стана.

#### Постановка задачи и методы исследования

Распределение температуры поверхности бочки рабочих валков в большинстве случаев имеет симметричный относительно середины бочки характер. Отмечается [1], что на длине, равной около 2/3 средней ширины полосы, в середине бочки температура почти одинаковая. На участках у кромки полосы температура поверхности бочки несколько снижается, а у торцов бочки эта температура лишь на несколько градусов выше температуры воды, подаваемой на охлаждение. Таким образом, для точного прогнозирования теплового профиля бочки рабочего валка необходимо знать достоверные температуры бочки в ее середине. Определить эти температуры позволяет ряд существующих моделей теплового поля.

Известна балансная модель [16; 17], которая позволяет определить интересующие температуры поверхности бочки рабочих валков в ее середине в клетях «кварто».

Данная модель основана на использовании уравнений теплового баланса бочек рабочего и опорного

валков, составленных из допущения, что усредненное температурное поле за отрезок времени, равный ритму прокатки, остается неизменным. Таким образом, все получаемое количество тепловой энергии передается далее контактным теплообменом опорному валку и конвективным теплообменом охлаждающей воде или окружающей среде.

Схема тепловых потоков в радиальной плоскости валков в клети «кварто» представлена на рис. 1. Согласно рис. 1 и описанному принципу теплового обмена валков друг с другом, с охлаждающей водой и окружающей средой, тепловой баланс при описанном квазистационарном режиме может быть представлен двумя уравнениями:

– для рабочего валка:

$$Q_{\rm p} - Q_{\rm oxn.p}^{\rm bx} - Q_{\rm oxn.p}^{\rm bbix} - Q_{\rm on} = 0; \qquad (1)$$

– для опорного валка:

$$Q_{\rm on} - Q_{\rm oxj.on} - Q_{\rm okp.on} = 0.$$
 (2)

В этих уравнениях использованы следующие обозначения количества теплоты:  $Q_p$  – поступившей в рабочий валок от полосы путем контактного и (частично) лучистого теплообмена;  $Q_{\text{охл,p}}^{\text{вх}}$  и  $Q_{\text{охл,p}}^{\text{вых}}$  – отведенной от



Рис. 1. Схема тепловых потоков в клети «кварто»: *I* – коллектор с форсунками системы охлаждения валков; *2* – проводки-отсекатели воды от прокатываемой полосы

Fig. 1. Scheme of heat flows in the "quarto" stand:

*l* – collector with nozzles of the roll cooling system;

2- wiring-water cutters from the rolled strip

рабочего валка охлаждающей водой с входной и выходной сторон рабочей клети;  $Q_{\rm on}$  – переданной от рабочего валка к опорному путем контактного теплообмена;  $Q_{\rm oxn.on}$  – отведенной от опорного валка охлаждающей жидкостью;  $Q_{\rm oxp.on}$  – отданной опорным валком окружающей среде (воздуху).

После подстановки в представленные уравнения составляющих теплового баланса они могут быть сведены к системе двух линейных уравнений относительно неизвестных средних температур рабочего и опорного валков  $t_{cp,on,i}$ .

$$A_{1}t_{p} + B_{1}t_{on} = D_{1};$$
  
$$A_{2}t_{p} + B_{2}t_{on} = D_{2}.$$

Коэффициентами системы обозначены выражения:

$$\begin{split} A_{1} &= \alpha_{\rm kt,p} l_{ci} + \frac{\pi - \phi_{4} - \phi_{1}}{2} D_{pi} \alpha_{1pi}^{\rm BX} + \\ &+ \frac{\pi - \phi_{2}}{2} D_{pi} \alpha_{1pi}^{\rm BbIX} + \alpha_{\rm kt,on} b_{on,i}; \\ A_{2} &= B_{1} = -\alpha_{\rm kt,on} b_{on,i}; \\ B_{2} &= \frac{\phi_{5}}{2} D_{on,i} \alpha_{1on} + \alpha_{\rm kt,on} b_{on,i} + (2\pi - \phi_{5}) \frac{D_{on,i}}{2} \alpha_{\rm okp,on}; \\ D_{1} &= \alpha_{\rm kt,p} l_{ci} t_{\rm fi} + \frac{\pi - \phi_{4} - \phi_{1}}{2} D_{pi} \alpha_{1pi}^{\rm BX} t_{\rm ox,1} + \\ &+ \frac{\pi - \phi_{2}}{2} D_{pi} \alpha_{1pi}^{\rm BbIX} t_{\rm ox,1}; \\ D_{2} &= \frac{\phi_{5}}{2} D_{on,i} \alpha_{1on} t_{\rm ox,1} + (2\pi - \phi_{5}) \frac{D_{on,i}}{2} \alpha_{\rm okp,on} t_{\rm okp}. \end{split}$$

В этих формулах приняты следующие обозначения входящих величин:

– коэффициенты теплоотдачи контактным теплообменом:  $\alpha_{_{\rm KT,p}}$  – от полосы к рабочему валку;  $\alpha_{_{\rm KT,OI}}$  – от рабочего валка к опорному;

– коэффициенты теплоотдачи конвективным теплообменом:  $\alpha_{1pi}^{\text{вх}}$ ,  $\alpha_{1wri}^{\text{out}}$  – от рабочих валков к охлаждающей воде на входной и выходной сторонах рабочей клети;  $\alpha_{1on}$  – от опорных валков к охлаждающей воде;  $\alpha_{okp.on}$  – от опорных валков к воздуху (размерность всех коэффициентов теплоотдачи Вт/(м<sup>2.°</sup>C));

– углы по окружностям бочек рабочего и опорных валков, ограничивающих зоны с разными коэффициентами теплоотдачи:  $\varphi_1 - \varphi_5$  в радианах (рис. 1);

– остальные величины:  $D_{pi}$ ,  $D_{oni}$  – диаметры в середине бочки рабочего и опорного валков *i*-й клети, м;  $l_{ci}$  – длина очага деформации *i*-й клети, м (вычисляется заранее в модели усилия прокатки, изложенной выше);  $b_{oni}$  – ширина площадки упругого контакта между рабочим и опорным валками, м (вычисляется по формуле Герца из теории упругости);  $t_{oxn}$  – температура охлаждающей воды, подаваемой на валки, °C;  $t_{выхi}$  – температура полосы на выходе из очага деформации *i*-й клети

(рассчитывается заранее по формулам частной модели температуры полосы, изложенной выше);  $t_{\rm okp}$  – температура окружающей среды (воздуха), °С.

Решение системы уравнений теплового баланса рабочего и опорного валков может быть найдено методом Крамера в виде:

$$t_{p} = \frac{B_{2}D_{1} - B_{1}D_{2}}{A_{1}B_{2} - A_{2}B_{1}};$$

$$t_{on} = \frac{A_{1}D_{2} - A_{2}D_{1}}{A_{1}B_{2} - A_{2}B_{1}}.$$
(3)

Наиболее важными параметрами, влияющими на достоверность расчета температур валков, являются теплофизические постоянные – коэффициенты контактного и конвективного теплообменов:  $\alpha_{\rm kr.p}$ ,  $\alpha_{\rm kr.on}$ ,  $\alpha_{\rm lpi}^{\rm BX}$ ,  $\alpha_{\rm lwri}^{\rm out}$ ,  $\alpha_{\rm lon}$ ,  $\alpha_{\rm okp.on}$ .

Расчетные формулы для определения коэффициентов конвективного теплообмена и конкретные значения этих коэффициентов  $\alpha_{1pi}^{\text{вх}}$ ,  $\alpha_{1\text{виг}i}^{\text{out}}$ ,  $\alpha_{1\text{оп}}$ ,  $\alpha_{\text{окр.оп}}$  представлены в работах [16; 17]. Так, коэффициенты конвективного теплообмена опорного валка и охлаждающей воды, опорного валка и окружающей среды по данным этих работ составят соответственно:  $\alpha_{1\text{оп}} = 1500 \text{ Bt/(m}^{2.\circ}\text{C})$ ;  $\alpha_{\text{окр.оп}} = 400 \text{ Bt/(m}^{2.\circ}\text{C})$ , а коэффициент контактного теплообмена опорного валка и рабочего  $\alpha_{\text{ктоп}} = 40 \text{ kBt/(m}^{2.\circ}\text{C})$ .

Коэффициент конвективного теплообмена рабочего валка и охлаждающей воды может быть определен по формуле [17]

$$\alpha_{1\text{p.bx}} \approx \alpha_{1\text{p.bix}} = 21V_{11} + 21\ 000p_{\text{oxn}} - 0.04V_{11}^2 - - 71p_{\text{oxn}}^2 - 14\ 590,\ \text{Bt/(m^{2.\circ}\text{C})},$$
 (4)

где  $V_{11}$  – плотность облива поверхности бочки по ширине полосы  $\left(V_{11} = \frac{V}{\varphi_3 R b_n}, \, \mathrm{M}^3/(\mathrm{c}\cdot\mathrm{M}^2), \, V - \mathrm{суммарный}\right)$ 

расход воды, подаваемой на рабочие валки *i*-й клети, м<sup>3</sup>/с;  $b_{\rm n}$  – ширина полосы, м);  $p_{\rm охл}$  – давление воды в системе охлаждения при подаче на поверхность рабочих валков, атм.

Коэффициент контактного теплообмена валка и полосы α<sub>кт.р</sub>, очевидно, будет зависеть от:

 длины очага деформации, определяемой опосредовано контактными напряжениями;

– продолжительности контакта полосы и бочки валка в ритме прокатки, которая может быть выражена коэффициентом ритма прокатки:  $K_{\text{ритма}} = \frac{\tau_{\text{м}}}{\tau_{\text{м}} + \tau_{\text{п}}} (\tau_{\text{м}} -$ машинное время работы стана, с;  $\tau_{\text{п}}$  – время пауз, когда

в очаге деформации нет полосы, с); – диаметра бочки валка (диаметр бочки валка в усло-

виях конкретного стана и клети будет неизменным);

наличия окалины между материалом полосы и поверхностью валка.

Стоит отметить, что достоверное определение коэффициента контактного теплообмена  $\alpha_{_{\rm KT,P}}$  в значительной степени определит точность расчета температуры рабочего валка и зависящих от него параметров теплового режима.

Выражение для  $\alpha_{\kappa r.p}$  может быть найдено на основании опытных данных, содержащих значения технологических и энергосиловых параметров процесса прокатки и конструктивных параметров клети, а также результаты опытного определения температур поверхности бочки валка.

Подобные исходные данные для определения коэффициента  $\alpha_{\rm кт.p}$  для условий непрерывной чистовой группы клетей широкополосного стана горячей и холодной прокатки были определены из ряда источников [16–18]. Температуры поверхностей бочек рабочих валков, указанные в литературных источниках, измерялись с помощью термопары сразу после извлечения рабочих валков из клети. Гистограммы распределения температур в середине длины бочек рабочих валков по клетям чистовой группы широкополосного стана 2000 представлены на рис. 2.

Из приведенных данных можно увидеть тенденцию по снижению температур бочек рабочих валков от первой клети чистовой группы к последней, что может быть объяснено уменьшением температуры полосы в этих клетях. Исключение представляют вторая и третья клети, в которых, как следует из рис. 3, средние значения расходов воды, подаваемой на поверхности бочек валков, являются наибольшими в сравнении с расходами воды в других клетях.

Для определения уравнения, с помощью которого может быть найден коэффициент контактного теплообмена поверхности рабочего валка и поверхности полосы, были подобраны значения упомянутых коэффициентов, использование которых в балансной модели теплового режима обеспечит минимальное расхождение измеренных и расчетных температур. Далее методом регрессионного анализа определено наилучшее уравнение, которое обеспечит расчет коэффициента  $\alpha_{_{\rm KT,p}}$ , проведена оценка значимости влияющих факторов и адекватности найденного выражения.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Методами регрессионного анализа экспериментальных данных получено уравнение, позволяющее определять коэффициент контактного теплообмена рабочих валков и стальной полосы в очагах деформации рабочих клетей чистовой группы ШПСГП. Уравнение имеет следующий вид:

$$\alpha_{\text{KT.p}} = 6.6 p_{\text{cpi}} + 10^3 (70.7 K_{\text{ритма}} - 48.2 K_{\text{ритмa}}^2 - -22.75), \text{BT/}(\text{M}^2 \,^\circ\text{C}),$$

где  $p_{{\rm cp}i}$  – среднее контактное давление в очаге деформации;  $K_{_{\rm ритма}}$  – коэффициент ритма прокатки.

Диапазоны изменения значений параметров, по которым определялось выражение для расчета  $\alpha_{\rm кт.p}$ , составляли:  $K_{\rm ритма} = 0,46 - 0,90$  б/р;  $p_{\rm cpi} = 200 - 600$  МПа.

В представленное уравнение включены только значимые факторы, установленные критерием Стьюдента *t* и уровнем значимости α.

Адекватность модели коэффициента теплообмена проверена с помощью критерия Фишера. Проверка достоверности балансной модели валков с использованием найденного уравнения для коэффициента уравнений  $\alpha_{\rm кг.p}$  на статистически значимом массиве данных показала, что средняя погрешность расчета величин  $t_{\rm ср.pi}$ (расхождения между измеренными и рассчитанными значениями) составила 8,01 %, максимальная – 16,7 %, минимальная – 1,53 %, показатель  $R^2 = 0,87$ .

Таким образом, найденное выражение для коэффициента контактного теплообмена, благодаря достоверности, позволяет использовать балансную модель для поиска теплового профиля валков рабочих клетей



Рис. 2. Температуры поверхностей бочек рабочих валков в клетях чистовой группы

Fig. 2. Temperatures of the working rolls barrels' surfaces in the stands of finishing group



Рис. 3. Расходы воды на охлаждение поверхностей бочек рабочих валков в клетях чистовой группы

Fig. 3. Water consumption for cooling the working rolls barrels' surfaces in the stands of finishing group

НШПСГП в расчетах (например, поперечного профиля или плоскостности готовой полосы или наилучшей формы исходной профилировки поверхности бочки рабочего валка) [19]. Также такой подход может быть использован для оценки поперечного профиля холоднокатаных полос [20].

Опытные данные в сочетании с найденной зависимостью позволили оценить уровень влияния ритма прокатки и контактного давления на интенсивность теплообмена рабочего валка и полосы (рис. 4). Коэффициент ритма прокатки и контактное давление, изменяющиеся в допустимых технологией диапазонах, способны существенно изменить коэффициент контактного теплообмена и, следовательно, поменять тепловой профиль валка. Наиболее значимое влияние на теплообмен полосы и поверхности бочки рабочего валка оказывает ритм прокатки. Это влияние особенно сильно проявляется при коэффициенте ритма прокатки менее 0,6.

#### Выводы

Тепловой режим бочки рабочего валка стана горячей прокатки – значимый фактор технологии, который влияет на качество формы стальной полосы, ее поперечное сечение и стойкость рабочих валков. Достоверный расчет параметров температурного режима позволит определить форму теплового профиля и наилучшую профилировку поверхности бочки валка, добиться уменьшения дефектов планшетности готового проката. Наиболее распространенной является балансная модель теплового режима валка, точность которой в значительной степени определяется теплофи-



Рис. 4. Влияние факторов прокатки на коэффициент контактного теплообмена

Fig. 4. Influence of rolling factors on the coefficient of contact heat transfer

зическими постоянными, в частности коэффициентами теплообмена валков: контактного – с полосой и конвективного – с охлаждающей водой. В литературе встречаются различные сведения о значениях и методах расчета этих коэффициентов, но большинство из них не учитывают наличие пауз в ритме прокатки чистовой группы клетей, которые имеют большую продолжительность. Отсутствие учета этого фактора влечет за собой значительные ошибки в расчетах теплового режима бочки валка.

Проведен пассивный эксперимент, в ходе которого с помощью термопары измерены температуры поверхности бочки рабочих валков в нескольких точках по их длине сразу же после вывалки. Также определены параметры прокатки стальных полос перед перевалкой: коэффициенты ритма прокатки, обжатия полосы в клетях, расходы воды на охлаждение валков и некоторые другие параметры. В результате получено эмпирическое уравнение для расчета коэффициента контактного теплообмена, учитывающее основные факторы технологии, в том числе длительность пауз в ритме прокатки. Использование уточненных выражений для поиска теплофизических коэффициентов, необходимых для расчета температур бочки валка, значительно повысит точность прогнозирования теплового режима.

Установлено, что коэффициент ритма прокатки и контактное давление, изменяющиеся в допустимых технологией диапазонах, способны существенно изменить коэффициент контактного теплообмена и, следовательно, поменять тепловой профиль бочки. Причем наиболее значимое влияние на теплообмен полосы и поверхности бочки рабочего валка оказывает ритм прокатки. Это влияние особенно сильно проявляется при коэффициенте ритма прокатки менее 0,6.

#### Список литературы / References

 Гарбер Э.А., Хлопотин М.В., Трайно А.И., Попов Е.С., Савиных А.Ф. Моделирование теплового режима валков широкополосного стана горячей прокатки для определения эффективных режимов их охлаждения. Металлы. 2009;(3):34–47.

Garber E.A., Khlopotin M.V., Traino A.I., Popov E.S., Savinykh A.F. Simulation of the thermal conditions of rolls in a wide-strip hot-rolling mill to determine their effective cooling conditions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009;(3): 208–219.

2. Бельский С.М., Мазур И.П., Астахов А.А. Упрощенная методика вычисления тепловой профилировки рабочих валков стана горячей прокатки. *Производство проката*. 2018;(2):3–6.

Bel'skii S.M., Mazur I.P., Astakhov A.A. Simplified computational procedure of thermal profiling of working rolls of hot-rolling mill. *Proizvodstvo prokata*. 2018;(2):3–6. (In Russ.).

 Антонюк В.В., Федин А.Г., Мустафин В.А., Дема Р.Р., Платов С.И., Амиров Р.Н., Колдин А.В. Харченко М.В. Опыт настройки и управления тепловым состоянием рабочих валков широкополосного стана 2000 горячей прокатки ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Материалы XI Международного конгресса прокатчиков. Том 2. 2017.

- Гарбер Э.А., Мишнев П.А., Шалаевский Д.Л., Палигин Р.Б., Михеева И.А., Болобанова Н.Л. Новые методы моделирования и уменьшения неплоскостности стальных полос при горячей прокатке на широкополосных станах. Материалы Международного научного семинара «Научно-технический прогресс в металлургии 2013». 2014:70–82.
- Hamraoui M. Thermal behaviour of rollers during the rolling process. *Applied Thermal Engineering*. 2009;29(11–12): 2386–2390.

https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2008.12.013

- Johnson R.E., Keanini R.G. An asymptotic model of work roll heat transfer in strip rolling. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1995;41(6–7):871–879. https://doi.org/10.1016/S0017-9310(97)00175-0
- Campos A.M., Garcia D.F., Usamentiaga R., de Abajo N., Gonzalez J.A. Real time model for the intelligent control of cooling systems for hot strip mill work rolls. 26<sup>th</sup> Annual Conference of the IEEE. 2000. https://doi.org/10.1109/IECON.2000.972272
- Hlady C.O., Brimacombe J.K., Samarasekera I.V., Hawbolt E.B. Heat transfer in the hot rolling of the metal. *Metallurgical and Material Transactions B*. 1995;26:1019–1027. https://doi.org/10.1007/BF02654104
- Zhang X.M., Yiang Z.Y., Tieau A.K., Liu X.N., Wang G.D. Numerical modeling of the thermal deformation of CVC work rolls in hot strip rolling. *Journal of Material Processing Technology*. 2002;130–131:219–223. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00736-7
- Serajzadeh S., Karemi Taheri A., Mucciardi F. Unsteady state work-roll temperature distribution during continuous hot slab rolling. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2002;44(12):2447–2462. https://doi.org/10.1016/S0020-7403(02)00179-0
- 11. Mercado-Solis R.D., Talamantes-Silva J., Beynon J.H., Hernandes-Rodrigues M.A.L. Modelling surface thermal damage to mill rolls. *Wear*. 2007;263(17–20):1560–1567. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.062
- Hwang S.M., Sun C.G., Ryoo S.R., Kwak W.J. An itegrated FE process model for prevision analysis of the thermomechanical behaviours of rolls and strip in hot strip rolling. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engeneering*. 2002;191:4015–4033.

https://doi.org/10.1016/S0045-7825(02)00298-0

- Kotrbacek P., Horsky J., Raudensky M., Pohanka M. Experimental study of heat transfer in hot rolling. *Revue de Métallurgie*. 2006;103(7–8):333–341. https://doi.org/10.1051/metal:2006134
- Arif A.F., Khan O., Zubair S.M. Prediction of roll temperature with a non-uniform heat flux at tool and workpiece interface. *Heat and Mass Transfer*. 2004;41(1):75–94. https://doi.org/10.1007/s00231-004-0508-6
- Гарбер Э.А. Моделирование и совершенствование теплового режима и профилировок валков: Монография. Череповец: ЧГУ; Москва: Теплотехник; 2013:114.
- 16. Гарбер Э.А., Хлопотин М.В., Савиных А.Ф., Кожевников А.В., Голованов А.В., Смирнов В.С. Промышленные испытания усовершенствованных профилировок рабочих валков на широкополосном стане горячей прокатки. Производство проката. 2008;(4):18–22.

Garber E.A., Khlopotin M.V., Savinykh A.F., Kozhevnikov A.V., Golovanov A.V., Smirnov V.S. Industrial tests of improved crowning of work rolls in wide-strip hot rolling mill. *Proizvodstvo prokata*. 2008;(4):18–22. (In Russ.).

17. Гарбер Э.А., Хлопотин М.В., Попов Е.С., Савиных А.Ф., Голованов А.В. Повышение эффективности охлаждения валков широкополосного стана горячей прокатки с использованием адаптивных математических моделей теплового баланса. Производство проката. 2009;(4):12–24.

Garber E.A., Khlopotin M.V., Popov E.S., Savinykh A.F., Golovanov A.V. Improving the efficiency of cooling rolls in a wide-strip hot rolling mill using adaptive mathematical models of heat balance. *Proizvodstvo prokata*. 2009;(4): 12–24. (In Russ.).

- **18.** Гарбер Э.А. *Станы холодной прокатки*. Москва: Черметинформация; 2004.
- 19. Гарбер Э.А., Мишнев П.А., Шалаевский Д.Л., Палигин Р.Б., Михеева И.А., Болобанова Н.Л. Моделирование и уменьшение неплоскостности полос при горячей прокатке на стадии настройки широкополосного стана. *Производство проката.* 2014;(3):7–13.

Garber E.A., Mishnev P.A., Shalaevskii D.L., Paligin R.B., Mikheeva I.A., Bolobanova N.L. Modeling and reduction of strips non-flatness during hot rolling at the stage of setting up a wide-strip mill. *Proizvodstvo prokata*. 2014;(3):7–13. (In Russ.).

 Шалаевский Д.Л., Корепина К.П. Исследование влияния поперечного профиля холоднокатаных полос на возникновение дефектов планшетности. *Черные металлы*. 2022;(3):56–59.

Shalaevskii D.L., Korepina K.P. Influence of cross profile of cold rolled strips on occurrence of flatness defects. *Chernye metally*. 2022;(3):56–59. (In Russ.).

Information about the Author Сведения об авторе Дмитрий Леонидович Шалаевский, к.т.н., доцент кафедры Dmitrii L. Shalaevskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy, Mechanical Engineering and Technological Equipment, металлургии, машиностроения и технологического оборудования, Череповецкий государственный университет Cherepovets State University ORCID: 0000-0002-0443-4135 ORCID: 0000-0002-0443-4135 E-mail: shal-dmitrij@yandex.ru E-mail: shal-dmitrij@yandex.ru Received 23.11.2022 Поступила в редакцию 23.11.2022 После доработки 27.01.2023 Revised 27.01.2023 Принята к публикации 11.03.2023 Accepted 11.03.2023

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ / METALLURGICAL TECHNOLOGIES



удк 621.771.01 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-290-293



Краткое сообщение Short report

### Резервы снижения энергопотребления при прокатке сортовых профилей на современных прокатных станах

#### А. Р. Фастыковский <sup>©</sup>, М. И. Глухов, В. А. Вахроломеев

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

#### 📨 fastikovsky@mail.ru

Аннотация. Металлургическое производство является высокоэнергоемким процессом, поэтому поиск решений по снижению энергозатрат остается актуальной задачей для всех переделов. В этом плане производство готовой прокатной продукции рассматривается как наиболее перспективное направление для реализации энергосберегающих технологий. Возможны два пути снижения энергозатрат при горячей прокатке сортовых профилей: экономия энергии на нагрев и улучшение использования основного оборудования для снижения промежуточных затрат энергии. Ввиду разности силовых условий в момент захвата и на установившейся стадии процесса прокатки возникает резерв втягивающих сил трения, который можно использовать для дополнительного формоизменения в неприводных устройствах и тем самым повысить эффективность основного оборудования и снизить общие энергозатраты. Для практической реализации предложенной концепции была получена зависимость, позволяющая оценить потенциал мощности, который не используется на установившейся стадии процесса прокатки. С применением полученной зависимости было установлено, что при прокатке в гладких валках потенциал сил трения используется только на 50-60%, а при прокатке в калибрах – на 35-40%. Экспериментально установлено, что при прокатке фасонных профилей в пропусках с коэффициентом вытяжки менее 1,10-1,15 более 50% энергии затрачивается на холостой ход. Однако заменив в этих пропусках приводные клети на неприводные кассеты (в непрерывных группах), можно повысить коэффициент полезного действия рядом стоящих клетей на 4-5% и снизить энергозатраты.

Ключевые слова: энергопотребление, сортовые профили, неприводная клеть, холостой ход, коэффициент полезного действия

Для цитирования: Фастыковский А.Р., Глухов М.И., Вахроломеев В.А. Резервы снижения энергопотребления при прокатке сортовых профилей на современных прокатных станах. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):290–293. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-290-293

### RESERVES FOR REDUCING ENERGY CONSUMPTION WHEN ROLLING SECTION BARS ON MODERN ROLLING MILLS

#### A. R. Fastykovskii<sup>®</sup>, M. I. Glukhov, V. A. Vakhrolomeev

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

#### 🖂 fastikovsky@mail.ru

**Abstract**. Metallurgical production is a highly energy-intensive process, and the search for solutions to reduce energy costs remains an urgent task for all stages. In this regard, the production of finished rolled products is considered as the most promising direction for the implementation of energy-saving technologies. There are two ways to reduce energy costs in hot rolling of section bars: saving energy for heating and improving the use of the main equipment to reduce intermediate energy costs. Due to the difference in silt conditions at the moment of capture and at the steady stage of the rolling process, a reserve of retracting friction forces arises, which can be used for additional shaping in non-drive devices and thereby increase the efficiency of the main equipment and reduce overall energy costs. For the practical implementation of the proposed concept, dependence was obtained that makes it possible to estimate the power potential that is not used at the steady stage of the rolling process. Using the obtained dependence, it was found that when rolling in smooth rolls, the potential of friction forces is used only by 50 - 60 %, and when rolling in calibers, by 35 - 40 %. It was experimentally established that during the rolling of shaped sections in passes with an elongation ratio of less than 1.10 - 1.15, more than 50 % of the energy is spent on idling. However, by replacing drive stands in these passes with non-drive cassettes (in continuous groups), it is possible to increase the efficiency of adjacent stands by 4 - 5 % and reduce energy costs.

Keywords: energy consumption, section bar, non-drive stand, idling, efficiency

For citation: Fastykovskii A.R., Glukhov M.I., Vakhrolomeev V.A. Reserves for reducing energy consumption when rolling section bars on modern rolling mills. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):290–293. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-290-293

Металлургическое производство является одной из наиболее энергоемких отраслей, которая потребляет до 90 % коксующегося угля, 50 % вырабатываемой электрической энергии и 25 % природного газа. Это приводит к высоким энергозатратам на производство продукции [1]. Прокатное производство, являющееся заключительным этапом металлургического передела, требует большого количества топлива для нагрева заготовки перед прокаткой  $(1,30 - 1,65 \ ГДж/т)$  и в самом процессе прокатки  $(0,45 - 1,20 \ ГДж/т)$  [2]. Приведенные выше показатели убедительно доказывают актуальность работ, направленных на снижение энергозатрат при производстве прокатной продукции.

Основным резервом снижения энергозатрат при производстве сортовых профилей на современных непрерывных станах является более полное использование возможностей сил трения в очаге деформации прокатной клети [3 – 5]. Это позволит повысить коэффициент полезного действия основного прокатного оборудования. Для осуществления подхода можно использовать дополнительные неприводные устройства, которые располагаются в непосредственной близости с приводными клетями для деформирования или продольного разделения полосы [6 – 9].

Как известно, процесс прокатки реализуется благодаря использованию сил трения на контакте металла с валками. Чем больше потенциала этих сил трения используется при формоизменении, тем выше коэффициент полезного действия процесса и более эффективно используется затрачиваемая энергия. Однако разные силовые условия в момент захвата металла валками и на установившейся стадии процесса прокатки создают условия к неполному использованию возможностей сил трения в очаге деформации. Для решения этой проблемы можно применять непрерывные устройства (включая валки, делительные устройства), которые обеспечивают дополнительную работу.

Для оценки неиспользуемого потенциала сил трения на установившейся стадии процесса прокатки величину неиспользованной мощности ( $\Delta N$ ) с учетом разности коэффициентов трения при захвате ( $\mu_3$ ) и на установившейся стадии процесса ( $\mu_y$ ) при горячей прокатке  $\mu_3/\mu_y \approx 1,2 \div 1,4$  [10] можно определить по формуле

$$\Delta N = N_{\rm y} - N_{\rm g}$$

где  $N_{\rm y}$  – мощность, которую могут обеспечить силы трения на установившейся стадии процесса горячей прокатки;  $N_{\rm g}$  – мощность, необходимая для деформирования в приводной клети.

Максимальная мощность, обеспеченная силами трения на установившейся стадии процесса горячей прокатки (протяженность зоны опережения равна нулю), можно найти по формуле

$$N_{\rm y} = 2p_{\rm cp}\mu_{\rm y}b_{\rm cp}l_dv,$$

где  $p_{\rm cp}$  – среднее нормальное давление;  $b_{\rm cp}$  – средняя ширина полосы;  $l_d$  – длина дуги захвата; v – скорость прокатки.

Для определения мощности, необходимой при деформировании, воспользуемся известной формулой С. Финка [11] при замене

$$\Delta h \approx h_{\rm cp} \ln \left( \frac{h_0}{h_1} \right)$$

где  $\Delta h$  – абсолютное обжатие;  $h_{\rm cp}$  – средняя высота полосы;  $h_0$  и  $h_1$  – высота полосы до и после прокатки в приводной клети.

Сделанное допущение вносит ошибку 1-3 % при степени деформации до 60 %. После соответствующих преобразований с учетом отношения  $\mu_3/\mu_y$  получим:

$$\Delta N = p_{\rm cp} b_{\rm cp} v (1,54\mu_3 l_d - \Delta h).$$

Полученная величина  $\Delta N$  позволяет оценить неиспользованный потенциал сил трения в зоне деформации при горячей прокатке. По расчетам было выявлено, что из-за разницы силовых условий в момент захвата и на установившейся стадии процесса прокатки прямоугольной полосы в гладких валках максимально используется только 50 – 60 % потенциала сил трения при максимальных обжатиях и 35 – 40 % в калибрах. Это значительно снижает эффективность процесса прокатки и повышает его энергоемкость, поэтому целесообразно использовать неприводные устройства для деформирования и продольного разделения.

Для повышения эффективности прокатки фасонных профилей можно использовать потенциал сил трения более полно, заменив приводные клети неприводными в тех пропусках, где коэффициент вытяжки меньше 1,10-1,15. На рис. 1, а приведена диаграмма записи тока главного двигателя во второй клети среднесортного стана при пропуске при получении уголка № 9, коэффициент вытяжки составлял 1,03. Распределение мощности для этого случая представлено на рис. 1, б. Большая часть мощности используется на холостой ход (67,9 %), и только небольшая доля (32,1 %) – на формирование продукта. Для улучшения положения можно использовать неприводную клеть – кассету вместо приводной для данного пропуска и перераспределить мощность для деформации продукта по расположенным рядом клетям из одной группы без остановок. Такой подход поможет снизить энергозатраты за счет уменьшения мощности холостого хода и повысить коэффициент полезного действия стоящих рядом клетей (рис. 2).

Сортамент рассматриваемого среднесортного стана на 83 % состоит из фасонных профилей (уголок, балка, швеллер), где имеют место пропуски с коэффициентом вытяжки меньше 1,10 – 1,15. Использование неприводных клетей в этих пропусках при объеме выпуска готовой продукции в 1,4 млн т ежегодно позволит эко-



Рис. 1. Энергозатраты при прокатке во второй клети среднесортного стана с коэффициентом вытяжки 1,03:
 а – токовая диаграмма главного двигателя;
 б – энергетический баланс в рассматриваемой клети

Fig. 1. Energy costs during rolling in the second stand of the middle-grade mill with drawing coefficient 1.03: a – current diagram of the main motor;  $\delta$  – energy balance in the considered stand

номить до 0,75 кВт·ч/т и получать в денежном выражении 4,8 млн рублей в год. Металлоемкость, стоимость, амортизационные отчисления, эксплуатационные расходы при использовании неприводных клетей – кассет существенно ниже, чем у классических прокатных клетей, что дает дополнительный эффект в 15 млн рублей в год. С учетом изготовления нового оборудования срок окупаемости составит 0,8 года.

#### Выводы

На установившейся стадии процесса горячей прокатки появляется резерв неиспользованных сил трения в очаге деформации, связанный с разными силовыми условиями захвата и на стадии установившегося процесса. Это может привести к нерациональному использованию энергии.

Для более эффективного использования сил трения в зоне деформации на установившейся стадии процесса прокатки предлагается использовать неприводные устройства, расположенные рядом с приводной клетью, для дополнительного деформирования и продольного разделения. Исследования показали, что при коэффици-



Рис. 2. Изменение коэффициента полезного действия *1* и *3* клетей при замене второй клети неприводной клетью – кассетой

Fig. 2. Change in efficiency of *I* and 3 stands when replacing the second stand with a non-drive stand – cassette

енте вытяжки менее 1,10 – 1,15 целесообразно заменять приводные клети на неприводные. Это позволит снизить энергозатраты и эксплуатационные расходы оборудования и повысить КПД основного оборудования.

#### Список литературы / References

- Волкова И.А. Новые направления энергосбережения в металлургии. *Металлург*. 2005;(8):32–36.
   Volkova I.A. Review of new directions for energy. *Metallurg*. 2005;(8):32–36. (In Russ.).
- Дубина О.В. Динамика потребления энергоресурсов в прокатных цехах. Производство проката. 2003;(1):29–32.
   Dubina O.V. Dynamics of energy consumption in rolling shops. Proizvodstvo prokata. 2003;(1):29–32. (In Russ.).
- **3.** Фастыковский А.Р., Фастыковский Д.А. Оценка возможностей контактных сил трения с целью интенсификации процесса прокатки на установившейся стадии. *Производство проката.* 2013;(7):9–12.

Fastykovskii A.R., Fastykovskii D.A. Evaluation of the possibilities of contact friction forces in order to intensify the rolling process at an established stage. *Proizvodstvo prokata*. 2013;(7):9–12. (In Russ.).

- Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi-slit rolling. SEA. ISI Quaterly. 1995;(3):49–58.
- Sidelnikov S.B., Galiev R.I., Bespalov V.M., Samchuk A.P. Determining power–energy parameters of combined rolling– extrusion process for low-plastic aluminium alloys. *Non-Ferrous Metals*. 2018;44(1):30–36. https://doi.org/10.17580/nfm.2018.01.06
- Sidelnikov S., Galiev R., Lopatina E., Samchuk A. Analysis of energy–force parameters of combined processing for receiving modifying bars from Al–5Ti–1B alloy. *Non-Ferrous Metals*. 2017;42(1):30–35. https://doi.org/10.17580/nfm.2017.01.07
- Fastykovskii A.R. Region for extrolling and effective deformation modes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011;52(3):230–233. https://doi.org/10.3103/S1067821211030084
- 8. Grzyb R., Misiolek Z. The concept and the theoretical fundaments of a new combined process of rolling and extrusion. *Archiwum Hutnitwa*. 1983;28(3):305–319.

**9.** Grzyb R., Misiolek Z. The experimental investigations on the force parameters and metal flow in the combined process of rolling and extrusion. *Archiwum Hutnitwa*. 1983;28(3): 321–340.

#### Сведения об авторах

Андрей Ростиславович Фастыковский, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. EBPA3 3CMK», Сибирский государственный индустриальный университет

*ORCID:* 0000-0001-9259-9038 *E-mail:* fastikovsky@mail.ru

Максим Ильич Глухов, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. EBPA3 3CMK», Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* Gluhovmx@yandex.ru

Владимир Анатольевич Вахроломеев, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. EBPA3 3CMК», Сибирский государственный индустриальный университет *E-mail:* wladimir170581@mail.ru

- **10.** Грудев А.П. *Теория прокатки*. Москва: Интермет Инжиниринг; 2001:280.
- **11.** Никитин Г.С. *Теория непрерывной продольной прокатки*. Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана; 2009:399.

#### Information about the Authors

Andrei R. Fastykovskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University

*ORCID:* 0000-0001-9259-9038 *E-mail:* fastikovsky@mail.ru

Maksim I. Glukhov, Postgraduate of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University E-mail: Gluhovmx@yandex.ru

Vladimir A. Vakhrolomeev, Postgraduate of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University

E-mail: wladimir170581@mail.ru

#### Вклад авторов / Contribution of the Authors

**А. Р. Фастыковский** – постановка и решение задачи по определению резерва мощности при прокатке на установившейся стадии процесса; теоретический анализ перспектив использования резерва сил трения при прокатке; обоснование коэффициентов вытяжки, при которых целесообразно приводные прокатные клети заменять неприводными устройствами; формулирование выводов по результатам исследований.

*М. И. Глухов* – получение и анализ экспериментальных результатов, оценка экономического эффекта от использования резерва сил трения на действующем стане.

*В. А. Вахроломеев* – анализ литературных данных, оформление графической части, оценка возможности увеличения коэффициента полезного действия при использовании резерва сил трения.

*A. R. Fastykovskii* – formulation and solution of the problem of determining the power reserve during rolling at a steady stage of the process, theoretical analysis of the prospects for using the reserve of friction forces during rolling, justification of the extraction coefficients at which it is advisable to replace the drive rolling stands with non-drive devices, formulation of conclusions based on the results of research.

*M. I. Glukhov* – obtaining and analyzing experimental results, evaluating the economic effect of using the reserve of friction forces on the operating mill.

*V. A. Vakhrolomeev* – analysis of literary data, design of the graphic part, evaluation of the possibility of increasing the efficiency when using the reserve of friction forces.

Поступила в редакцию 23.06.2022	Received 23.06.2022
После доработки 01.03.2023	Revised 01.03.2023
Принята к публикации 10.03.2023	Accepted 10.03.2023

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



удк 621.791.927.5 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-294-301



Оригинальная статья Original article

### Структурообразование сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуговом выращивании

#### М. С. Аносов, Д. А. Шатагин, М. А. Чернигин,

#### Ю. С. Мордовина <sup>🗠</sup>, Е. С. Аносова

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

#### 💌 ips4@nntu.ru

- Аннотация. Использование 3D-печати изделий из металлических материалов является современной перспективной технологией, способствующей повышению производственной эффективности. Однако применение данной технологии сопряжено с рядом проблем, например, с повышенной микроструктурной неоднородностью и дефектностью металла. В связи с этим требуется проведение исследований, направленных на выявление таких режимов 3D-печати, которые бы обеспечили получение наиболее однородной, стабильной и бездефектной структуры. В работе изучено структурообразование стали марки 30ХГСА в процессе аддитивной электродуговой наплавки при различных режимах печати. Для оценки качества полученных заготовок применялись микроструктурный и фрактальный анализы, а также измерение микротвердости. При всех режимах наплавки выявлена значительная структурная неоднородность наплавленной заготовки, которая объясняется термическим воздействием наплавляемого слоя на уже закристаллизовавшийся металл. Тем не менее, установлен режим, который дает наиболее благоприятную микроструктуру с точки зрения ее однородности и равноосности зерен. При увеличении посиной энергии процесса аддитивного электродугового выращивания наблюдается увеличение производительности процесса и фиксируется уменьшение количества пор в материале. Однако при значениях погонной энергии процесса наплавки свыше 1000 Дж/мм увеличивается структурная неоднородность материала и значительно снижается его микротвердость. Исходя из проведенных исследований, в качестве режима 3D-печати электродуговой наплавкой для сплава Нп-30ХГСА может быть выбран режим с погонной энергией и электродуговой наплавкой для сплава Hп-30ХССА может быть выбран режим с погонной энергией порядка 920 Дж/мм. Он обеспечивает наименьшую структурную неоднородность и достаточно высокую производительность процесса выращивания с отсутствием дефектов в виде пор и элементов нерасплавившейся проволоки.
- Ключевые слова: электродуговая наплавка, погонная энергия наплавки, термический цикл, микроструктура, микротвердость, фрактальный анализ, 30XГСА, WAAM
- *Благодарности:* Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-00095 «Разработка научно-технологических основ структурообразования конструкционных материалов, полученных путем аддитивного электродугового выращивания для формирования механических свойств при усталости с использованием подходов искусственного интеллекта».
- Для цитирования: Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуговом выращивании. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):294–301. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301

## STRUCTURE FORMATION OF Np-30KhGSA ALLOY IN WIRE AND ARC ADDITIVE MANUFACTURING

#### M. S. Anosov, D. A. Shatagin, M. A. Chernigin,

#### Yu. S. Mordovina <sup>©</sup>, E. S. Anosova

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

#### 💌 ips4@nntu.ru

*Abstract.* The use of metallic products 3D-printing is a modern, promising technology that improves production efficiency. However, using this technology is associated with a number of problems, for example, with increased microstructural heterogeneity and defects in metal. Therefore, it is necessary to carry out researches to identify 3D-printing modes ensuring the most homogeneous, stable and non-defect structure. In this work, a study was made of the process of structure formation of 30KhGSA steel in the process of Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) under various printing modes. Microstructural analysis, microhardness measurement and fractal analysis were used for assessment of the obtained billets. In all surfacing modes, a significant structural inhomogeneity of the deposited billet was revealed, which is explained by the thermal effect of the deposited layer

on the already crystallized metal. Nevertheless, we found the mode that gives the most favorable microstructure in terms of its uniformity and equiaxed grains. With an increase in WAAM heat input values, an increase in the productivity of the process is observed and a decrease in the number of pores in the material is recorded. However, when the heat input of the surfacing process exceeds 1000 J/mm, the structural inhomogeneity of the material increases and its microhardness significantly decreases. Based on the studies, as a WAAM 3D-printing mode for Np-30KhGSA alloy, a mode with a heat input of about 920 J/mm can be chosen, which provides the lowest structural inhomogeneity and a sufficiently high productivity of the growth process with the absence of defects in the form of pores and elements of not melted wire.

Keywords: electric arc surfacing, surfacing heat input, thermal cycle, microstructure, 30KhGSA, WAAM

- Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-79-00095 "Development of scientific and technological foundations for the structure formation of structural materials obtained by wire are additive manufacturing for the formation of mechanical properties under fatigue using artificial intelligence approaches".
- For citation: Anosov M.S., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Mordovina Yu.S., Anosova E.S. Structure formation of Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manufacturing. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):294–301. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301

#### Введение

Для современного машиностроительного производства одними из ключевых являются критерии быстрой переналадки и увеличения коэффициента использования материала [1 – 2]. Учитывая отсутствие полноценных заготовительных производств, особое место в связи с этим занимают аддитивные технологии изготовления изделий из металлического сырья в виде порошка или проволоки [3 – 4].

Среди большого разнообразия методов 3D-печати металлических изделий наиболее перспективным, на взгляд авторов, является метод аддитивного электродугового выращивания (WAAM) вследствие его высокой производительности, низкой энергоемкости и обеспечения высоких механических характеристик материалов по сравнению с другими методами 3D-печати [5 – 7].

Детали, полученные методом 3D-печати металлами, находят широкое применение для изготовления отдельных узлов и механизмов [8]. Однако применение материалов в аддитивных технологиях сдерживается отсутствием сведений о структуре, механических свойствах, а также об изменении химического состава в процессе изготовления [9]. Геометрические параметры, химический состав и механические свойства наплавленного материала определяются, прежде всего, составом исходной проволоки, выбранными режимами 3D-печати и временем межслойной выдержки (параметрами термического цикла). В общем случае при 3D-печати последующий слой расплавляет часть предыдущего, а нерасплавившийся металл, находящийся ниже, претерпевает структурные изменения. В связи с этим может возникать значительная структурная неоднородность по высоте наплавленной стенки, которая, как показывают проведенные ранее исследования, может оцениваться количественно с использованием фрактального анализа [10 – 13]. Анизотропию механических свойств и внутренних остаточных напряжений можно существенно минимизировать за счет дополнительного механического или термического воздействия на объект [14 – 16].

Целью настоящего исследования является изучение влияния режима наплавки на механические свойства и структурообразование материала при аддитивном электродуговом выращивании.

#### Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследования выбран сплав 30ХГСА, полученный аддитивным выращиванием на специализированном стенде для 3D-печати по технологии WAAM [17]. Сплав 30ХГСА находит широкое применение для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих при динамических нагрузках, в том числе при повышенных температурах, а также для сварки, восстановительной и аддитивной наплавки [18]. Химический состав применяемой проволоки приведен в табл. 1.

Заготовки образцов для исследования получены в процессе аддитивного электродугового выращивания по управляющей программе. При различных режимах печати всего было получено девять заготовок в виде стенок. Ширина наплавленных стенок составляла один наплавочный валик, высота стенок формировалась за счет наплавки десяти слоев. Перенос капли металла осуществлялся короткими замыканиями. В первый период происходит образование капли и оплавление

Таблица 1

Химический состав наплавочной проволоки ЗОХГСА

Table 1. Chemical composition of surfacing wire 30KhGSA

Элемент	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni
Содержание, %	0,296	1,050	0,950	≤0,025	≤0,025	1,000	0,030

конца электрода, затем капля вытягивается и замыкает дуговой промежуток. Образовавшийся жидкий мостик малого сечения вследствие высокого электрического сопротивления мгновенно испаряется. Капля со взрывом переносится в сварочную ванну, и процесс возобновляется [19].

Режим наплавки задавали с использованием следующих параметров: сила тока (I, A), напряжение (U, B), дуговой зазор (z, MM), скорость подачи проволоки (V, MM/c) и расход защитного газа. При этом дуговой зазор и скорость подачи проволоки были постоянными для всех режимов и составляли 11 мм и 200 мм/мин соответственно (определены путем проведения предварительных испытаний). Постоянным был также расход защитного газа.

По режимам 3D-печати определялась погонная энергия (*Q*) процесса (электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва) как один из комплексных информативных параметров согласно ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 с учетом коэффициента энергетических потерь 0,8:

$$Q = \frac{0,8IU}{V}$$

В табл. 2 показаны режимы наплавки для каждой полученной заготовки и значения погонной энергии процесса наплавки.

Для исследования были вырезаны несколько образцов из каждой напечатанной стенки по всей ее высоте.

Подготовка микрошлифов для исследования микроструктуры производилась на шлифовально-полировальной машине. Травление осуществлялось 4 %-ным водным раствором азотной кислоты. Исследование химического состава проводили на оптико-эмиссионном анализаторе Foundry-Master чувствительностью порядка 0,001 %.

Для оценки микротвердости применялся твердомер Fischerscope HM2000. При индентировании использовалась четырехгранная алмазная пирамида с углом  $\alpha = 136^{\circ}$ . Измерение проводилось по всей высоте наплавленной стенки с нагрузкой, равной 50 г, время выдержки под нагрузкой составляло 10 с, расстояние между соседними отпечатками – 0,2 мм. В каждой исследуемой области было порядка пяти замеров с последующей обработкой полученных результатов.

Как показано в проведенных ранее исследованиях [20], для количественной оценки микроструктуры сплава и качества наплавки может применяться фрактальный анализ микроструктур с использованием показателя фрактальной размерности изображения микроструктуры. Фрактальный анализ изображений проводился при различных увеличениях анализируемого изображения в разработанном программном обеспечении (Свидетельство № 2022666922 «Программа для оценки показателей микроструктуры и структурной поврежденности материалов»).

Для сравнительного анализа исследуемых характеристик замеры выполнялись в трех характерных зонах, а именно, в основании, центре и вершине заготовки.

#### Результаты исследования и их обсуждение

На начальном этапе исследования для оценки производительности процесса наплавки были измерены геометрические параметры напечатанных стенок, а также рассчитаны площади поперечного сечения образцов. Результаты приведены в табл. 3.

Таблица 2

#### Режимы наплавки

#### Table 2. WAAM modes

Номер заготовки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
<i>I</i> , A	120	160	200	120	160	200	120	160	200
U, B	18	18	18	24	24	24	27	27	27
<i>Q</i> , Дж/мм	518,4	691,2	864,0	691,2	921,6	1152,0	777,6	1036,8	1296,0

Таблица З

#### Геометрические параметры образцов, полученных при помощи 3D-печати

Table 3. Geometric parameters of the billets obtained by 3D-printing

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Н, мм	21,0	23,8	30,0	15,0	18,1	21,8	13,5	15,5	17,9
В, мм	8,2	10,0	12,5	10,0	11,8	13,5	10,8	13,3	14,4
<i>S</i> , мм <sup>2</sup>	172,20	238,00	375,00	150,00	213,58	294,30	145,80	206,15	257,76



Рис. 1. Зависимость площади поперечного сечения в пересчете на один наплавленный валик от величины погонной энергии процесса наплавки при различных уровнях напряжения: l - 18 B; 2 - 24 B; 3 - 27 B

Fig. 1. Dependence of cross-sectional area on the value of surfacing process input energy at different voltage levels in terms of one deposited roller: I - 18 V; 2 - 24 V; 3 - 27 V

На рис. 1 показаны зависимости площади сечения наплавленного слоя в пересчете на один наплавленный валик  $S_{\text{вал}}$  от величины погонной энергии процесса наплавки Q при различных напряжениях U.

Анализ полученных зависимостей показывает значительное влияние величины погонной энергии и напряжения наплавки на производительность процесса выращивания. Так, при увеличении погонной энергии наплавки при одном уровне напряжения наблюдается значительное монотонное увеличение производительности процесса.

Результаты микроструктурного анализа образцов *1*, 5 и 9 в различных сечениях по высоте наплавленной стенки представлены на рис. 2 – 4.

Микроструктура стенки образца *1* вблизи подложки состоит из отпущенного бейнита (рис. 2, *a*). Появление данной структуры можно объяснить описанными ниже факторами.

• Достаточно высокой скоростью охлаждения после наплавки. Высокая скорость охлаждения слоя, близко

расположенного к подложке, может быть обусловлена высокой теплопроводностью подложки, которая выполнена из СтЗ. Коэффициент теплопроводности СтЗ при 20 °C равен 55 Вт/(м·К), для 30ХГСА он составляет 38 Вт/(м·К), для воздуха – 0,0259 Вт/(м·К). Соответственно, скорость охлаждения наплавленного металла будет выше при соприкосновении с самой подложкой.

• Подведением тепла при наплавлении последующих слоев, что запускало процессы как закалки, так и отпуска.

В центре образца бейнитная структура в целом сохраняется (рис. 2,  $\delta$ ), но заметно появление других структурных составляющих (троостосорбит). Очевидно, что охлаждение данной области после наплавки одного слоя происходило со скоростью гораздо ниже критической, что привело к распаду аустенита по диффузионному механизму. Подведенной энергии при наплавке последующего слоя также достаточно для протекания процессов отпуска.

В вершине образца микроструктура существенно изменяется по сравнению с основанием и состоит преимущественно из сорбита и феррита. Образование такой структуры объясняется тем, что:

 – охлаждение происходит сразу на воздухе, коэффициент теплопроводности которого очень низок (см. выше), нет критических скоростей, которые бы привели к появлению закалочных структур;

 – отсутствует последующее термическое воздействие, которое вызвало бы фазовую перекристаллизацию и процессы отпуска.

В этой зоне вероятно наличие химической ликвации по углероду, так как есть четкое деление на полосы (рис. 2, *в*). Заметна столбчатость зерен, обусловленная теплоотводом при охлаждении наплавленного слоя. Отсутствие последующего теплового воздействия делает невозможным изменение микроструктуры. Следует отметить, что данная область характеризуется достаточно выраженной разнозернистостью, что отрицательно сказывается на всем комплексе механических свойств.

Однако разнозернистость можно устранить с помощью правильно подобранного режима последующей термической обработки (ТО). В зависимости от требо-



Рис. 2. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (*a*), в центре образца (б) и в его вершине (*в*) (сталь 30ХГСА, образец *I*, *Q* = 518,4 Дж/мм)

Fig. 2. Microstructure of the deposited wall near the substrate (a), in the center of the sample ( $\delta$ ) and at its apex (e) (steel 30KhGSA, sample 1, Q = 518.4 J/mm)



Рис. 3. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (*a*), в центре образца (б) и в его вершине (*в*) (сталь 30ХГСА, образец 5, *Q* = 921,6 Дж/мм)

Fig. 3. Microstructure of the deposited wall near the substrate (*a*), in the center of the sample ( $\delta$ ) and at its apex (*e*) (steel 30KhGSA, sample 5, Q = 921.6 J/mm)

ваний к механическим свойствам изделий в качестве исправляющей операции может выступать нормализация или улучшение.

Микроструктура образца 5, как и образца 1, вблизи подложки представлена отпущенным бейнитом (рис. 3, *a*). На данном образце сохраняется изменение структуры от бейнитной к троостосорбитной в центре, при этом верхний слой представлен сорбитом. В данном случае переход от одной структуры к другой более плавный (рис. 3,  $\delta$ ). В структуре всех зон не выявлены разнозернистость и столбчатость зерен в последнем наплавленном слое (рис. 3,  $\delta$ ).

Микроструктура образца 9 вблизи подложки состоит из отпущенного бейнита с включениями других структурных составляющих (троостосорбит). В целом микроструктура данной зоны, по сравнению с другими образцами, более крупнозернистая и неоднородная. При этом сохраняется тенденция постепенного перехода от бейнитной структуры к структуре троостосорбита от подложки к центру образца. Однако структура центральной части образца представлена более крупным зерном относительно образцов 1 и 5, что может быть связано с большим количеством подводимого тепла в процессе наплавки (рис. 4,  $\delta$ ). Структура верхнего наплавленного слоя представлена трооститом и ферритом. В целом по сечению микроструктура очень неоднородна. В результате микроструктурного анализа образцов, изготовленных при разных режимах наплавки, наиболее благоприятной структурой металла признана структура образца 5 (I = 160 A, U = 24 B, Q = 921,6 Дж/мм). В ходе исследования микроснимков разных образцов не выявлено большого количества серьезных структурных дефектов, характерных для литых и сварных изделий (крупные поры, усадочные раковины и т. д.). Однако в образцах присутствуют микропоры, разнозернистость и гетерогенность структуры. Последние два недостатка можно устранить с помощью ТО. Следует отметить получение мелкозернистой высокодисперсной структуры для всех режимов наплавки.

Также для количественного анализа микроструктур сплавов, полученных при различных режимах наплавки, получены значения фрактальной размерности микроструктур  $D_F$  по всей высоте наплавленной стенки без учета первого и последнего слоя (припуска) (рис. 5).

Анализ полученных данных по изменению фрактальной размерности микроструктуры по высоте наплавленной стенки показывает значительные структурные изменения, особенно для образца, полученного при более высоких значениях погонной энергии наплавки.

На рис. 6 показана величина разброса значений фрактальной размерности  $\Delta D_F$ , определяющая структурную неоднородность сплава по высоте исследуемого образца.



Рис. 4. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (*a*), в центре образца (*б*) и в его вершине (*в*) (сталь 30ХГСА, образец 9, *Q* = 1296 Дж/мм)

Fig. 4. Microstructure of the deposited wall near the substrate (*a*), in the center of the sample ( $\delta$ ) and at its apex (*e*) (steel 30KhGSA, sample 9, Q = 1296 J/mm)



Рис. 5. Зависимость фрактальной размерности изображения микроструктур сплавов от доли высоты наплавленной стенки L<sub>ст</sub> при различных значениях погонной энергии наплавки: образец *I* – *Q* = 518,4 Дж/мм (*a*); образец *5* – *Q* = 921,6 Дж/мм (*б*); образец *9* – *Q* = 1296 Дж/мм (*b*)

С точки зрения структурной однородности сплава по высоте наплавленной заготовки наиболее оптимальными являются режимы с величиной погонной энергии порядка 900 Дж/мм. При более низких значениях погонной энергии структура становится более неоднородной, фиксируется наличие большого количества пор и элементов нерасплавившейся проволоки, что недопустимо. При более высоких значениях погонной энергии наплавки новых слоев уже кристаллизовавшемуся и остывшему металлу сообщается значительное количество тепла. Это приводит к протеканию процессов изменения микроструктуры, среди которых присутствуют фазовая перекристаллизация, закалка, отпуск и т. д. В результате структура металла по сечению стенки становится в высшей степени неоднородной.

Также для оценки влияния различных режимов наплавки на свойства материала проводилось измере-

ние микротвердости. Результаты оценки микротвердости в зависимости от значений погонной энергии процесса наплавки показаны на рис. 7.

Анализ приведенных данных указывает на значительное влияние погонной энергии наплавки на микротвердость сплава. Так, при увеличении значений погонной энергии процесса наблюдается монотонное снижение усредненных показателей микротвердости по высоте выращенной заготовки, связанное, прежде всего, с тем, что при увеличении подводимой энергии наплавки увеличивается температура в зоне плавления металла. Это способствует выгоранию химических элементов и, в первую очередь, углерода, что вызывает разупрочнение материала. Размер зерен при этом практически не меняется.

Данный факт подтверждается проведенным химическим анализом наплавленных заготовок. Так, при увеличении значений погонной энергии процесса наплавки выше 900 Дж/мм отмечено снижение содержания в сплаве углерода, кремния и магния с 0,3 до 0,2 %, с 1 до 0,75 % и с 1 до 0,7 % соответственно.

Кроме этого, анализ значений микротвердости показывает следующее: для образцов, полученных при показателях погонной энергии процесса до 900 Дж/мм, по всей высоте наплавленной стенки происходит незначительное изменение микротвердости. При больших значениях погонной энергии процесса наблюдается увеличение микротвердости от основания образца к его вершине, особенно интенсивно для верхних слоев металла. Повышение твердости верхних слоев может быть связано с меньшим временем их нахождения при критических температурах, поэтому не успевают происходить процессы отпуска.

#### Выводы

Исходя из проведенных исследований, в качестве режима 3D-печати электродуговой наплавкой для сплава Hn-30XГСА может быть выбран режим с погон-



изображения микроструктуры от погонной энергии наплавки

Fig. 6. Spread of the fractal dimension values  $\Delta D_F$  of microstructural images from the values of surfacing input energy



Рис. 7. Зависимость микротвердости сплава 30ХГСА от погонной энергии процесса наплавки

Fig. 7. Dependence of 30KhGSA alloy microhardness on the values of surfacing input energy

ной энергией порядка 921,6 Дж/мм (сила сварочного тока 160 А, напряжение 24 В, скорость печати 200 мм/ мин). В качестве защитного газа используется сварочная смесь Ar = 80 %,  $CO_2 = 20 \%$  со скоростью подачи 15 л/мин. Выбор данного режима обоснован, прежде всего, отсутствием в микроструктуре дефектов в виде пор и нерасплавившейся проволоки, достаточно высокой производительностью обработки (табл. 2), а также незначительной структурной неоднородностью (рис. 4).

#### Список литературы / References

- Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D., Min S., Pfefferkorn F.E. Energy consumption model for additive-subtractive manufacturing processes with case study. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2018;5(4):459–466. https://doi.org/10.1007/s40684-018-0049-y
- Pinto-Lopera J.E., Motta J.M.S.T., Absi Alfaro S.C. Realtime measurement of width and height of weld beads in GMAW processes. *Sensors*. 2016;16(9):1500. https://doi.org/10.3390/s16091500
- Li J.L.Z., Alkahari M.R., Rosli N.A.B., Hasan R., Sudin M.N., Ramli F.R. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing. *International Journal of Automation Technology*. 2019;13(3):346–353.
  - https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346
- Kah P., Latifi H., Suoranta R., Martikainen J., Pirinen M. Usability of arc types in industrial welding. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. 2014;9:15. https://doi.org/10.1186/s40712-014-0015-6
- 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;81:465–481. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;35:127–139. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001
- Аносов М.С., Шатагин Д.А., Михайлов А.М., Андронов Д.В. Обоснование применения технологии 3D-печати электродуговой наплавкой для получения деталей в условиях мелкосерийного производства. Актуальные проблемы науки и образования в условиях современных вызовов: Сборник материалов XIII Международной научно-практической конференции, Москва, 15 августа 2022 года. Москва: Печатный цех; 2022:291–295.
- Кудряшов В.А., Лапышев А.А. Создание аддитивных технологий с учетом усталостного поведения материала в авиационном инжиниринге. Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2018;20(4–3(84)): 406–413.

Kudryashov V.A., Lapyshev A.A. Creation of additive technologies according to fatigue behaviour of material in aviation engineering. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*. 2018;20(4–3(84)):406–413. (In Russ.).  Кубанова А.Н., Сергеев А.Н., Добровольский Н.М., Гвоздев А.Е., Медведев П.Н., Малий Д.В. Особенности материалов и технологий аддитивного производства изделий. *Чебышевский сборник*. 2019;20(3):453–477. https://doi.org/10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477

Kubanova A.N., Sergeev A.N., Dobrovol'skii N.M., Gvozdev A.E., Medvedev P.N., Maliy D.V. Materials and technologies for production products by additive manufacturing. *Chebyshevskii Sbornik*. 2019;20(3):453–477. (In Russ.). https://doi.org/10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477

 Garashchenko Y., Glushko A., Kobets O., Harashchenko O. Fractal analysis of structural and phase changes in the metal of welded steam pipe joints. Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*.

https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7\_4

Красикова И.Е., Красиков И.В., Картузов В.В. Корреляция значений фрактальных характеристик структуры материала по электронно-микроскопическим фотографиям поверхности образцов со значениями их физикомеханических характеристик. Электронная микроскопия и прочность материалов. Серия: Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. 2016;(22):3–9.

Krasikova I.E., Krasikov I.V., Kartuzov V.V. Correlation of fractal characteristics of the material structure by electronmicroscopic images of the sample surface with their physical and mechanical properties *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost' materialov. Seriya: Fizicheskoe materialovedenie, struktura i svoistva materialov,* 2016;(22):3–9. (In Russ.).

- Zaiser M., Bay K., Hähner P. Fractal analysis of deformation-induced dislocation patterns. *Acta Materialia*. 1999;47(8):2463–2476. https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00096-8
- 13. Kabaldin Y.G., Anosov M.S., Shatagin D.A. Evaluation of the mechanism of the destruction of metals based on approaches of artificial intelligence and fractal analysis. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020;709:033076. https://doi.org/10.1088/1757-899X/709/3/033076
- Rodrigues T.A, Duarte V., Miranda R.M., Santos T.G., Oliveira J.P. Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Materials (Basel)*. 2019;12(7):1121. https://doi.org/10.3390/ma12071121
- 15. Bai X., Zhang H., Wang G. Modeling of the moving induction heating used as secondary heat source in weld-based additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;77:717–727. https://doi.org/10.1007/s00170-014-6475-2
- 16. Donoghue J., Antonysamy A.A., Martina F., Colegrove P.A., Williams S.W., Prangnell P.B. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on β-grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*. 2016;114:103–114. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.02.001
- 17. Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А., Аносов М.С., Колчин П.В., Киселев А.В. Диагностика процесса 3D-печати на станке с ЧПУ с использованием подходов машинного обучения. Вестник машиностроения. 2021;(1):55–59. https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59

Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kolchin P.V., Kiselev A.V. Diagnostics of 3D-printing on a CNC machine

using machine learning approaches. *Vestnik mashinostroe-niya*. 2021;(1):55–59. (In Russ.). https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59

18. Чинахов Д.А. Исследование и разработка технологии сварки многослойных соединений из стали 30ХГСА, обеспечивающей гарантированное качество сварных соединений с минимальными ресурсо- и трудозатратами. Современные наукоемкие технологии. 2006;(3):73–75.

Chinakhov D.A. Research and development of technology for welding multilayer joints from 30KhGSA steel, providing guaranteed quality of welded joints with minimal resource and labor costs. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*. 2006;(3):73–75. (In Russ.).

**19.** Атрощенко В.В., Тефанов В.Н., Краев К.А. К вопросу об управлении переносом электродного металла при дуговой сварке плавящимся электродом с короткими замыканиями дугового промежутка. Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2008;11(2):146–154.

Atroshchenko V.V., Tefanov V.N., Kraev K.A. On control of metal transfer during welding by consumable electrode with a short circuit of arc interval. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008;11(2):146–154.

 Gonchar A.V., Kurashkin K.V., Andreeva O.V., Anosov M.S., Klyushnikov V.A. Fatigue life prediction of structural steel using acoustic birefringence and characteristics of persistent slip bands. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2022;45(1):101–112. https://doi.org/10.1111/ffe.13586

#### Сведения об авторах / Information about the Authors

Максим Сергеевич Аносов, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева *E-mail:* anosov-maksim@list.ru

**Дмитрий Александрович Шатагин,** к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева *E-mail:* dmitsanych@gmail.com

*Михаил Алексеевич Чернигин, инженер,* Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева *E-mail:* dmitsanych@gmail.com

*Юлия Сергеевна Мордовина,* инженер по учебному процессу, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева *E-mail:* ips4@nntu.ru

*Екатерина Сергеевна Аносова, ассистент,* Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева *E-mail:* katena.zav@mail.ru Maksim S. Anosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Technology and Equipment Engineering", R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* anosov-maksim@list.ru

*Dmitrii A. Shatagin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Technology and Equipment Engineering"*, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* dmitsanych@gmail.com

*Mikhail A. Chernigin, Engineer,* R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* dmitsanych@gmail.com

Yuliya S. Mordovina, Academic Activity Engineer, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* ips4@nntu.ru

*Ekaterina S. Anosova, Assistant,* R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* katena.zav@mail.ru

**Contribution of the Authors** Вклад авторов M. S. Anosov - drawing up experimental plan, fractal analysis М. С. Аносов - составление плана экспериментального исследования, фрактальный анализ изображений микроструктур, of images of microstructures, scientific guidance. научное руководство. Д. А. Шатагин – проведение наплавки и механической обра-D. A. Shatagin - surfacing of experimental samples and their ботки экспериментальных образцов mechanical processing. *М. А. Чернигин* – металлографический анализ, измерение M. A. Chernigin - metallographic analysis, microhardness measureмикротвердости, проведение химического анализа заготовок ment, chemical analysis of the billets after surfacing. после наплавки. Ю. С. Мордовина – металлографический анализ, анализ микрот-Yu. S. Mordovina - metallographic analysis, microhardness analysis, design and editing of the article. вердости, оформление и редактирование статьи. E. S. Anosova - analysis of changes in the alloy chemical composition, Е. С. Аносова – анализ изменения химического состава сплава и геометрии образцов. analysis of the samples geometry. Поступила в редакцию 15.03.2023 Received 15.03.2023

Revised 19.04.2023

Accepted 24.04.2023

После доработки 19.04.2023

Принята к публикации 24.04.2023
# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



**УДК** 621.762:537.523.4 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-302-310



Оригинальная статья Original article

# Электроискровое осаждение металлокерамического Fe–Al/HfC покрытия на сталь 35

# А. А. Бурков, М. А. Кулик 📟

Институт материаловедения Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН (Россия, 680000, Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153)

### 💌 marijka80@mail.ru

Аннотация. Для улучшения триботехнического поведения и жаростойкости стали 35 были приготовлены методом электроискрового легирования композиционные металлокерамические Fe–Al/HfC покрытия. В качестве электрода использовался нелокализованный анод, состоящий из смеси железных и алюминиевых гранул с молярным соотношением 3:2, и с добавлением порошка карбида гафния. Привес катода имел положительные значения, свидетельствующие о том, что порошок карбида гафния может осаждаться на сталь 35 с использованием анодной смеси Fe<sub>60</sub>Al<sub>40</sub>. Привес катода монотонно увеличивался с ростом добавки порошка HfC в анодную смесь. Структура покрытий представлена матрицей из интерметаллида FeAl, армированной зернами карбида гафния, что соответствует структуре металлокерамического композита. Концентрация карбида гафния в покрытии увеличивалась с ростом добавки порошка HfC в анодную смесь. Осаждение Fe–Al/HfC покрытий по предложенной методике приводит к снижению коэффициента трения стали 35 от 6 до 40 %. В зависимости от концентрации карбида гафния в анодной смеси, износостойкость Fe–Al/HfC покрытий изменялась немонотонно с максимумом при 8 % (об.). Применение Fe–Al/HfC покрытий позволяет повысить износостойкость поверхности стали 35 от 1,7 до 2,2 раза. Анализ результатов проведенного исследования позволяет сделать заключение о слабой адгезии Fe–Al композиции к карбиду гафния. Это отразилось в снижении твердости, износостойкости и жаростойкости покрытий при повышении концентрации карбидо смесы выше 8 % (об.).

Ключевые слова: электроискровое легирование, интерметаллид FeAl, покрытие, карбид гафния, сталь 35, износ, жаростойкость

Для цитирования: Бурков А.А., Кулик М.А. Электроискровое осаждение металлокерамического Fe–Al/HfC покрытия на сталь 35. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):302–310. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-302-310

# ELECTROSPARK DEPOSITION OF METALLOCERAMIC FE-AI/HfC COATING ON STEEL 1035

# A. A. Burkov, M. A. Kulik

Institute of Materials Science of the Khabarovsk Federal Research Center, Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (153 Tikhookeanskaya Str., Khabarovsk 680000, Russian Federation)

#### 💌 marijka80@mail.ru

**Abstract**. To improve the tribotechnical behavior and heat resistance of steel 1035, composite metalloceramic Fe–Al/HfC coatings were prepared by electrospark deposition. A non-localized anode was used as an electrode consisting of a mixture of iron and aluminum granules with a molar ratio of 3:2 and with the addition of HfC powder. The cathode gain had positive values indicating that HfC powder can be deposited on steel 1035 using the Fe<sub>60</sub>Al<sub>40</sub> anode mixture. Moreover, the cathode gain monotonically increased with the increase in addition of HfC powder to the anode mixture. The coatings structure is represented by a matrix of FeAl intermetallic compound reinforced with HfC grains, which corresponds to the structure of a metalloceramic composite. Concentration of HfC in the coating increased with the addition of HfC powder to the anode mixture. Deposition of Fe–Al/HfC coatings according to the proposed technique allows reducing the friction coefficient of steel 1035 from 6 to 40 vol. %. Depending on the concentration of HfC in the anode mixture, the wear resistance of Fe–Al/HfC coatings varied nonmonotonically with a maximum at 8 vol. %. The use of Fe–Al/HfC coatings makes it possible to increase the wear resistance of the steel surface to 10 times. Comparison of the final weight gain of the samples after 100 h of oxidation resistance tests at a temperature of 700 °C allows us to conclude that electrospark deposition Fe–Al/HfC coatings can increase the oxidation resistance of steel 1035 by 1.7–2.2 times. Analysis of the study results shows that adhesion of Fe–Al composition to HfC is weak. This was reflected in decrease in hardness, wear resistance and oxidation resistance of coatings with an increase in the concentration of HfC in the anode mixture of steel 1035 by 1.7–2.2 times. Analysis of the study results shows that adhesion of Fe–Al/Composition to HfC in the anode mixture above 8 vol. %.

Keywords: electrospark deposition, intermetallic compound FeAl, coating, hafnium carbide, steel 1035, wear, oxidation resistance

For citation: Burkov A.A., Kulik M.A. Electrospark deposition of metalloceramic Fe–Al/HfC coating on steel 1035. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):302–310. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-302-310

## Введение

Сталь 35 является одним из наиболее распространенных материалов для изготовления различных компонентов, таких как коленчатые валы, оси, шатуны, шпиндели, звездочки, диски, пальцы, кулачки, толкатели и т. д. [1]. Однако низкие износостойкость, коррозионная активность и слабая жаростойкость часто ограничивают ее применение [2]. Известно, что нанесение защитных покрытий позволяет улучшить жаростойкость, сопротивляемость коррозии и износостойкость среднеуглеродистых сталей [3; 4].

Одним из перспективных материалов покрытий являются металлокерамические (МК) композиты, позволяющие сочетать функциональные свойства металлической матрицы и твердой армирующей керамики [5; 6].

Перспективной металлической матрицей в МК покрытии могут служить алюминиды железа [7]. Они обладают такими свойствами, как высокая жаростой-кость даже при 1000 °С и коррозионная устойчивость в окислительных и восстановительных средах из-за более высокого содержания алюминия, чем в сталях и жаропрочных сплавах [8]. Fe–Al покрытия могут служить для придания твердости, износостойкости и коррозионной стойкости поверхности стальных изделий [9]. Алюминиды железа соответствуют большинству сталей по характеристикам теплового расширения и поэтому покрытия на их основе характеризуются высокой адгезией [10].

Карбид гафния (HfC) является одним из самых тугоплавких среди известных бинарных соединений с температурой плавления 3928 °С [11]. Благодаря этому его используют в покрытиях, поглощающих солнечные лучи [12]. Карбид гафния перспективен в качестве керамического покрытия на сталях [1], он обладает рядом уникальных свойств, включая высокую твердость, тепло- и электропроводность и химическую стабильность [13]. Благодаря этому карбид гафния может выступать в качестве армирующей фазы в МК покрытии. Однако покрытия на его основе обладают слабой жаростойкостью [14], поскольку кристаллический порошок карбида гафния начинает окисляться при температурах от 430 °C [15]. Поэтому его следует сочетать с жаростойкой металлической матрицей для высокотемпературных и высокоинтенсивных применений. Таким образом, комбинация твердого карбида гафния с жаростойкой Fe-Al связкой является удачной в качестве МК композита для покрытия на стали 35 для высокотемпературных применений.

В данной работе в качестве метода для нанесения HfC/Fe–Al покрытия использовано электроискровое

легирование (ЭИЛ), отличающееся простотой, низкой требовательностью к качеству обрабатываемой поверхности и металлургической связью покрытия с подложкой [16]. Ранее авторы успешно наносили WC/Fe-Al покрытие на нержавеющую сталь модифицированным способом электроискрового легирования нелокализованным электродом (ЭИЛНЭ). При этом использовался нелокализованный электрод (НЭ) из железных и алюминиевых гранул состава Fe<sub>40</sub>Al<sub>60</sub> с добавлением порошка карбида вольфрама [7]. Такой состав был выбран с учетом участия железа подложки для формирования интерметаллида FeAl. Однако выяснилось, что в структуре связки значительно преобладал алюминий над железом из-за более низкой температуры плавления. Поэтому для осаждения Fe-Al/HfC покрытия использовали НЭ состава Fe<sub>60</sub>Al<sub>40</sub>, менее богатый алюминием.

Цель данной работы – исследование влияния концентрации порошка карбида гафния в НЭ состава Fe<sub>60</sub>Al<sub>40</sub> на структуру, триботехнические характеристики и жаростойкость Fe–Al/HfC металлокерамического электроискрового покрытия на сталь 35.

#### Методика и материалы

В качестве подложки использовались цилиндры из стали 35 диаметром 12 мм и высотой 10 мм. Нелокализованный электрод состоял из смеси железных и алюминиевых гранул с добавлением разного количества порошка карбида гафния чистотой 99,6 % и средним диаметром частиц  $1,5 \pm 0,5$  мкм (табл. 1). Фазовый анализ порошка показал, что он состоит из фазы HfC с небольшой примесью металлического гафния (рис. 1). Гранулы изготовлены в форме цилиндров длиной  $4 \pm 1$  мм из прутков стали Ст3 и алюминиевого сплава 1188 диаметром  $4 \pm 0,5$  мм. Соотношение гранул в НЭ подобрано таким образом, чтобы молярное соотношение железа к алюминию составляло 3:2. Генератор разрядных импульсов IMES-40 вырабаты-

Таблица 1

#### Состав нелокализованного электрода

#### Table 1. Composition of non-localized electrode

Ofmanury	Соотношение гранул, % (ат.)		Объемная доля
Ооразцы	Fe	Al	НfС в НЭ, % (об.)
Hf4	60		4
Hf8		40	8
Hf12		12	



Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма порошка карбида гафния

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of HfC powder

вал импульсы тока прямоугольной формы амплитудой 110 А при напряжении 30 В длительностью 100 мкс с периодом 1000 мкс. Подложка подключалась к отрицательному выводу генератора импульсов, а контейнер с гранулами  $Fe_{60}Al_{40}$  и порошком HfC – к положительному. Подложка на половину высоты погружалась в слой гранул. Схема установки для электроразрядного осаждения покрытий нелокализованным электродом подробно описана в работе [17]. В рабочий объем контейнера подавался аргон со скоростью 5 л/мин для предотвращения образования оксидов. Предварительно проводилась приработка гранул для насыщения их поверхности порошком HfC в течение 10 мин. Общее время нанесения покрытия также составляло 10 мин.

Фазовый состав образцов исследовался с применением рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в СиK<sub>а</sub> излучении. Линии рентгенодифракционного спектра идентифицировали по базе данных PDWin. Микрорельеф поверхности и элементный состав образца изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Vega 3 LMH (Tescan, Чехия), оснащенного энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments). Твердость покрытий измерялась на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н по методу Виккерса. Износостойкость исследовалась по стандарту ASTM G99-17 при сухом трении скольжения с применением контртела в виде диска из быстрорежущей стали P6M5 на скорости 0,47 мс<sup>-1</sup> при нагрузках 25 и 70 Н. Проведено не менее трех измерений для каждого образца. Износ определяли гравиметрическим способом с точностью 0,1 мг, интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле

$$W = \frac{\Delta m}{\rho P l},$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образца при истирании;  $\rho$  – плотность покрытия, которая принималась равной плотности стали 35; P – нагрузка; l – длина пути трения.

Образцы подвергались трению попеременно после каждого акта измерения массы для устранения погрешности, вводимой возможным изменением свойств поверхности контртела. Испытания на жаростойкость проводили в печи при температуре 700 °С. Общее время тестирования составляло 100 ч. Образцы выдерживали при заданной температуре в течение ~6 ч, затем удаляли и охлаждали в эксикаторе до комнатной температуры. Во время испытания образцы помещались в корундовый тигель для учета массы отслоившихся оксидов. Изменение массы всех образцов измеряли с использованием лабораторных весов с чувствительностью 0,1 мг.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Изучение кинетики привеса катода при ЭИЛ новыми электродными материалами важно для установления факта положительного привеса катода и определения оптимального удельного времени обработки. Если привес катода отрицательный, то ЭИЛ неэффективно, а если величины удельного привеса сравнительно низкие, то покрытие будет иметь низкую сплошность и толщину. В ходе ЭИЛНЭ возникали электрические разряды между стальными гранулами и подложкой, в результате которых происходил жидкофазный перенос металла с поверхности гранул на поверхность подложки. Частицы порошка карбида гафния, оказавшиеся на поверхности электродов в момент развития разрядного канала, сплавлялись с металлом. Это сопровождалось увеличением привеса катода (рис. 2, а). После двух минут обработки наблюдалось замедление привеса катода для всех НЭ. Это объясняется накоплением дефектов в легированном слое и интенсификацией его электрической эрозии с ростом удельного числа разрядов [18]. С увеличением концентрации карбида гафния в НЭ с 4 до 12 % (об.) привес катода монотонно возрастал с 9,96 до 26,1 мг/см<sup>2</sup>. Такой массоперенос можно объяснить улучшением условий возникновения электрических разрядов и повышением их частоты с ростом концентрации порошка в смеси гранул. Положительная корреляция концентрации порошка в НЭ и привеса катода наблюдалась ранее для порошков Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, TaC и WC [19 – 21]. Однако некоторые другие порошки могут оказывать обратный эффект [22]. Поэтому вопрос влияния природы и гранулометрии порошка при ЭИЛНЭ требует дальнейшего изучения.

На рис. 2, б показаны результаты рентгенофазового анализа (РФА) приготовленных покрытий. В составе покрытий наблюдались фазы карбида гафния и интерметаллида FeAl. Это указывает на металлокерамическую структуру приготовленных покрытий, где металлическая связка представлена алюминидом железа FeAl, а карбид гафния является армирующей фазой. С ростом добавки порошка в НЭ концентрация карбида гафния



Рис. 2. Привес катода в процессе ЭИЛНЭ (*a*) и рентгеновские дифрактограммы осажденных покрытий (*б*): *l* – Hf4; *2* – Hf8; *3* – Hf12

Fig. 2. Cathode gain during electrospark deposition with a non-localized electrode (*a*) and X-ray diffraction patterns of deposited coatings ( $\delta$ ): 1 - Hf4; 2 - Hf8; 3 - Hf12

в покрытиях монотонно увеличивалась. Так, на дифрактограмме покрытия Hf12 наблюдаются исключительно рефлексы HfC.

Средние значения толщины сформированных покрытий увеличивались от 30,5 до 43,5 мкм с ростом концентрации порошка карбида гафния в анодной смеси (табл. 2), что согласуется с данными по привесу катода (рис. 2, *a*). На рис. 3, *a*, *в* изображены поперечные сечения покрытий Hf4 и Hf12. Все покрытия имеют двухфазную структуру в виде темно-серой матрицы с белыми включениями. Согласно ЭДС анализу, белые включения состоят из карбида гафния (рис. 4). Размер включений в HfC/Fe–Al покрытиях находится в широком диапазоне от 0,2 до 7 мкм. На рис. 3, *a*, *в* видно, что



Рис. 3. Типичные электронные изображения поперечного сечения покрытий: Hf4 (*a*), Hf12 (*s*) и распределение элементов в сечении соответствующих покрытий согласно ЭДС анализу (*б*, *г*). Пунктирная линия указывает направление сканирования

Fig. 3. Typical electron images of the cross section of coatings: Hf4 (*a*), Hf12 (*b*) and distribution of elements in the cross section of the corresponding coatings according to EDS analysis ( $\delta$ , c). Dotted line indicates the scanning direction

Таблица 2

## Характеристики покрытий

Table 2. Characteristics of the coatings

Образцы	Толщина, мкм	Шероховатость ( $R_a$ ), мкм
Hf4	$30,5 \pm 8,3$	$5{,}28\pm0{,}65$
Hf8	$38,4 \pm 9,7$	$5{,}26\pm0{,}63$
Hf12	$43,5 \pm 10,6$	$5{,}10\pm0{,}88$

плотность зерен HfC увеличивается с ростом содержания порошка карбида гафния в HЭ, что согласуется с данными РФА. По данным ЭДС анализа (рис. 3,  $\delta$ , z), концентрация алюминия в покрытиях выше, чем железа, что, согласно диаграмме состояния железоалюминий, соответствует алюминиду железа FeAl, обнаруженному рентгенофазовым анализом (рис. 2,  $\delta$ ). Таким образом, при осаждении порошка HfC в смеси с железными и алюминиевыми гранулами методом ЭИЛНЭ реализуется механизм получения металлокерамической структуры внедрением керамических частиц в металлическую матрицу [23].

В структуре покрытий наблюдаются поры, возникновение которых при ЭИЛ принято объяснять испарением материала электродов в условиях высоких температур низковольтного электрического разряда [24]. Из-за высокой скорости охлаждения материала после окончания разряда газовый пузырь не успевает выйти на поверхность микрованны расплава. Вероятно, поэтому в ряде работ отмечается снижение порообразования с ростом энергии разрядов, сопровождающимся снижением скорости охлаждения материала [25; 26]. Средние значения шероховатости по критерию  $R_a$  были близки для всех покрытий и находились в узком диапазоне от 5,1 до 5,28 мкм (табл. 2).

На рис. 5 показаны средние значения микротвердости Fe–Al/HfC покрытий. Данные по микротвердости покрытий следует рассматривать с учетом того, что диагональ отпечатка индентора при нагрузке 0,5 H составляла не менее 10 мкм, что значительно больше, чем диаметр зерен HfC в покрытии. Микротвердость Fe–Al/HfC покрытий находилась в диапазоне от 10,9 до 13,5 ГПа, что в 5 – 6 раз выше, чем у стали 35. В зависимости от концентрации порошка HfC в HЭ твердость покрытий изменялась немонотонно с максимумом у образца Hf8. Более низкая твердость покрытия Hf4 объясняется меньшим содержанием карбида гафния в его составе (рис. 2,  $\delta$ ). С другой стороны, низкая твердость покрытия Hf12 может объясняться недостатком Fe–Al связки в его структуре (рис. 2,  $\delta$ ), из-за чего при вдавливании алмазного индентора зерна HfC легко смещаются относительно друг друга.

Динамика изменения коэффициента трения покрытий при испытании на износ в режиме сухого скольжения при нагрузках 25 и 50 Н показана на рис. 6, а. Средние значения коэффициента трения Fe-Al/HfC покрытий находились в диапазоне от 0,51 до 0,85, что на 6 - 40 % ниже, чем у стали 35. Более того, в случае стали без покрытия наблюдался высокий уровень шума на кривых коэффициента трения. Шум объясняется периодическим отложением и отслоением переносимого между трущимися поверхностями материала. При обеих нагрузках средние значения коэффициента трения покрытий монотонно снижались с ростом концентрации карбида гафния в НЭ, что объясняется уменьшением концентрации вязкой Fe-Al связки в их составе.

Результаты испытания образцов на износостойкость показаны на рис. 6, б. Из него следует, что скорость износа покрытий находилась в диапазоне от  $(2,82-4,41)\cdot 10^{-5}$  до  $(0,95-2,53)\cdot 10^{-7}$  мм<sup>3</sup>/Нм при нагрузках 25 и 50 Н соответственно. При обеих нагрузках наиболее низкие значения износа показало покрытие Hf8. Это хорошо согласуется данными по твердости покрытий (рис. 5) в соответствии с уравнением Архарда [27]:







Рис. 5. Микротвердость покрытий и стали 35

Fig. 5. Microhardness of the coatings and steel 1035



Рис. 6. Коэффициент трения (*a*, б) и износ (*b*) покрытий при нагрузках 25 и 50 H по сравнению со сталью 35: *l* – Hf4; *2* – Hf8; *3* – Hf12; *4* – сталь 35

Fig. 6. Friction coefficient  $(a, \delta)$  and wear rate (a) of the coatings at loads of 25 and 50 N compared to steel 1035: 1 - Hf4; 2 - Hf8; 3 - Hf12; 4 - steel 1035

$$V_w = k \frac{Pl}{H}$$

где  $V_w$  – объем материала, удаляемого изнашиванием; H – твердость материала; k – коэффициент износа; P – нормальная нагрузка; l – путь трения.

В случае образца Hf4 низкая концентрация зерен HfC и высокий коэффициент трения обуславливают повышенный износ, тогда как в покрытии Hf12 низкая концентрация металлической связки не удерживает зерна карбида гафния, что приводит к их выкрашиванию. При нагрузке 50 H износ покрытий был ниже, чем у стали 35, от 3,6 до 9,6 раз. Тогда как при нагрузке 25 H средние значения износа покрытий были немногим ниже, чем у стали 35, износ которой при 25 H был почти в два раза ниже, чем при 50 H. Вероятно, это вызвано упрочнением поверхности стали 35 в условиях трения при нагрузке 25 Н. Таким образом, оптимальная концентрация порошка карбида гафния в НЭ при осаждении покрытий составляет около 8 % (об.). В целом данные по изнашиванию приводят к выводу о сравнительно низкой износостойкости Fe–Al/HfC покрытий. Так, в работе по Ti/HfC покрытиям [14], значения приведенного износа были на порядок ниже, чем в настоящей работе. Это может объясняться тем, что смачиваемость карбида гафния алюминидом FeAl хуже, чем титаном. С другой стороны, известно о хорошей смачиваемости карбида вольфрама алюминидом FeAl [28].



Рис. 7. Жаростойкость образцов при температуре 700 °С на воздухе (*a*): *1* – FeAl; *2* – Hf4; *3* – Hf8; *4* – Hf12; *5* – сталь 35 и рентгеновские дифрактограммы их поверхности после испытания на жаростойкость по сравнению со сталью 35 (*б*): ● – HfC; ■ – Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; ▲ – HfO<sub>2</sub>

Fig. 7. Oxidation resistance of the samples at a temperature of 700 °C in air (a): 1 – FeAl; 2 – Hf4; 3 – Hf8; 4 – Hf12; 5 – steel 35 and X-ray diffraction patterns of their surface after testing for oxidation resistance compared to steel 35 (b):
● – HfC; ■ – Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; ▲ – HfO<sub>2</sub>

На рис. 7, а показаны результаты циклических испытаний образцов из стали 35 с покрытиями Fe-Al/HfC на жаростойкость при температуре 700 °С. По результатам 100 ч испытаний, привес образцов с покрытиями составил от 123 до 164 г/м<sup>2</sup>. Привес образцов обусловлен фиксацией кислорода в виде оксида железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в модификации гематита и диоксида гафния HfO, (рис. 7, б). На рентгеновской дифрактограмме поверхности покрытий Hf8 и Hf12 наблюдаются рефлексы карбида гафния, что можно объяснить защитным действием Fe-Al матрицы. Однако, учитывая слабую адгезию Fe-Al к HfC, это маловероятно. Кроме того, в работе [29] показано, что компактный материал из карбида гафния, полученный самораспространяющимся высокотемпературным синтезом с последующим искровым плазменным спеканием, устойчив к окислению при температурах до 750 - 800 °C. В работе [30] показано, что PVD покрытия HfC/a-C:Н начинают окисляться в интервале температур от 500 до 600 °С. В данном случае рефлексы НfO<sub>2</sub> на рис. 7, б указывают на то, что карбид гафния окислялся при температуре 700 °С. В общем случае температура начала окисления материалов на основе карбида гафния сильно зависит от концентрации углерода в HfC, наличия примесей и аморфного состояния. Наибольший привес по результатам 100 ч испытания наблюдался у образцов Hf12 и Hf4 с самым высоким и самым низким содержанием карбида гафния, а наименьший у промежуточного образца Hf8. Для сравнения проведено испытание образца с Fe-Al покрытием без карбида гафния, итоговый привес которого был немного выше, чем у образца Hf8. Таким образом, армирование Fe-Al матрицы карбидом гафния не улучшает ее жаростойкость при температуре 700 °С. Сравнение итогового привеса образцов позволяет заключить, что применение электроискровых Fe-Al/HfC покрытий способствует повышению жаростойкости стали 35 при температуре 700 °С от 1,7 до 2,2 раза.

## Выводы

С ростом концентрации порошка HfC в анодной смеси привес катода и толщина покрытий монотонно увеличиваются. Структура покрытий представлена матрицей из интерметаллида FeAl, армированной зернами карбида гафния, что соответствует структуре металлокерамического композита. Концентрация карбида гафния в покрытии увеличивается с ростом добавки порошка HfC в анодную смесь. Средние значения коэффициента трения Fe-Al/HfC покрытий находятся в диапазоне от 0,51 до 0,85, что на 6-40 % ниже, чем у стали 35. Износостойкость покрытий в режиме сухого трения при нагрузке 50 Н выше, чем у стали 35, от 3,6 до 9,6 раз. Применение электроискровых Fe-Al/HfC покрытий позволяет повысить жаростойкость стали 35 при температуре 700 °C от 1,7 до 2,2 раза. Снижение твердости, износостойкости и жаростойкости покрытий при

повышении концентрации HfC в анодной смеси выше 8 % (об.) приводит к выводу о низкой смачиваемости и слабой адгезии Fe–Al композиции к карбиду гафния.

## Список литературы / References

- Zang K., Chen W., Liang W., Miao Q., Yao W., Li J., Ma Y. Tribological behaviors of HfC coating prepared on 45 steel via double glow plasma surface metallurgy technique. *Industrial Lubrication and Tribology*. 2022;74(2):228–236. https://doi.org/10.1108/ILT-09-2021-0378
- Gao W., Wang S.C., Hu K.K., Jiang X.Z., Yu H.Y., Sun D.B. Effect of laser cladding speed on microstructure and properties of titanium alloy coating on low carbon steel. *Surface and Coatings Technology*. 2022;451:129029. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.129029
- Bazhin P.M., Titov N.V., Zhidovich A.O., Avdeeva V., Kolomeichenko A.V., Stolin A.M. Features of the carbo-vibroarc surfacing in the development of multicomponent cermet wear-resistant coatings. *Surface and Coatings Technology*. 202;429:127952.

## https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127952

- 4. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative study on wear and corrosion behavior of plasma sprayed Fe<sub>73</sub>Cr<sub>2</sub>Si<sub>11</sub>B<sub>11</sub>C<sub>3</sub> and Fe<sub>63</sub>Cr<sub>9</sub>P<sub>5</sub>B<sub>16</sub>C<sub>7</sub> metallic glass composite coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2022;32:1302–1316. https://doi.org/10.1007/s11666-021-01280-1
- Wang Y., Gao W. Microstructure and performance of Ni/TiN coatings deposited by laser melting deposition on 40Cr substrates. *Coatings*. 2022;12(3):367. https://doi.org/10.3390/coatings12030367
- Torabinejad V., Rouhaghdam A.S., Aliofkhazraei M., Allahyarzadeh M.H. Ni–Fe–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> electrodeposited nanocomposite coating with functionally graded microstructure. *Bulletin of Materials Science*. 2016;39:857–864. https://doi.org/10.1007/s12034-016-1211-1
- Бурков А.А., Быцура А.Ю. Коррозионные свойства и трибологическое поведение покрытий из карбида вольфрама с алюминидной матрицей на нержавеющей стали AISI304. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022;19(4):509–519.

https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.010

Burkov A.A. Bytsura A.Yu. Corrosion properties and tribological behavior of tungsten carbide coatings with aluminide matrix on SS AISI304. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia*. 2022;4(19):509–519. (In Russ.). https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.010

 Deevi S.C. Advanced intermetallic iron aluminide coatings for high temperature applications. *Progress in Materials Science*. 2021;118:100769. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100769

 Yürektürk Y., Baydoğan M. Effect of aluminizing and austempering processes on structural, mechanical and wear properties of a SSF ductile iron. *Materials Research Express*. 2018;6(1):016550.

## https://doi.org/10.1088/2053-1591/aae804

 Palm M., Stein F., Dehm G. Iron aluminides. Annual Review of Materials Research. 2019;49:297–326. https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911

- Toth L.E. Transition Metal Carbides and Nitrides. Refractory Materials Series. Vol. 7. New York, London: Academic Press; 1971:91.
- Hans K., Latha S., Bera P., Barshilia H.C. Hafnium carbide based solar absorber coatings with high spectral selectivity. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2018;185:1–7. https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.05.005
- Sciti D., Guicciardi S., Nygren M. Densification and mechanical behavior of HfC and HfB<sub>2</sub> fabricated by spark plasma sintering. *Journal of the American Ceramic Society*. 2008;91(5):1433–1440. https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02248.x
- 14. Бурков А.А. Улучшение износостойкости сплава TI6AL4V электроискровыми покрытиями из карбида гафния. Трение и износ. 2020;41(6):731–737.

Burkov A.A. Improvement of Ti6Al4V-alloy wear resistance by electric-spark hafnium carbide coatings. *Journal of Friction and Wear*. 2020;41(6):543–548. https://doi.org/10.3103/S1068366620060045

- 15. Shimada S., Inagaki M., Matsui K. Oxidation kinetics of hafnium carbide in the temperature range of 480° to 600 °C. *Journal of the American Ceramic Society*. 1992;75(10): 2671–2678. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb05487.x
- 16. Кудряшов А.Е., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Муканов С.К., Петржик М.И., Левашов Е.А. Влияние электроискровой обработки электродами из циркония на структуру и свойства никельсодержащего сплава, полученного селективным лазерным сплавлением. Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2022;(3):63–77.

https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-3-63-77

Kudryashov A.E., Kiryukhantsev-Korneev P.V., Mukanov S.K., Petrzhik M.I., Levashov E.A. The effect of electrospark deposition using zirconium electrodes on structure and properties of nickel-containing alloy obtained selective laser melting. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2022;(3):63–77. (In Russ.).

https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-3-63-77

- Burkov A.A., Pyachin S.A. Formation of WC–Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition. *Materials & Design*. 2015;80:109–115. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.008
- Nikolenko S.V., Syui N.A. Investigation of coatings produced by the electrospark machining method of steel 45 with electrodes based on carbides of tungsten and titanium. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2017;53:889–894. https://doi.org/10.1134/S207020511705015X
- **19.** Бурков А.А., Кулик М.А. Износостойкие и антикоррозионные покрытия на основе карбида хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, полученные электроискровым осаждением. *Физикохимия поверхности и защита материалов*. 2020;56(6):667–672.

Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide  $Cr_7C_3$  obtained by electric spark deposition. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2020;56:1217–1221. https://doi.org/10.1134/S2070205120060064

**20.** Бурков А.А., Крутикова В.О. Осаждение силицида титана на нержавеющую сталь AISI304. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).

# 2022;24(4):127–137.

https://doi.org/10.17212/1994-6309-2022-24.4-127-137 Burkov A.A., Krutikova V.O. Deposition of titanium silicide on stainless AI SI304 surface. *Metal Working and Material Science*. 2022;24(4):127–137. (In Russ.).

https://doi.org/10.17212/1994-6309-2022-24.4-127-137

- Бурков А.А., Кулик М.А., Крутикова В.О. Электроискровое нанесение порошка карбида вольфрама на титановый сплав Ti6Al4V. *Письма о материалах*. 2021;11(2):175–180. https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-2-175-180
   Burkov A.A., Kulik M.A., Krutikova V.O. Electrospark deposition of tungsten carbide powder on titanium alloy Ti6Al4V. *Letters on Materials*. 2021;11(2):175–180. (In Russ.). https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-2-175-180
- 22. Бурков А.А., Кулик М.А., Крутикова В.О. Характеристика Ті–Si-покрытий на сплаве Тi6Al4V, осажденных электроискровой обработкой в среде гранул. Цветные металлы. 2019;4:54. https://doi.org/10.17580/tsm.2019.04.07

Burkov A.A., Kulik M.A., Krutikova V.O. Characteristics of Ti–Si coatings on Ti6Al4V alloy subjected to electrospark granules. *Tsvetnye Metally*. 2019;4:54. (In Russ.). https://doi.org/10.17580/tsm.2019.04.07

- 23. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009;27(2):472–478. https://doi.org/10.1016/J.IJRMHM.2008.10.008
- 24. Liu J., Wang R., Qian Y. The formation of a single-pulse electrospark deposition spot. *Surface and Coatings Technology*. 2005;200(7):2433–2437. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.07.104
- 25. Shafyei H., Salehi M., Bahrami A. Fabrication, microstructural characterization and mechanical properties evaluation of Ti/TiB/TiB<sub>2</sub> composite coatings deposited on Ti6Al4V alloy by electro-spark deposition method. *Ceramics International*. 2020;46(10A):15276–15284. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.068
- 26. Wang D., Deng S., Chen H., Chi C., Hu D., Wang W., He W., Liu X. Microstructure and properties of TiC particles planted on single crystal superalloy by electrospark discharging. *Surface and Coatings Technology*. 2023;461:129438. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129438
- Greer A.L., Rutherford K.L., Hutchings I.M. Wear resistance of amorphous alloys and related materials. *International Materials Reviews*. 2002;47:87–112. https://doi.org/10.1179/095066001225001067
- 28. Karimi H., Hadi M. Effect of sintering techniques on the structure and dry sliding wear behavior of WC–FeAl composite. *Ceramics International*. 2020;46(11B):18487–18497. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.04.154
- Musa C., Licheri R., Orrù R., Cao G., Balbo A., Zanotto F., Sani E. Optical characterization of hafnium boride and hafnium carbide-based ceramics for solar energy receivers. *Solar Energy*. 2018;169:111–119. https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.04.036
- **30.** Luo H., Sun H., Gao F., Billard A. Mechanical properties, thermal stability and oxidation resistance of HfC/a-C:H films deposited by HiPIMS. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;847:156538.

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156538

Сведения об авторах	Information about the Authors			
Александр Анатольевич Бурков, к.фм.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией физико-химических основ технологии материалов, Институт материаловедения Хабаровс- кого Федерального исследовательского центра Дальневосточ- ного отделения РАН ORCID: 0000-0002-5636-4669 <i>E-mail:</i> burkovalex@mail.ru	Aleksandr A. Burkov, Cand. Sci. (PhysMath.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Physical and Chemical Foundations of Materials Technology, Institute of Materials Science of the Khabarovsk Federal Research Center, Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Scien- ces ORCID: 0000-0002-5636-4669 E-mail: burkovalex@mail.ru			
Мария Андреевна Кулик, младший научный сотрудник, Институт материаловедения Хабаровского Федерального исследовательс- кого центра Дальневосточного отделения РАН ORCID: 0000-0002-4857-1887 E-mail: marijka80@mail.ru	Mariya A. Kulik, Junior Researcher, Institute of Materials Science of the Khabarovsk Federal Research Center, Far-Eastern Branch of the Rus- sian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-4857-1887 E-mail: marijka80@mail.ru			
Вклад авторов / Contribution of the Authors				
<i>А. А. Бурков</i> – идея статьи, литературный обзор, проведение эксперимента, обработка и анализ данных, написание статьи. <i>М. А. Кулик</i> – исследование микротвердости и структуры образ- цов, поиск и анализ литературных данных, оформление статьи.	<i>A. A. Burkov</i> – formation of the idea, literature review, conducting the experiment, data processing and analysis, writing the text. <i>M. A. Kulik</i> – study of microhardness and structure of the samples, search and analysis of literary data, article design.			

Поступила в редакцию 06.04.2023	Received 06.04.2023
После доработки 16.04.2023	Revised 16.04.2023
Принята к публикации 26.04.2023	Accepted 26.04.2023

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



удк 620.186:620.178.74:539.42 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-311-319



Оригинальная статья Original article

# Влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и низкотемпературную вязкость разрушения низкоуглеродистой стали

# А. И. Гордиенко <sup>©</sup>, И. В. Власов, Ю. И. Почивалов

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

## 🖂 mirantil@ispms.ru

Аннотация. Исследуется влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки низкоуглеродистой стали класса прочности К60 на формирование структуры и механические свойства при статическом растяжении и ударном изгибе. Показано, что использование прерванного ускоренного охлаждения стали после прокатки с выдержкой при 530 °C (режим *I*) и непрерывного ускоренного охлаждения (режим *II*) приводит к формированию разного типа и соотношения количества структур в стали. После прокатки по режиму *I* структура характеризуется присутствием феррита, троостита, гранулярного бейнита и мелкодисперсных карбидов Fe<sub>3</sub>C. После прокатки по режиму *II* структура отличается наличием реечного бейнита и крупных участков мартенситно-аустенитной (MA) составляющей размерами до 1 − 2 мкм. Уменьшение дисперсности ферритных зерен в стали после прокатки по режимам *I* и *II* с 12 до 4,6 − 4,3 мкм, формирование бейнитной фазы и упрочнение матрицы карбидами приводит к повышению пределов текучести стали до 440 и 490 МПа и пределов прочности до 760 и 880 МПа. Проведение поперечно-винтовой прокатки по режиму *I* позволяет существенно увеличить низкотемпературную вязкость разрушения стали (160 Дж/см<sup>2</sup>) по сравнению с горячекатаным состоянием (11 Дж/см<sup>2</sup>) и снизить хладноломкость стали в область температур ниже −50 °C. Применение непрерывного ускоренного охлаждения (режим *II*) не позволяет повысить хладостойкость стали вследствие формирования структуры реечного бейнита и крупных областей МА составляющей.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, поперечно-винтовая прокатка, ускоренное охлаждение, микроструктура, прочность, вязкость разрушения

*Благодарности:* Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, проект FWRW- 2021-0009.

Авторы благодарят И.П. Мишина и Е.Е. Найденкина за содействие в проведении поперечно-винтовой прокатки стали.

Микроструктурные исследования проведены с помощью оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Centre "Nanotech" of the ISPMS SB RAS).

Для цитирования: Гордиенко А.И., Власов И.В., Почивалов Ю.И. Влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и низкотемпературную вязкость разрушения низкоуглеродистой стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):311–319. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-311-319

# EFFECT OF ACCELERATED COOLING AFTER CROSS-HELICAL ROLLING ON FORMATION OF STRUCTURE AND LOW-TEMPERATURE FRACTURE TOUGHNESS OF LOW-CARBON STEEL

# A. I. Gordienko<sup>®</sup>, I. V. Vlasov, Yu. I. Pochivalov

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

#### 💌 mirantil@ispms.ru

*Abstract.* The effect of accelerated cooling after cross-helical rolling of X70 low-carbon steel on the formation of structures and mechanical properties under static tension and impact bending was investigated. The use of interrupted accelerated cooling of steel after cross-helical rolling with exposure at 530 °C (mode *I*) and continuous accelerated cooling (mode *II*) leads to the formation of different types and ratios of structures in steel. After

rolling according to mode *I*, the structure is characterized by the presence of ferrite, troostite, granular bainite, and fine Fe<sub>3</sub>C carbides. After rolling according to mode *II*, the structure is characterized by the formation of lath bainite and large sections of the martensitic-austenitic (MA) component up to  $1 - 2 \mu m$  in size. It is shown that a decrease in the fineness of ferrite grains in steel after cross-helical rolling in modes *I* and *II* from 12 to  $4.6 - 4.3 \mu m$ , the formation of a bainitic phase, and hardening of the matrix with carbides led to an increase in the yield strength of steel up to 440 and 490 MPa and tensile strength up to 760 and 880 MPa. Carrying out helical rolling according to mode *I* makes it possible to significantly increase the low-temperature fracture toughness of steel (KCV<sup>-70</sup>°C = 160 J/cm<sup>2</sup>) compared to the hot-rolled state (KCV<sup>-70</sup>°C = 11 J/cm<sup>2</sup>) and reduce the cold brittleness of steel to the temperatures below –50 °C. The use of continuous accelerated cooling (mode *II*) does not allow increasing the cold resistance of steel due to the formation of the lath bainite structure and large areas of the MA component.

Keywords: low-carbon steel, cross-helical rolling, accelerated cooling, microstructure, strength, fracture toughness

Acknowledgements: 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- 2021-0009.

The authors express their gratitude to Mishin I.P. and Naydenkin E.E. for their assistance in carrying out steel cross-helical rolling.

- Microstructural studies were carried out using the equipment of the Centre "Nanotech" of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences.
- For citation: Gordienko A.I., Vlasov I.V., Pochivalov Yu.I. Effect of accelerated cooling after cross-helical rolling on formation of structure and low-temperature fracture toughness of low-carbon steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):311–319. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-311-319

## Введение

Низкоуглеродистые малолегированные стапи широко используются во многих отраслях промышленности. Повышение механических характеристик таких сталей достигается путем комплексного микролегирования и применения различных режимов термомеханических обработок [1-11]. Однако увеличение прочностных характеристик сопровождается снижением пластических свойств и ударной вязкости разрушения, особенно в условиях отрицательных температур [1; 2], поэтому основная задача заключается в повышении низкотемпературной вязкости разрушения таких сталей. К факторам, способствующим повышению ударной вязкости разрушения, относят измельчение зерна [3-6], уменьшение доли и размеров зерен перлита [5; 6] и мартенситно-аустенитной (МА) составляющей [7], более однородное чередование феррита и перлита [5; 8; 9], отсутствие преимущественной ориентировки плоскостей {001} [3]. Использование ускоренного охлаждения (в интервале скоростей охлаждения  $V_{\text{охл}}$  от 5 до 30 °C/с) после прокатки и переход к феррито-бейнитным структурам является еще одним фактором повышения хладостойкости стали. В зависимости от температурного интервала прокатки, температур начала и конца ускоренного охлаждения, скорости охлаждения и времени выдержки формируется разный тип бейнитных структур и достигаются разные уровни прочности и вязкости разрушения [8-10]. В большинстве выполненных работ [2-4; 7-10] проведены исследования структуры и механических свойств сталей после традиционной продольной прокатки. В отличие от продольной, при поперечно-винтовой прокатке за счет вращательно-поступательного движения заготовки реализуется большая доля сдвиговой компоненты деформации. Это обеспечивает более эффективное измельчение зеренной структуры за меньшее количество проходов и способствует формированию равномерной структуры и одновременному

повышению прочности и низкотемпературной вязкости разрушения [5; 6; 11].

Целью настоящей работы являются изучение влияния ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки низкоуглеродистой стали К60 на формирование структуры, изучение механических свойств и микромеханизмов разрушения стали в условиях статического растяжения и ударного изгиба.

#### Материалы и методы исследований

В работе исследована низкоуглеродистая малолегированная сталь класса прочности К60 в состоянии после горячей прокатки (химический состав, % (по массе): C 0,13; Mn 1,6; V 0,05; Nb 0,04; Si 0,4; Ti 0,05; Cu 0,3; Al 0,03; P 0,013; S 0,01). Заготовки для поперечно-винтовой прокатки вырезали из горячекатаного листа стали толщиной 56 мм. Исходный диаметр заготовок перед прокаткой 40 мм. Поперечно-винтовую прокатку проводили на трехвалковом министане РСП 14-40 за шесть проходов через ряд калибров уменьшающегося диаметра. В работе [11] было показано, что прокатка этой стали при 850 °C в области существования (γ + α)-фаз на диаграмме состояния и последующее охлаждение на воздухе позволяют получить высокую ударную вязкость разрушения по сравнению с прокаткой при 1000, 920 и 810 °С. В настоящей работе прокатку проводили от температуры 850 °C. После прокатки осуществляли ускоренное охлаждение с помощью водяного спреера со скоростью 6 °С/с до 530 °С, выдерживали три минуты и охлаждали со скоростью 6 °С/с до 200 °С (режим I). Во втором случае заготовку охлаждали со скоростью 6 °С/с до 200 °С (режим ІІ). Суммарная сте-

пень деформации  $\varepsilon = \ln\left(\frac{S_0}{S_\kappa}\right)$  (где  $S_0$  и  $S_\kappa$  – начальная и конечная площади поперечных сечений прутков)

после шести проходов прокатки в обоих случаях составляла примерно 1,6. Конечный диаметр прутков после прокатки составлял 17 мм.

Микроструктурные исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). Поверхности образцов для структурных исследований шлифовали на абразивной бумаге с постепенным уменьшением зернистости абразива, а далее полировали на сукне с применением алмазной пасты. Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3 %-ном спиртовом растворе HNO<sub>2</sub>. Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н. Механические испытания на статическое растяжение образцов с размерами рабочей части 15×3×1 мм проводили на установке Поляни со скоростью примерно 0,002 мм/с. Образцы для испытаний на статическое растяжение вырезали из центральных сечений прокатанных прутков. Ударные испытания образцов размерами 10×10×55 мм и V-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания  $T_{\text{test}}$  от +20 до -70 °C с записью кривых нагружения в координатах нагрузка – прогиб. При помощи измерения площадей под кривыми нагружения нагрузка – прогиб были рассчитаны работы зарождения (площадь под кривой нагружения до достижения максимальной нагрузки  $F_{\rm max}$ ) и распространения (площадь под кривой нагружения после достижения  $F_{\rm max}$ ) трещины. Стадийность продвижения трещины и микромеханизмы разрушения на каждой стадии исследовали по поверхностям разрушенных образцов с применением растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). На изломах выявляли наличие областей с хрупким разрушением и губ среза (губы среза - это участки вязкого излома, прилежащие к боковым сторонам образца и расположенные под углом приблизительно 45° к ним). Доли этих зон рассчитывали как отношение площадей каждой зоны к площади поперечного сечения образца под надрезом после разрушения. Температуру вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  (или FATT<sub>50</sub> [12]) определяли по доле хрупкой зоны в изломе. Значение  $T_{50}$  соответствовало появлению 50 % хрупкого разрушения на поверхности излома.

## Результаты исследований

В горячекатаном состоянии сталь класса прочности К60 представлена феррито-сорбитной структурой (рис. 1, *a*). Средний размер ( $d_F$ ) ферритных зерен 12 мкм. Объемная доля сорбита (дисперсного перлита) составляет 20 %, межпластинчатое расстояние в сорбите 0,25 мкм. Микротвердость ферритных областей 165 HV<sub>50</sub>.

После поперечно-винтовой прокатки стали структура измельчается и характеризуется более однородным распределением структурных составляющих (рис. 1,  $\delta$ , c). При обработке по режиму I скорость охлаждения не достаточно высокая, чтобы подавить диффузионный распад аустенита, а дополнительная выдержка создает условия для диффузии углерода.

В структуре стали после обработки по режиму І помимо феррита присутствуют области бейнита гранулярной морфологии (рис. 1, б), троостита (рис. 1, в) и дисперсные частицы карбида Fe<sub>3</sub>C  $(d_{\text{Fe}_{2}\text{C}} = 50 \div 250 \text{ нм})$ , расположенные внутри и на границах ферритных и бейнитных зерен (рис. 1, в). Встречаются и более крупные частицы карбидов размером до 1 мкм. Величина среднего размера зерна  $d_{\rm E}$  уменьшилась до 4,6 мкм, а величина среднего размера бейнитных зерен (d<sub>в</sub>) составляет 2,5 мкм. Доля участков троостита снизилась до 10,5 %. Межпластинчатое расстояние в троостите 0,17 мкм (рис. 1, в). Высокая дисперсность троостита обусловлена ускоренным охлажлением.

В структуре образцов стали после обработки по режиму II выявлены области феррита, троостита, гранулярного и реечного бейнита, участки МА составляющей и частицы карбида  $Fe_3C$  (рис. 1, e - e). Средний размер ферритных зерен уменьшился до 4,3 мкм, размеры МА составляющей достигают 1 - 2 мкм. В структуре присутствуют крупные частицы карбида  $Fe_3C$  (размером до 1 мкм), при этом доля мелкодисперсных карбидов ниже по сравнению с обработкой по режиму *I*. Доля трооститных зерен уменьшилась до 7,5 %. Доля бейнитной фазы в случае обработки по режиму *II* выше.

Микротвердость ферритной матрицы после охлаждения стали по режимам *I* и *II* увеличилась до 205 и 225 HV<sub>50</sub>, а бейнитных областей до 320 и 335 HV<sub>50</sub> (см. таблицу, где HV<sub>F</sub> – микротвердость феррита; HV<sub>B</sub> – микротвердость бейнита;  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести;  $\sigma_{\rm B}$  – предел прочности при растяжении;  $\varepsilon$  – пластичность; KCV – ударная вязкость при различных температурах испытания).

После поперечно-винтовой прокатки стали по режимам *I* и *II* за счет измельчения структуры, формирования бейнитной фазы и упрочнения матрицы карбидами пределы текучести стали повысились на 20 и 35 %, а пределы прочности на 20 и 75 % соответственно (см. таблицу). При этом пластичность стали снизилась незначительно. Более высокий уровень прочностных характеристик стали после охлаждения по режиму *II* связан с формированием большей доли бейнитной фазы, формированием реечного бейнита и участков МА фазы.

В ходе испытаний на ударный изгиб было показано, что при комнатной температуре испытаний образцы стали в горячекатаном состоянии разрушаются с большой величиной энергоемкости разрушения (см. таблицу; рис. 2, *a*). Однако при снижении температуры испытаний до -40 и -70 °C ударная вязкость разрушения резко уменьшается. На всех диаграммах ударного нагружения стали присутствуют участки резкого снижения нагрузки (рис. 2, *a*, показано стрелкой). При отрицательных температурах испытаний резкое снижение на кривых наблюдается сразу при достижении максимальной нагрузки. Такой вид зависимостей



Рис. 1. РЭМ-изображения структур стали в горячекатаном состоянии (*a*), после поперечно-винтовой прокатки по режимам *I* (*б*, *в*) и *II* (*г* - *e*) (Ф – феррит; ГБ – гранулярный бейнит; РБ – реечный бейнит; Т – троостит; МА – МА составляющая)

Fig. 1. SEM images of steel structures in hot-rolled state (*a*), after cross-helical rolling using mode  $I(\delta, \epsilon)$  and mode II(e - e)( $\Phi$  – ferrite;  $\Gamma B$  – granular bainite; PB – lath bainite; T – troostite; MA – MA component)



Рис. 2. Кривые ударного нагружения стали в горячекатаном состоянии (*a*), после обработок по режимам  $I(\delta)$  и II(e):  $I - T_{\text{test}} = +20 \text{ °C}; 2 - T_{\text{test}} = -40 \text{ °C}; 3 - T_{\text{test}} = -70 \text{ °C}$ 

Fig. 2. Curves of impact loading of steel in the hot-rolled state (*a*), after treatments using mode  $I(\delta)$  and mode  $II(\epsilon)$ :  $I - T_{\text{test}} = +20 \text{ °C}; 2 - T_{\text{test}} = -40 \text{ °C}; 3 - T_{\text{test}} = -70 \text{ °C}$ 

нагрузка – прогиб свидетельствует о «лавинном» распространении трещины, что характерно для хрупкого разрушения.

Разрушение образцов при низких температурах происходит по механизму транскристаллитного скола (рис. 3, a,  $\delta$ ). Уже при температуре испытаний –40 °C доля областей хрупкого разрушения составляет почти 100 % (рис. 4, a).

В интервале температур испытаний  $-40 \div -70$  °C на изломах утяжка боковых граней и губы среза (для примера обозначены как  $\lambda$  на рис. 3, *г*), характеризующие величину макропластической деформации, практически отсутствуют (рис. 3, *a*; рис. 4, *б*). Температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  стали составляет –30 °C.

После поперечно-винтовой прокатки стали по режиму *I* значения ударной вязкости разрушения образ-

цов при комнатной температуре испытаний находятся на уровне горячекатаного состояния (см. таблицу). На диаграмме нагружения таких образцов отсутствуют линейные участки падения нагрузки (рис. 2,  $\delta$ , кривая I). Кроме этого обнаружена осцилляция нагрузки, что характерно для высоковязких сталей и типично для вязкого характера разрушения [13]. Зарождение и развитие трещины на всех стадиях разрушения происходит путем образования, роста и коалесценции пор (рис. 3,  $\beta$ ). Внутри ямок присутствуют крупные частицы карбидов.

При снижении температуры испытаний ударная вязкость разрушения, работы зарождения и распространения трещины в стали после обработки по режиму Iуменьшаются (см. таблицу; рис. 2,  $\delta$ ), но остаются на более высоком уровне по сравнению с горячекатаным



Рис. 3. Поверхности разрушения ударных образцов стали в горячекатаном состоянии при  $T_{\text{test}} = -40$  °С  $(a, \delta)$ , после обработки по режиму I при  $T_{\text{test}} = +20$  °С (e) и  $T_{\text{test}} = -40$  °С  $(e, \delta)$  и по режиму II при  $T_{\text{test}} = -40$  °С (e-3)

Fig. 3. Fracture surfaces of the impacted samples of steel in hot-rolled state at  $T_{\text{test}} = -40 \text{ °C} (a, \delta)$ , after treatment using mode *I* at  $T_{\text{test}} = +20 \text{ °C} (e)$  and  $T_{\text{test}} = -40 \text{ °C} (c, \delta)$  and using mode *II* at  $T_{\text{test}} = -40 \text{ °C} (e-3)$ 







состоянием. На кривых нагружения обнаружено появление участков резкого снижения нагрузки (рис. 2, б; кривые 2 и 3, показано белой стрелкой). Однако после лавинного распространения трещины происходит ее «затупление». Дальнейшее распространение трещины проходит с протеканием процесса пластической деформации (рис. 2, б; черные стрелки). На изломах разрушенных образцов четко определяется переход от хрупкого разрушения к вязкому (рис. 3, г, д; показано белой стрелкой). Помимо этого на изломах присутствуют участки расщеплений (рис. 3, г; показано желтой стрелкой), которые повышают вязкость разрушения за счет увеличения площади поверхности при образовании трещин [14]. Таким образом, затрачиваемая на развитие трещины энергия оказывается выше, а доля хрупкой составляющей в изломе меньше (рис. 4, а). При температурах -40 и -70 °C доля хрупкой составляющей в изломе составляет 29 и 80 % соответственно. Наличие значительной утяжки на боковых гранях (рис. 3, г), широких губ среза (рис. 4,  $\delta$ ), области долома (рис. 3, r) вплоть то температур -70 °C свидетельствует о большой степени пластической деформации при распространении трещины. Это подтверждает более высокую сопротивляемость разрушению стали после обработки

по режиму *I*. Температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  стали снижается до -55 °C.

В случае непрерывного ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки (режим II) ударная вязкость разрушения при комнатной температуре испытаний ниже, чем для всех исследованных состояний стали (см. таблицу). При отрицательных температурах испытаний величины работ зарождения и распространения трещины выше по сравнению с горячекатаным состоянием, но ниже, чем после обработки по режиму І (рис. 2, в). О большей степени макропластической деформации образца по сравнению с горячекатаным состоянием свидетельствует наличие утяжки боковых граней (рис. 3, е) и губ среза (рис. 4, б) вплоть до испытаний при -70 °C. Осцилляция кривых нагружения нагрузка – прогиб наблюдается до момента достижения максимальной нагрузки. Самая высокая нагрузка, при которой начинается развитие магистральной трещины, в случае обработки по режиму *II*. Это способствует наибольшей концентрации напряжений у вершины трещины. При достижении максимальной нагрузки происходит резкое снижение кривой по прямолинейной траектории. Эта стадия соответствует хрупкому распространению трещины по механизму транскристаллитного скола (рис. 3, ж). Однако разрушение носит смешанный характер, поскольку наряду с фасетками скола на поверхности излома присутствуют ямки (рис. 3, 3, белые стрелки), свидетельствующие о некоторой степени пластической деформации при распространении магистральной трещины. Температура вязко-хрупкого перехода T<sub>50</sub> стали после обработки по режиму II составляет -35 °С.

## Обсуждение полученных результатов

Применение поперечно-винтовой прокатки по режиму *I* позволяет существенно повысить низкотемпературную вязкость разрушения стали К60. Этот эффект достигается за счет измельчения ферритного зерна (с 12 до 4,6 мкм), уменьшения размеров и доли областей более хрупкой фазы троостита и более однородного распределения структурных составляющих (феррита, троостита, бейнита). Эти выводы согласуются с результатами исследований в работах [3 – 6; 8]. При низко-

Механические свойства стали категории прочности К60

Mechanical properties of X70 steel

Состояние	HV <sub>50</sub>	$σ_{0,2}, MΠa^*$	$\sigma_{_{\scriptscriptstyle B}}, M \Pi a$	ε, %	КСV <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	КСV <sup>-40</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	КСV <sup>-70</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
Горячекатаное	$HV_F = 165$	360	650	23,0	250	23	11
Обработка по режиму I	$HV_{F} = 205$	440	760	20,5	245	185	160
	$HV_B = 320$						
Обработка по режиму II	$HV_F = 225$	490	880	20,0	160	85	45
	$HV_{B} = 335$						

температурном ударном нагружении возникает несовместность пластической деформации между «мягким» ферритом и хрупким трооститом: чем крупнее области троостита, тем больше вероятность развития хрупких трещин скола. Применение ускоренного охлаждения по режиму *I* приводит к формированию гранулярного бейнита, а за счет выдержки при 530 °C в структуре выделяются мелкодисперсные карбиды. Таким образом, за счет формирования бейнитной структуры и выделения карбидов доля троостита уменьшается до 10,5 %. Вследствие этого склонность к развитию хрупкого разрушения при низкотемпературных испытаниях снижается.

Непрерывное охлаждение и отсутствие выдержки ограничивают выделение карбидов, поэтому в ферритной матрице после охлаждения по режиму II доля мелкодисперсных карбидов меньше по сравнению с обработкой по режиму І. Это приводит к более высокой концентрации углерода в аустените и повышению его стабильности [15], поэтому последующий распад аустенита протекает при более низких температурах, что приводит к формированию реечного бейнита и появлению участков МА фазы (рис. 1, е). Вследствие этого ударная вязкость разрушения стали после обработки по режиму ІІ оказывается ниже, чем после обработки по режиму *I*. В литературе [3; 16-19] при исследовании бейнитных структур нет однозначного вывода о том, какой тип бейнитной фазы будет обеспечивать наиболее высокую вязкость разрушения стали. Показано, что структура игольчатого феррита обеспечивает высокие значения энергии разрушения и пониженную температуру вязко-хрупкого перехода [16; 17], в то время как формирование гранулярного бейнита приводит к более низким значениям энергии разрушения за счет более крупного размера зерна и крупных участков МА фазы. Авторы работ [3; 18; 19] отмечали, что структура гранулярного бейнита обеспечивает более высокую вязкость разрушения по сравнению с реечным бейнитом и перлитом. Разные выводы сделаны вследствие того, что в сталях с разным содержанием углерода и микролегирующих элементов (ниобия, ванадия, молибдена, титана и других) после прокатки при разных температурных режимах условия формирования бейнитной фазы отличаются. В исследуемой стали с содержанием 0,13 % (по массе) углерода при прокатке в (ү + а)-области переохлажденный аустенит существенно обогащен углеродом. При последующем непрерывном ускоренном охлаждении формируется реечный бейнит и крупные участки МА составляющей. Это согласуется с более высокими значениями твердости в бейнитной структуре (335 HV<sub>50</sub>). Более напряженная структура реечного бейнита не позволяет достичь достаточной ударной вязкости разрушения стали после обработки по режиму II.

Следует отметить, что вязкость разрушения контролируется не только наиболее хрупкой фазой, но и свойствами окружающей матрицы [20]. Микрообласти с более высокой ударной вязкостью могут подавлять хрупкое разрушение, развивающееся от соседних областей с низкой ударной вязкостью разрушения. Это объясняет более высокую низкотемпературную вязкость разрушения стали с дисперсной структурой после прокатки по режиму *II* по сравнению с горячекатаным состоянием, а также смешанный вязко-хрупкий характер разрушения, когда наблюдается «затупление» хрупкой трещины и чередование фасеток скола и ямочного рельефа на изломах (рис. 3, 3).

По результатам исследований можно предположить, что для данной стали категории прочности К60 благоприятным типом бейнитной фазы является гранулярный, а не реечный бейнит, а для достижения большего эффекта увеличения ударной вязкости разрушения за счет ускоренного охлаждения необходимо снижать содержание углерода в стали.

## Выводы

Проведение поперечно-винтовой прокатки и ускоренного охлаждения с выдержкой при 530 °С (режим *I*) позволяет измельчить зеренную структуру стали класса прочности К60 с 12 до 4,6 мкм. Структура состоит из феррита, троостита, гранулярного бейнита и мелкодисперсных карбидов Fe<sub>3</sub>C. При непрерывном ускоренном охлаждении стали после поперечно-винтовой прокатки (режим II) в структуре образцов выявлены зерна феррита, троостита, гранулярного и реечного бейнита, а также участки мартенситно-аустенитной фазы размерами 1-2 мкм и частицы Fe<sub>3</sub>C. По сравнению с горячекатаным состоянием структура стали после прокатки по режимам I и II характеризуется более однородным распределением структурных составляющих (феррита, троостита, бейнита) и меньшей долей троостита в структуре (10,5 и 7,5 % соответственно).

За счет измельчения зеренной структуры, формирования бейнитной фазы и упрочнения матрицы карбидами в стали после поперечно-винтовой прокатки по режимам I и II микротвердость ферритной матрицы увеличивается до 205 и 225 HV<sub>50</sub> по сравнению с горячекатаным состоянием, а в бейнитных областях достигает 320 и 335 HV<sub>50</sub>. Пределы текучести стали повышаются до 440 и 490 МПа, а пределы прочности до 760 и 880 МПа соответственно.

После поперечно-винтовой прокатки по режиму I ударная вязкость разрушения при отрицательных температурах испытаний значительно увеличивается ( $KCV^{-70 \,^{\circ}C} = 160 \, \text{Дж/cm}^2$ ) по сравнению с горячекатаным состоянием ( $KCV^{-70 \,^{\circ}C} = 11 \, \text{Дж/cm}^2$ ). Наличие значительной утяжки на боковых гранях, широких губ среза вплоть до температур  $-70 \,^{\circ}C$  свидетельствует о большой степени пластической деформации при распространении трещины. Температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  стали после прокатки по режиму I снизилась до  $-55 \,^{\circ}C$ .

## Список литературы / References

- 1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. Москва: Металлургиздат; 2012:696.
- 2. Ali M., Porter D., Kömi J., Eissa M., Faramawy H.E., Mattar T. Effect of cooling rate and composition on microstructure and mechanical properties of ultrahigh-strength steels. *Journal* of Iron and Steel Research International. 2019;26:1350–1365. https://doi.org/10.1007/s42243-019-00276-0
- Jia T., Zhou Y., Jia X., Wang Z. Effects of microstructure on CVN impact toughness in thermomechanically processed high strength microalloyed steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48:685–696. https://doi.org/10.1007/s11661-016-3893-9
- Li X.C., Zhao J.X., Jia S.J., Lu G.Y., Misra R.D.K., Liu Q.Y., Li B. Ultrafine microstructure design of high strength pipeline steel for low temperature service: The significant impact on toughness. *Materials Letters*. 2021;303:130429. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130429
- 5. Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Pochivalov Yu.I., Smirnova A.S. Modification of the structure of low-carbon pipe steel by helical rolling, and the increase in its strength and cold resistance. *Physics of Metal and Metallography*. 2018;119(1):83–91.

https://doi.org/10.1134/S0031918X18010076

 Сурикова Н.С., Власов И.В., Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Наркевич Н.А. Влияние режимов поперечно-винтовой прокатки на механические свойства и вязкость разрушения трубной стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2021;64(1):28–37. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-28-37

Surikova N.S., Vlasov I.V., Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Narkevich N.A. Influence of cross-screw rolling modes on mechanical properties and fracture toughness of pipe steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(1):28–37. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-28-37

 Huda N., Midawi A.R.H., Gianetto J., Lazor R., Gerlich A.P. Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels. *Materials Science and Engineering: A.* 2016;662:481–491.

https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.095

- Kang N., Lee Y., Byun S., Kim K., Kim K., Chung J., Cho K. Quantitative analysis of microstructural and mechanical behavior for Fe–0.1C–(V, Nb) steels as a function of the final rolling temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;499(1-2):157–161.
  - https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.145
- 9. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения. *Вопросы материаловедения*. 2006;1(45):24–44.

Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Structure and the properties of cold-resistant steels for the constructions of Northern design. *Voprosy materialovedeniya*. 2006;1(45):24–44. (In Russ.).

**10.** Hwang B., Lee C.G., Kim S.-J. Low-temperature toughening mechanism in thermomechanically processed high-strength

low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011;42(3):717–728. https://doi.org/10.1007/s11661-010-0448-3

 Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Surikova N.S., Volochaev M.N. Effect of helical rolling on the bainitic microstructure and impact toughness of the low-carbon microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;816:141275.

https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141275

- Pallaspuro S., Kaijalainen A., Mehtonen S., Kömi J., Zhang Z., Porter D. Effect of microstructure on the impact toughness transition temperature of direct-quenched steels. *Materials Science and Engineering: A.* 2018;712:671–680. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.037
- **13.** Khotinov V.A., Farber V.M., Morozova A.N. Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* 2015;(2):57–66.

https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.2.057-066

- 14. Morozova A.N., Schapov G.V., Khotinov V.A., Farber V.M., Selivanova O.V. Influence of the direction of propagation of the main crack on the fracture mechanism upon impact bending of samples of high-viscous steel with a filamentary structure. Tensile Region. *Physics of Metals and Metallography*. 2019;120(9):919–924.
- https://doi.org/10.1134/S0031918X19070068
  15. Wang J., Van Der Wolk P.J., Van Der Zwaag S. On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling. *Journal of Materials Science*. 2000;35:4393–4404.
  https://doi.org/10.1023/A:1004865209116
- 16. Ghosh S., Mula S. Thermomechanical processing of low carbon Nb–Ti stabilized microalloyed steel: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A.* 2015;646:218–233. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.072
- Lan H.F., Du L.X., Misra R.D.K. Effect of microstructural constituents on strength-toughness combination in a low carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;611:194–200.

https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.084

- Hwang B., Lee C.G., Lee T.-H. Correlation of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed low-carbon steels containing boron and copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41(1):85–96. https://doi.org/10.1007/s11661-009-0070-4
- Jia S.-J., Li B., Liu Q.-Y., Ren Y., Zhang S., Gao H. Efects of continuous cooling rate on morphology of granular bainite in pipeline steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2020;27(7):681–690. https://doi.org/10.1007/s42243-019-00346-3
- Luo X., Chen X., Wang T., Pan S., Wang Z. Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. *Materials Science and Engineering A*. 2018;710:192–199.

http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.079

Сведения об авторах	Information about the Authors
Антонина Ильдаровна Гордиенко, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих мето- дов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0002-4361-8906 <i>E-mail:</i> mirantil@ispms.ru	Antonina I. Gordienko, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0002-4361-8906 E-mail: mirantil@ispms.ru
Илья Викторович Власов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0001-9110-8313 E-mail: viv@ispms.ru	Il'a V. Vlasov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-9110-8313 E-mail: viv@ispms.ru
Юрий Иванович Почивалов, к.фм.н., ведущий научный сотруд-	Yurii I. Pochivalov, Cand. Sci. (PhysMath.), Leading Researcher of the

ник физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН *ORCID:* 0000-0003-0236-816X *E-mail:* pochiv@ispms.ru Yurii I. Pochivalov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-0236-816X E-mail: pochiv@ispms.ru

Вклад авторов	Contribution of the Authors	
<i>А. И. Гордиенко</i> – формирование основной концепции, цели и задач исследования; написание текста рукописи; литературный обзор публикаций по теме статьи; анализ экспериментальных ланных	<i>A. I. Gordienko</i> – formation of the basic concept, goals and objectives of research; writing the text; reviewing publications on the article topic; analysis of experimental data.	
<ul> <li>И. В. Власов – проведение экспериментальных исследований; обработка результатов и анализ данных; доработка текста.</li> <li>Ю. И. Почивалов – проведение экспериментальных исследований; обработка результатов и анализ данных.</li> </ul>	<i>I. V. Vlasov</i> – conducting experimental studies; processing results and data analysis; revision of the text. <i>Yu. I. Pochivalov</i> – conducting experimental studies; processing results and data analysis.	
Поступила в редакцию 02.09.2022 После доработки 16.11.2022 Принята к публикации 29.11.2022	Received 02.09.2022 Revised 16.11.2022 Accepted 29.11.2022	

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



удк 669:539.381.296 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-320-326



Оригинальная статья Original article

# Картины локализации деформации на стадии предразрушения в биметалле углеродистая сталь – нержавеющая сталь

# С. А. Баранникова 🖱, Ю. В. Ли

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

#### ⊠ bsa@ispms.ru

Аннотация. В работе проведено исследование локализации деформации на макромасштабном уровне на стадиях параболического деформационного упрочнения и предразрушения в условиях квазистатического нагружения биметалла углеродистая сталь - нержавеющая сталь. Проблема оценки масштабов явлений, определяющих пластичность, является решающей при разработке любых теорий пластической деформации, в частности, дислокационных. Основной сложностью при построении таких теорий является трудность согласования дислокационных масштабов, характерных для большинства механизмов деформации и деформационного упрочнения, с макроскопическими параметрами деформационных процессов. В рамках автоволновой модели локализованной пластической деформации эта задача может быть сведена к возможности получения параметров из результатов макронаблюдений развития локализованного пластического течения. В ходе экспериментов подтверждается, что в биметалле на любой стадии процесса формоизменения самопроизвольно генерируется специфическая картина распределения очагов локализации – паттерн локализованного пластического течения. Форма таких паттернов определяется действующим в материале законом деформационного упрочнения. Наблюдаемые паттерны локализации могут быть использованы в качестве информативного признака при прогнозировании запаса пластичности. В процессе одноосного растяжения на стадии параболического деформационного упрочнения биметалла реализуется режим деформирования с образованием нескольких потенциальных очагов разрушения. Установлено, что на стадии предразрушения в ходе временной эволюции волновой картины локализации деформации зона активной пластической деформации сужается, но количество очагов в ней сохраняется при уменьшении расстояния между ними или даже возрастает. Результатом этого процесса является образование макроскопической шейки, а затем разрушение. На стадии предразрушения точка коллапса указывает на место будущего разрушения и сигнализирует о необходимости остановки процесса деформирования во избежание разрушения биметаллического материала. Таким образом, общеизвестное проявление макроскопической локализации деформации – образование шейки – предваряется сложными явлениями взаимосогласованного движения очагов локализованной пластичности на стадии предразрушения в биметаллах.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, биметаллы, низкоуглеродистая сталь, нержавеющая сталь

*Благодарности:* Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема № FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Баранникова С.А., Ли Ю.В. Картины локализации деформации на стадии предразрушения в биметалле углеродистая сталь – нержавеющая сталь. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):320–326. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-320-326

# PATTERNS OF LOCALIZED DEFORMATION

# AT PRE-FRACTURE STAGE IN CARBON STEEL – STAINLESS STEEL BIMETAL

# S. A. Barannikova 🖻, Yu. V. Li

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

#### 💌 bsa@ispms.ru

*Abstract.* The work is devoted to the study of strain localization at macroscale level during parabolic mechanical hardening and pre-fracture under quasi-static loading of a carbon steel – stainless steel bimetal. The problem of estimating the scale of the phenomena that determine plasticity is decisive in the development of any theories of plastic deformation, in particular, dislocation theories. The main difficulty in constructing such theories is the reconciling the dislocation scales, characteristic for most deformation and mechanical hardening mechanisms, with macroscopic parameters

of deformation processes. In the framework of the autowave model of localized plastic deformation, this problem can be reduced to the possibility of obtaining parameters from the results of macroscale observations of localized plastic flow development. During the experiments, it was confirmed that in a bimetal at any forming stage, a specific pattern of localization centers distribution is spontaneously generated - a pattern of localized plastic flow. The shape of such patterns is determined by the law of mechanical hardening acting in the material. It is shown that the observed localization patterns can be used as an informative feature in predicting the plasticity margin. In the process of uniaxial tension at the stage of parabolic mechanical hardening of the bimetal, the deformation mode is realized with the formation of several potential fracture centers. It was established that at the pre-fracture stage, during the time evolution of the wave pattern of deformation localization, the zone of active plastic deformation narrows, but the number of centers in it either remains the same with a decrease in the distance between them, or even increases. The result of this process is the formation of a macroscopic neck, and then fracture. At the pre-fracture stage, the collapse point indicates the place of future fracture and signals the need to stop the deformation process in order to avoid the fracture of the bimetallic material. Thus, the well-known manifestation of deformation macroscopic localization – formation of a neck – is preceded by complex phenomena of mutually coordinated motion of localized plasticity centers at the pre-fracture stage.

Keywords: plastic deformation, localization, bimetal, low carbon steel, stainless steel

- Acknowledgements: 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 No. FWRW-2021-0011.
- For citation: Barannikova S.A., Li Yu.V. Patterns of localized deformation at pre-fracture stage in carbon steel stainless steel bimetal. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):320–326. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-320-326

## Введение

В физическом описании процесса пластического течения до настоящего времени практически открытым остается вопрос о причинах и природе изменения характера макроскопической локализации и деформационного упрочнения при переходе от одной стадии процесса к другой. Несмотря на то, что собственно механизмы деформационного упрочнения, действующие на конкретных стадиях процесса деформирования, в достаточной степени разработаны на микроскопическом уровне [1], остается открытым главный вопрос: о причине исчерпания возможностей одного механизма и начале реализации другого. Таким образом, существуют пробелы в макроскопическом описании феномена пластичности. Это препятствует, с одной стороны, полному пониманию природы упрочнения материалов, а с другой – тормозит развитие технологических методов обработки материалов (прокатки, ковки, штамповки и волочения), связанных с использованием больших пластических деформаций [2]. В связи с этим возникает необходимость расширения и уточнения модели и механизма отклика металлов на внешние механические воздействия. Благодаря этому будет облегчена возможность построения современного варианта теории пластичности, учитывающей физические, механические и материаловедческие аспекты проблемы биметаллических материалов [3], которые находят широкое применение в различных областях техники за счет достижения не только качественно новых свойств изделий, но и существенной экономии дорогостоящих материалов. При совместной прокатке заготовок, состоящих их разнородных металлических компонентов, сложные закономерности развития их пластического течения по длине очага деформации обуславливают сложный характер развития зоны соединения [4].

Работы по изучению структуры и механических свойств биметаллических материалов проводятся уже в течение нескольких десятилетий [5 – 7]. В результате

были решены вопросы технологии их изготовления, показаны пути улучшения механических свойств готовых изделий, получено большое количество экспериментальных данных, объясняющих различные аспекты строения и управления свойствами таких материалов [8-11]. В то же время теоретические представления не позволяют адекватно прогнозировать разрушение биметаллов в виде расслоения при их обработке методами пластического формоизменения. Использование подходов механики слоистых композиционных материалов [12; 13] позволило спрогнозировать расслоение биметаллических материалов при малых упругопластических деформациях [14; 15], характерных для эксплуатационных нагрузок, но прогнозирование применительно к процессам с большими пластическими деформациями весьма затруднительно.

В исследованиях [16; 17] показано, что картины локализации пластической деформации при растяжении образцов биметалла имеют автоволновой характер [18-21]. На упруго-пластическом переходе зоны локализованной пластической деформации зарождаются в областях соединения биметалла и распространяются в виде фронтов Людерса сначала в основном слое низкоуглеродистой стали, затем в плакирующих слоях нержавеющей стали [16; 17]. В настоящей работе получены данные о распределениях локальных деформаций в основном и плакирующем слоях биметаллического материала на развитых стадиях пластического течения и разрушения. При этом возникает возможность сравнения картин локализованной деформации, полученных для отдельных компонентов биметалла, деформируемых при таких же условиях.

#### Материалы и методы

Для исследования выбран коррозионностойкий биметалл низкоуглеродистая сталь Ст3сп + нержавеющая сталь 12Х18Н9Т, полученный методом заливки с последующей прокаткой в лист толщиной 8 мм. В основе метода лежит получение двух- или многослойного слитка заливкой одного или более слоев на твердый слой другого состава [3]. Основным слоем толщиной приблизительно 6,7 мм является низкоуглеродистая сталь марки Ст3сп. Толщина верхнего и нижнего плакирующего слоев из нержавеющей стали 12Х18Н9Т составила приблизительно 0,75 мм. Плоские образцы с размерами рабочей части 42×8×2 мм вырезали из листов трехслойного металла таким образом, чтобы рабочая поверхность (поверхность наблюдения) была ориентирована нормально к направлению прокатки листов.

Микроструктура и элементный состав исследуемых биметаллов в зоне соединения подробно рассмотрены в работах [16; 17]. Структура основного металла Ст3сп характерна для структур малоуглеродистых сталей, матрицей которых является феррит, содержащий небольшое количество перлита. Структура плакирующего металла 12X18Н9Т характерна для нержавеющих сталей и представляет собой вытянутые вдоль оси проката зерна аустенита. Количество образовавшегося α'-мартенсита деформации в плакирующем слое нержавеющей стали 12Х18Н9Т в результате растяжения биметалла 12X18H9T + Ст3сп определяли путем рентгеноструктурного анализа. Для получения рентгенограмм использовали монохроматизированное СиК<sub>2</sub>-излучение на установке ДРОН-3. Анализ рентгенограмм поверхностного слоя стали 12X18Н9Т биметалла показал, что в исходном состоянии содержится только аустенит (у-фаза) с параметром решетки a = 3,5999 Å. В деформированных растяжением образцах биметалла в поверхностных слоях нержавеющей стали 12Х18Н9Т реализуется наведенное деформацией γ – а'-фазовое превращение [9] и выявлена двухфазная структура с различным соотношением α- и γ-фаз. При общей деформации  $\varepsilon_{tot} = 15$  % содержание  $\alpha'$ -фазы в виде мартенсита (a = 2,8873 Å) составило примерно  $52 \pm 4$  %, остальное – аустенит (у-фаза) с параметром решетки a = 3,5999 Å.

Образцы растягивали на испытательной машине Walter + Bai LFM-125 со скоростью деформации  $6,67 \cdot 10^{-5}$  с<sup>-1</sup> при комнатной температуре. Для выявления стадий деформационного упрочнения, описываемых эмпирическим уравнением Людвика-Холломона  $\sigma = K\varepsilon^n$  (где *K* и *n* – константы материала), определяли значения *K* и *n* из графика в двойных логарифмических координатах истинные напряжения – истинные деформации ln(*s* – *s*<sub>0</sub>) = *f*(ln *e*).

Согласно концепции разрушения материала с учетом накопления повреждений [13], параметр поврежденности *D* может быть рассчитан [22]:

$$D = -\frac{1}{2} \ln \left( \frac{\tilde{E}_i}{E_0} \right), \tag{1}$$

где  $E_0$  – модуль упругости материала (модуль Юнга);  $\tilde{E}_i$  – секущий модуль.

В настоящей работе секущий модуль определяли по наклону линейного участка диаграмм растяжения в циклическом режиме нагрузка – разгрузка с интервалом 2,5 % общей деформации.

Для наблюдения макроскопической локализации пластической деформации использовали методику, сочетающую механические испытания на одноосное растяжение с адаптированной для исследования пластической деформации корреляцией цифровых спекл-изображений. Методика позволяет восстанавливать поле векторов смещений, возникающее на поверхности плоского образца на любом этапе процесса, и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии. Детали и возможности такой методики описаны в работах [18 – 21] и здесь дополнительно обсуждаться не будут.

## Результаты исследований

Ранее было показано [16], что в процессе растяжения образца биметалла, состоящего из металлов с разными механическими свойствами (низкоуглеродистася сталь Ст3сп и аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н9Т), пластическое течение на начальной стадии начинает протекать в основном слое мягкого металла, в то время как более прочный плакирующий слой нержавеющей стали деформируется еще упруго. Затем на площадке текучести деформируются пластически основной слой и плакирующий слой биметалла. Анализ картин распределений локальных деформаций показал, что на ранних стадиях процесса пластического течения трехслойного биметалла одиночный фронт в форме полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ) первоначально возникает на границе соединения в основном слое низкоуглеродистой стали Ст3сп, а затем инициирует зарождение фронта ПЧЛ в плакирующем слое стали 12X18Н9Т. На протяжении всей площадки текучести одиночный фронт локализации распространяется как в основном, так и в плакирующем слое.

Далее на стадии параболического деформационного упрочнения в основном слое низкоуглеродистой стали Ст3сп биметалла наблюдается система стационарных очагов локализации пластической деформации  $\varepsilon_{xx}$  с пространственным периодом  $\lambda = 4 \pm 1$  мм (рис. 1, *a*). Следует отметить, что на переходном участке от стадии параболического деформационного упрочнения к стадии предразрушения биметалла зафиксировано изменение приростов локальных деформаций  $\varepsilon_{xx}(x, t)$  в основном слое Ст3сп (рис. 1, *б*).

Далее на стадии предразрушения биметалла неподвижные ранее очаги локализации пластической деформации  $\varepsilon_{xx}$  в основном слое Ст3сп начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию к высокоамплитудному максимуму локальных деформаций. Как и в случае монолитного образца низкоуглеродистой стали Ст3сп, в основном слое Ст3сп биметалла высокоамплитудный максимум в виде рас-





Рис. 1. Кинетические диаграммы *X*(*t*) положений максимумов локализованной деформации ε<sub>xx</sub> вдоль оси растяжения с течением времени *t* в основном слое биметалла 12X18H9T + Ст3сп на стадии параболического деформационного упрочнения (*a*) и распределение приростов локальных удлинений ε<sub>xx</sub>(*x*, *t*) при переходе от стадии параболического деформационного упрочнения к предразрушению (*б*)

Fig. 1. Kinetic diagrams X(t) of the positions of localized strain maxima  $\varepsilon_{xx}$  along the tension axis with time *t* in the base layer of 12Kh18N9T + St3sp bimetal at parabolic mechanical hardening (*a*) and distribution of local elongations  $\varepsilon_{xx}(x, t)$  during transition from parabolic mechanical hardening to prefracture ( $\delta$ )

пределений локальных удлинений указывает на место формирования макроскопической шейки и будущего вязкого разрушения.

Для детального анализа эволюции распределений локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$  при переходе от параболической стадии деформационного упрочнения к стадии предразрушения биметалла были проанализированы изменения суммарных значений компонент  $\varepsilon_{xx}$  для разных точек вдоль оси растяжения: в основном слое биметалла стали СтЗсп (рис. 2, *a*, точки l - 4) и вблизи зоны соединения двух материалов (рис. 2, *a*, точки l' - 4') во временном интервале  $t = 1400 \div 3850$  с, что соответствовало общей деформации  $\varepsilon_{tot} = 0,12 \div 0,33$ .

Установлено, что средняя суммарная величина локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$  практически постоянна на стадии параболического деформационного упрочнения и начинает отклоняться от постоянного уровня при общей деформации  $\varepsilon_{tot} = 0,19 \div 0,25$ , что соответствует переходу от стадии параболического деформационного

упрочнения к стадии предразрушения (рис. 2,  $\delta$ , кривые l и 2). В очаге локализации пластической деформации (рис. 2, a, точки 4 и 4') как в основном слое низкоуглеродистой стали СтЗсп (рис. 2,  $\delta$ , кривая 2), так и вблизи плакирующего слоя нержавеющей стали 12Х18Н9Т (рис. 2,  $\delta$ , кривая l) обнаружен экстремальный рост суммарных значений локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$ , который соответствует переходу от параболической стадии деформационного упрочнения к стадии предразрушения биметалла.

Логарифмирование зависимостей  $\varepsilon_{xx}(\epsilon/\delta)$  (рис. 2,  $\delta$ , кривые l и 2) позволило выделить линейные участки с разным наклоном. Первая точка пересечения прямых линий соответствует началу стадии параболического деформационного упрочнения, вторая точка соответствует ее окончанию и переходу к стадии предразрушения.

Математическую обработку зависимостей  $\varepsilon_{xx}(\varepsilon/\delta)$  (рис. 2,  $\delta$ , кривые *l* и *2*), соответствующих инкременту локальных удлинений в очаге локализации в основном



Рис. 2. Области для анализа суммарных значений локальных удлинений при переходе к стадии предразрушения
в очаге разрушения в основном и плакирующем слоях биметалла 12X18H9T + Ст3сп при общей деформации ε<sub>tot</sub> = 0,28 (*a*);
зависимости распределений суммарных локальных удлинений ε<sub>xx</sub> (*1* – плакирующий слой 12X18H9T; *2* – основной слой Ст3сп)
и параметра поврежденности *D* (*1*′ – плакирующий слой 12X18H9T; *2*′ – основной слой Ст3сп) от нормированной пластичности ε/δ биметалла (*б*)

Fig. 2. Areas for analysis of local elongations total values during transition to prefracture in the fracture center in the base and cladding layers of 12Kh18N9T + St3sp bimetal with total deformation  $\varepsilon_{tot} = 0.28$  (*a*); dependence of distributions of total local elongations  $\varepsilon_{xx}$  (*I* – cladding layer 12Kh18N9T; 2 – base layer St.3sp) and damage parameter *D* (*I'* – cladding layer

12 base layer St.3sp) and damage parameter *D* (*T* – endeding layer 12Kh18N9T; 2' – base layer St3sp) on the bimetal normalized plasticity ε/δ ( $\delta$ )

и плакирующем слоях биметалла на стадии предразрушения, проводили с использованием метода двойного *t*-критерия [23]. Статистический анализ показал, что отличие наклона кривых *l* и *2* (рис. 2,  $\delta$ ) для основного и плакирующего металла значимо, поскольку двойной *t*-критерий |t| = 17,5 > 2,3, то есть  $|t| > t_{\alpha,f}$ , где табличное значение коэффициента Стьюдента  $t_{\alpha,f} = 2,3$  [23].

Полученные результаты позволяют утверждать, что в плакирующем слое нержавеющей стали 12X18Н9Т (рис. 2,  $\delta$ , кривая *I*) инкремент локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$ в очаге локализации (рис. 2, *a*, точки 4 и 4') больше, чем в основном слое низкоуглеродистой стали СтЗсп (рис. 2,  $\delta$ , кривая 2), при переходе от параболической стадии к стадии предразрушения биметалла. Такое различие, вероятно, связано с характером накоплений повреждений в разных слоях биметалла в процессе растяжения.

Параметр поврежденности D по выражению (1) рассчитывали при проведении механических испытаний на одноосное растяжение образцов биметалла в режиме нагрузка – разгрузка. Анализ данных показал, что между параметром поврежденности и величиной общей деформации при растяжении образцов как отдельных составляющих, так и биметалла существует экспоненциальная зависимость. Поскольку механические свойства материалов разных слоев биметалла существенно отличаются, целесообразнее рассмотреть зависимость параметра поврежденности D от величины общей деформации растяжения є, нормированных на значения относительного удлинения до разрыва б каждого материала. Из совмещенных зависимостей для суммарных локальных удлинений є, и параметра поврежденности D от нормированной пластичности є/δ (рис. 2, б) следует, что накопление повреждений и инкремент локальных удлинений при одинаковом уровне общей деформации в плакирующем слое аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т (кривые l - l') происходит быстрее, чем в основном слое низкоуглеродистой стали Ст3сп (кривые 2 – 2') биметалла.

Установлено, что при общей деформации  $\varepsilon_{tot} = 0,33$ разрушение биметалла начинается с формирования трещины в плакирующем слое нержавеющей стали, затем трещина начинает распространяться в основном слое низкоуглеродистой стали и в процессе движения разделяется на ряд микротрещин. Магистральная трещина в основном слое в процессе разрушения распространяется скачкообразно по зигзагообразной траектории. Как только трещина проходит через все сечение образца, при общей деформации  $\varepsilon_{tot} = 33,5$ происходит разрушение биметалла. Характер разрушения низкоуглеродистой стали Ст3сп и аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т различный. Основная компонента биметалла из стали Ст3сп разрушается по вязкому механизму, в то время как разрушение плакирующего слоя из стали 12X18Н9Т в биметалле идет по хрупкому механизму [24]. Эти данные подтверждают различный характер зависимостей параметра поврежденности в разных слоях биметалла в процессе нагружения (рис. 2, *б*).

Таким образом, при одноосном растяжении биметалла после площадки текучести на границе раздела двух слоев со стороны плакирующего слоя появляются микротрещины. Данное явление связано с градиентом локальных напряжений в зоне соединения вследствие химической и структурной неоднородностей [16; 17]. Несмотря на то, что в монолитном состоянии нержавеющая сталь 12Х18Н9Т обладает большим уровнем прочности и пластичности, в условиях совместной деформации биметалла, прокатанного на толщину 8 мм, локализация пластической деформации и накопление микротрещин в плакирующем слое происходит гораздо интенсивнее по сравнению с основным низкопрочным слоем малоуглеродистой стали.

## Выводы

При исследовании картин локализованной деформации биметалла 12Х18Н9Т + Ст3сп на развитых стадиях пластического течения корреляцией цифровых спеклизображений выявлены следующие закономерности.

В основном слое низкоуглеродистой стали Ст3сп биметалла на стадии параболического деформационного упрочнения формируется стационарная система эквидистантных зон локализации деформации с пространственным периодом  $4 \pm 1$  мм. На стадии предразрушения неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение к очагу, характеризующемуся большой амплитудой компоненты локального удлинения  $\varepsilon_{xx}$ , где затем происходит образование шейки и вязкое разрушение образца.

Обнаружен экспоненциальный рост суммарной величины локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$  при переходе от стадии параболического деформационного упрочнения к стадии предразрушения в области формирования шейки биметалла как в основном слое низкоуглеродистой стали, так и в плакирующем слое нержавеющей стали.

## Список литературы / References

- Rao S.I., Dimiduk D.M., Tang M., Uchic M.D., Parthasarathy T.A., Woodward C. Estimating the strength of singleended dislocation sources in micron-sized single crystals. *Philosophical Magazine*. 2007;87(30):4777–4794. http://dx.doi.org/10.1080/14786430701591513
- Gronostajski Z., Pater Z., Madej L., Gontarz A., Lisiecki L., Łukaszek-Sołek A., Łuksza J., Mróz S., Muskalski Z., Muzykiewicz W., Pietrzyk M., Śliwa R.E., Tomczak J., Wiewiórowska S., Winiarski G., Zasadziński J., Ziółkiewicz S. Recent development trends in metal forming. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019;19(3):898–941. http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2019.04.005
- **3.** Биметаллический прокат / П.Ф. Засуха, В.Д. Корщиков, О.Б. Бухвалов, А.А. Ершов. Москва: Металлургия, 1971:264.

 Li L., Nagai K., Yin F. Progress in cold roll bonding of metals. Science and Technology of Advanced Materials. 2008;9(2):023001.

http://dx.doi.org/10.1088/1468-6996/9/2/023001

 Deb-Roy T., Wie 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;92:112–224. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001

 Hinojos A., Mireles J., Reichardt A., Frigola P., Hosemann P., Murr L.E., Wicker R.B. Joining of Inconel 718 and 316 Stainless Steel using electron beam melting additive manufacturing technology. *Materials and Design*. 2016;94:17–27. http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.041

- Hofmann D.C., Roberts S., Otis R., Kolodziejska J., Dillon R.P., Suh J., Shapiro A.A., Li Z.-K., Borgonia J.-P. Developing gradient metal alloys through radial deposition additive manufacturing. *Scientific Reports*. 2014;4:5357. http://dx.doi.org/10.1038/srep05357
- 8. Li Z., Lin Y.C., Zhang L., Jia F., Jiang Z., Jiao S. Investigation of compact tensile and fracture mechanical properties of a duplex stainless steel bimetal composite with the interfacial zone. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;19:809–820.

https://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.085

- Li Z., Zhao J., Jia F., Liang X., Zhang Q., Yuan X., Jiao S., Jiang Z. Interfacial characteristics and mechanical properties of duplex stainless steel bimetal composite by heat treatment. *Materials Science and Engineering: A.* 2020;787:139513. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2020.139513
- Chen N., Ali Khan H., Wan Z., Lippert J., Sun H., Shang S.-L., Liu Z.-K., Li J. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625. *Additive Manufacturing*. 2020;32:101037.
- https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101037
  11. Li Z., Zhao J., Jia F., Lu Y., Liang X., Yuan X., Jiao S., Zhou C., Jiang Z. Hot deformation behaviour and interfacial characteristics of bimetal composite at elevated temperatures. *Intermetallics*. 2020;125:106893.

http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106893

- **12.** Фудзии Т., Дзако М. *Механика разрушения композиционных материалов*. Москва: Мир; 1982:232.
- **13.** Murakami S. *Continuum Damage Mechanics*. Springer: Netherlands; 2012:402.
- 14. Гладковский С.В., Трунина Т.А., Коковихин Е.А., Вичужанин Д.И., Голубкова И.А. Формирование структуры и свойств слоистых соединений металлов. Заготовительные производства в машиностроении. 2010;(4):41–45.

Gladkovskii S.V., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Vichuzhanin D.I., Golubkova I.A. Formation of structure and properties of lamellar metal compounds. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2010;(4):41–45. (In Russ.).

**15.** Смирнов С.В., Голубкова И.А. Моделирование процесса холодной прокатки тонких полос методом конечных элементов. Заготовительные производства в машиностроении. 2010;(5):27–30.

Smirnov S.V., Golubkova I.A. Simulation of cold rolling of thin strips by finite element method. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2010;(5):27–30. (In Russ.).

16. Баранникова С.А., Бочкарева А.В., Ли Ю.В., Лунев А.Г., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б. Исследование картин локализации пластической деформации и разрушения двухслойного металлического материала. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016;13(4):511–516.

Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Li Yu.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Investigation of localization patterns of plastic deformation and fracture of a two-layer metal material. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2016;13(4):511–516. (In Russ.).

 Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарева А.В., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь. Известия вузов. Черная металлургия. 2018; 61(4):300–305.

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Li Yu.V., Zuev L.B. Study of the structure of bimetal construction carbon steel – stainless steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(4):300–305. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

- 18. Zuev L.B. Autowave Mechanics of plastic flow. Springer Tracts in Mechanical Engineering. 2021:245–274. https://doi.org/10.1007/978-3-030-60124-9 12
- 19. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть І. Качественные и количественные закономерности. Физическая мезомеханика. 2021;24(6):5–14. https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14

Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as a process of the formation of spatio-temporal structures. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Fizicheskaya Mezomechanika*. 2021;24(6):5–14. (In Russ.).

https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14

20. Баранникова С.А., Косинов Д.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Коновалов С.В. Влияние водорода на макролокализацию пластической деформации низкоуглеродистой стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2016;59(12):891–895.

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895

Barannikova S.A., Kosinov D.A., Zuev L.B., Gromov V.E., Konovalov S.V. Hydrogen effect on macrolocalization of plastic deformation of low carbon steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016;59(12):891–895. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895

**21.** Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Автоволны локализованной деформации на начальных стадиях пластического течения монокристаллов. *Журнал технической физики*. 2003;73(11):69–75.

Danilov V.I., Barannikova S.A., Zuev L.B. Localized strain autowaves at the initial stage of plastic flow in single crystals. *Technical Physics*. 2003;48(11):1429–1435. https://doi.org/10.1134/1.1626775

- 22. Chow C.L., Wang J. An anisotropic theory of continuum damage mechanics for ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*. 1987;27(5):547–558. https://doi.org/10.1016/0013-7944(87)90108-1
- Mendenhall W.M., Sincich T.L. Statistics for Engineering and the Sciences. New York: Chapman and Hall/CRC; 2016:1182. https://doi.org/10.1201/b19628

24. Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Путилова Е.А. Оценка приложенных напряжений при упругопластической деформации одноосным растяжением двухслойного композиционного материала «Сталь Ст3 – Сталь 08Х18Н10Т» магнитными методами. Дефектоскопия. 2012;8:64–75. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Putilova E.A. Magnetic estimation of stresses applied to a two-layer steel ct3-steel 08x18h10t composite material during elastoplastic deformation by uniaxial tension. *Russian Journal of Nondestructive Testing.* 2012;48(8):495–504.

https://doi.org/10.1134/S1061830912080050

## Сведения об авторах / Information about the Authors

Светлана Александровна Баранникова, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0001-5010-9969 *E-mail:* bsa@ispms.ru

Юлия Владимировна Ли, младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН ORCID: 0000-0003-1759-9606 *E-mail:* lyuv@ispms.ru Svetlana A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-5010-9969 E-mail: bsa@ispms.ru

Yuliya V. Li, Junior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0003-1759-9606 E-mail: lyuy@ispms.ru

 Поступила в редакцию 19.09.2022
 Received 19.09.2022

 После доработки 15.11.2022
 Revised 15.11.2022

 Принята к публикации 20.12.2022
 Accepted 20.12.2022

Porfir'ev M.A., Gromov V.E., Kryukov R.E. Evolution of structural-phase state and properties of hypereutectoid steel rails at long-term operation

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIAL SCIENCE



**УДК** 669.539.382:669.17:669.14.018:539.27 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-327-329



Краткое сообщение Short report

# Эволюция структурно-фазового состояния и свойств рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации

# М. А. Порфирьев, В. Е. Громов , Р. Е. Крюков

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

#### 💌 gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнен анализ эволюции микротвердости, трибологических свойств, дислокационной субструктуры и фазового состава рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости категории ДТ 400 ИК после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто на экспериментальном кольце РЖД. Экстремально длительная эксплуатация рельсов сопровождается уменьшением параметра износа поверхности катания (в 3,1 раза), увеличением микротвердости (в 1,4 раза), скалярной плотности дислокаций (в 1,5 раза) и содержания карбида Fe<sub>3</sub>C (в 1,24 раза). Эксплуатация рельсов привела к уменьшению параметра кристаллической решетки, что коррелирует с ростом содержания карбида железа. Высказаны предположения о физических причинах изменения параметров.

Ключевые слова: рельсы специального назначения, структура, микротвердость, фазовый состав, трибологические свойства

*Благодарности:* Авторы работы выражают благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы рельсов и Ю.Ф. Иванову за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Для цитирования: Порфирьев М.А., Громов В.Е., Крюков Р.Е. Эволюция структурно-фазового состояния и свойств рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):327–329. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-327-329

# **EVOLUTION OF STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTOID STEEL RAILS AT LONG-TERM OPERATION**

# M. A. Porfir'ev, V. E. Gromov<sup>®</sup>, R. E. Kryukov

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

### 💌 gromov@physics.sibsiu.ru

*Abstract.* The methods of modern physical materials science were used to analyze the evolution of microhardness, tribological properties, dislocation substructure and phase composition of the rails with increased wear resistance and contact endurance of DT 400 IR category after missed tonnage of 187 million gross tons on the experimental ring of Russian Railways. It is shown that extremely long-term operation of the rails is accompanied by a decrease (3.1 times) in wear parameter of the rolling surface and an increase (1.4 times) in microhardness, scalar dislocation density (1.5 times) and Fe<sub>3</sub>C carbide content (1.24 times). Operation of the rails led to a decrease in the crystal lattice parameter, which correlates with an increase in the content of iron carbide. We made the assumptions about physical causes of the change in parameters.

Keywords: special purpose rails, structure, microhardness, phase composition, tribological properties

Acknowledgements: The authors express their gratitude to E.V. Polevoy for the provided samples of rails and Y.F. Ivanov for his help in conducting experiments and discussing the results.

For citation: Porfir'ev M.A., Gromov V.E., Kryukov R.E. Evolution of structural-phase state and properties of hypereutectoid steel rails at long-term operation. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):327–329. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-327-329

### Введение

Непрерывное возрастание требований к надежности рельсов в условиях высоких нагрузок на ось и больших скоростей движения обусловливает необходимость их высокой эксплуатационной стойкости и анализа возможных причин изъятия [1]. Знание закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств специальных видов рельсов необходимо как для совершенствования технологии их производства, так и для предсказания их поведения при эксплуатации.

В России производство дифференцированно закаленных специальных видов рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости осуществляется уже более трех лет. Это рельсы категории ДТ 400 ИК для эксплуатации на прямых участках пути со скоростями до 200 км/час и кривых участках без ограничения по грузонапряженности. Важность информации о структурнофазовом состоянии, прочностных и трибологических свойствах новых видов рельсов определяется глубиной фундаментальных проблем физического материаловедения, с одной стороны, и практической значимостью проблемы, с другой [2-4]. В соответствии с программой развития РЖД предусмотрено увеличение срока службы рельсов до 2,0 млрд т пропущенного тоннажа. По данным РЖД в 2020 г. до 75 % изъятий рельсов приходилось при достижении предельного состояния по износу и контактно-усталостным дефектам.

Целью настоящей работы является анализ изменения фазового состава, дислокационной субструктуры и свойств рельсов специального назначения после длительной эксплуатации.

## Методика исследования

В качестве материала для исследования использованы образцы заэвтектоидной стали Э90ХАФ, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ 51685 – 2013, ТУ 24.10.75111-298-05757676.2017 РЖД. Анализу подвергались рельсы после дифференцированной закалки и после эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД (пропущенный тоннаж 187 млн т брутто).

Измерение микротвердости стали осуществляли на приборе ПМТ-3 методом Виккерса при нагрузке на индентор 0,5 Н. Трибологические свойства характеризовали параметром износа и коэффициентом трения. Испытания проводили в условиях сухого трения по схеме диск – палец на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из твердого сплава BK8 диаметром 6 мм; радиус трека износа 2 мм; пройденный контртелом путь 50 м; скорость вращения образца 25 мм/с; нагрузка на индентор 2 Н; температура комнатная. Профиль канавки износа и ее параметры исследовали контактным нанопрофилометром (см. рисунок). Параметр изнашивания к рассчитывали по формуле:

$$\kappa = \frac{2\sigma RA}{FL},$$

где R – радиус трека, мм; A – площадь поперечного сечения канавки износа, мм<sup>2</sup>; F – величина приложенной нагрузки, Н; L – пройденный шариком контртела путь, м [5].

Дислокационная субструктура определялась методами просвечивающей электронной микроскопии (прибор JEOLJEM 2100 F) [6; 7]. Исследование фазового состава и структурных параметров проводилось на дифрактометре ХРД-600 в Си $K_{\alpha}$ -излучении с использованием баз данных РДК 4+ и программы полнопрофильного анализа POWDERCELL 2/4.

## Результаты и их обсуждение

После эксплуатации рельсов категории ДТ 400 ИК микротвердость поверхности катания увеличилась в 1,4 раза (с 5,5 до 7,7 ГПа), а скалярная плотность дислокаций в 1,5 раза (с 5,0·10<sup>10</sup> до 7,5·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>). Такое изменение параметров связано с формированием сложного напряженно деформированного состояния поверхности катания рельсов при длительной эксплуатации [1]. Этим же может быть объяснено увеличение более чем в три раза сопротивления износу поверхности катания. В исходном состоянии параметр износа составляет 7,7·10<sup>-6</sup> мн<sup>3</sup>/(Н·м), а после эксплуатации 2,5·10<sup>-6</sup> мн<sup>3</sup>/(Н·м). Коэффициент трения уменьшается незначительно: от 0,43 до 0,35. Эти результаты не дают основания для экспраполяции износа при последующей эксплуатации. Как и в работе [1], нужны значения этого параметра при других значениях пропущенного тоннажа.



Зависимость коэффициента трения (1) и силы трения (2) от времени трибологических испытаний рельсов ДТ 400 ИК после пропущенного тоннажа 187 млн т (*a*) и профиль дорожки трения (*б*)

Dependence of friction coefficient (1) and friction force (2) on time of tribological testing of DT 400 IR rails after missed tonnage of 187 million tons (a) and profile of friction track ( $\delta$ ) Ренттенофазовый анализ рельсов категории ДТ 400 ИК показал, что основными фазами стали являются  $\alpha$ -Fe и карбид железа Fe<sub>3</sub>C. В исходном состоянии содержание фаз составляет 95,83 и 4,17 % (по массе) соответственно. Параметры кристаллической решетки: для  $\alpha$ -Fe a = 2,8736 Å, для карбида Fe<sub>3</sub>C a = 4,7313 Å, b = 4,3299 Å, c = 2,8330 Å.

После пропущенного тоннажа содержание фаз для  $\alpha$ -Fe и Fe<sup>3</sup>C составляет 94,84 и 5,16 % (по массе) соответственно. При этом параметры кристаллической решетки: для  $\alpha$ -Fe a = 2,8713 Å; для карбида железа a = 4,3057 Å, b = 4,3057 Å, c = 2,8342 Å. Эти данные свидетельствуют о том, что эксплуатация рельсов привела к увеличению в 1,24 раза содержания карбида Fe<sub>3</sub>C, к изменению параметров его кристаллической решетки и, возможно, дефектной структуры. Параметр кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe уменьшился. Это коррелирует с увеличением содержания карбида железа и свидетельствует о выходе углерода из кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe с образованием карбидной фазы в процессе эксплуатации.

## Выводы

Эксплуатация рельсов категории ДТ 400 ИК приводит к повышению износостойкости, микротвердости, скалярной плотности дислокаций и содержания карбида Fe<sub>3</sub>C.

## Список литературы / References

- Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long Term Operation. Materials Research Forum LLC, 2021;106:193. https://doi.org/10.21741/9781644901472
- Ivanov Yu.A., Gromov V.E., Yuriev A.A., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;11:710–718. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.107
- Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear. *Materials Characterization*. 2017;132:397–404. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.05.031
- 4. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2018;95:172–242.

https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.001

Information about the Authors

- Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения / Под ред. Д.Г. Громаковского. Самара: СамГТУ; 2000:268.
- Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel: Springer International Publishing; 2016:196. https://doi.org/10.1007/978-3-319-39877-8
- Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York: Springer; 2014:717. https://doi.org/10.1007/978-3-642-38934-4

оведения со авторах	internation about the / attrong
<i>Михаил Анатольевич Порфирьев,</i> научный сотрудник Управле- ния научных исследований, Сибирский государственный индуст- риальный университет <i>ORCID:</i> 0000-0003-3602-5739 <i>E-mail:</i> mport372@gmail.com	Mikhail A. Porfir'ev, Research Associate of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University ORCID: 0000-0003-3602-5739 E-mail: mport372@gmail.com
Виктор Евгеньевич Громов, д.фм.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет ORCID: 0000-0002-5147-5343 E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru	Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (PhysMath.), Prof., Head of the Chair of Sci- ence named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University ORCID: 0000-0002-5147-5343 E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

 Роман Евгеньевич Крюков, д.т.н., доцент кафедры металлургии
 Roman

 черных металлов, Сибирский государственный индустриальный
 Metalla

 университет
 ORCID:

 ORCID: 0000-0002-3394-7941
 E-mail:

 E-mail: rek\_nzrmk@mail.ru
 E-mail:

Свеления об авторах

Roman E. Kryukov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University ORCID: 0000-0002-3394-7941 E-mail: rek\_nzrmk@mail.ru

Вклад авторов	Contribution of the Authors	
<i>М. А. Порфирьев</i> – проведение экспериментов, составление текста.	<i>M. A. Porfir'ev</i> – conducting experiments, writing the text.	
<i>В. Е. Громов</i> – формирование концепции работы, редактирование текста.	V. E. Gromov – formation of the work concept, editing the text.	
<i>Р. Е. Крюков</i> – подготовка образцов, обсуждение результатов, обзор литературы.	<b><i>R. E. Kryukov</i></b> – preparation of the samples, discussion of the results, literature review.	
Поступила в редакцию 10.01.2023 После доработки 25.01.2023 Принята к публикации 31.01.2023	Received 10.01.2023 Revised 25.01.2023 Accepted 31.01.2023	

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES



**УДК** 669.15:546.17:(546.11+546.77):546.74 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-330-336



Оригинальная статья Original article

# Вагнеровские параметры взаимодействия Азота с хромом и молибденом в жидких сплавах на основе никеля

# Л. А. Большов, С. К. Корнейчук <sup>®</sup>, Э. Л. Большова

Вологодский государственный университет (Россия, 160000, Вологда, ул. Ленина, 15)

#### 💌 korn62@mail.ru

Аннотация. Предложена простая теория термодинамических свойств жидких растворов азота в сплавах систем Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–Mo, которая аналогична теории для жидких растворов азота в бинарных сплавах систем Fe–Cr и Fe–Ni, представленной авторами ранее (2019 – 2021). Теория основана на решеточной модели трехкомпонентных жидких растворов Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–Mo. Предполагается модельная решетка типа ГЦК. В узлах этой решетки располагаются атомы железа, хрома, никеля и молибдена. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлах решетки. Это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплавов, ни от температуры, и что жидкие растворы систем Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–Mo являются совершенными. В рамках предложенной теории представлено выражение для вагнеровского параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе железа. Аналогичное выражение получено для вагнеровского параметра взаимодействия азота с молибденом в жидких сплавах на основе железа. Аналогичное выражение получено для вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni)$ . По первой из этих формул рассчитано значение  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni) = -0,108$ , что совпадает с экспериментальной оценкой. По второй из формул рассчитано значение  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni) = -14,3$  при температуре 1873 К. Этому соответствует значение лангенберговского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni) = -0,036$ , что удовлетворительно согласуется с экспериментальной оценкой  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni) = -0,038$ .

Ключевые слова: термодинамика, растворы, азот, железо, никель, хром, молибден, коэффициент активности, вагнеровские параметры взаимодействия, лангенберговские параметры взаимодействия

Для цитирования: Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровские параметры взаимодействия азота с хромом и молибденом в жидких сплавах на основе никеля. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):330–336. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-330-336

# WAGNER INTERACTION COEFFICIENTS OF NITROGEN WITH CHROMIUM AND MOLIBDENUM IN LIQUID NICKEL-BASED ALLOYS

# L. A. Bol'shov, S. K. Korneichuk<sup>®</sup>, E. L. Bol'shova

**Vologda State University** (15 Lenina Str., Vologda 16000, Russian Federation)

## 💌 korn62@mail.ru

**Abstract**. The authors propose a simple theory of thermodynamic properties of liquid nitrogen solutions in alloys of the Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Mo systems. This theory is analogous to the theory for liquid nitrogen solutions in binary alloys of the Fe–Cr and Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Mo systems. This theory in 2019 and 2021. The theory is based on lattice model of ternary liquid solutions of the Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Mo systems. The model assumes a FCC lattice. Atoms of Fe, Ni, Cr and Mo are deposed in the sites of the lattice. Nitrogen atoms are located in octahedral interstices. The nitrogen atom interacts only with the metal atoms located in the lattice sites neighboring to it. This interaction is pairwise. It is assumed that the energy of this interaction depends neither on composition nor on temperature. It is supposed that the liquid solutions in the Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Cr and Fe–Ni–Mo systems are perfect. Within the framework of the proposed theory, the relation is obtained that expresses the Wagner interaction coefficients between nitrogen and chromium  $\epsilon_N^{Cr}(Fe)$  and between nitrogen and nickel  $\epsilon_N^{Ni}(Fe)$  in liquid iron-based alloys. A similar relation is obtained for the Wagner interaction coefficient between nitrogen and chromium  $\epsilon_N^{Cr}(Fe)$  and molybdenum in liquid nickel-based alloys  $\epsilon_N^{No}(Ni)$ . According to the

first of these formulas, the value  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni) = -21.9$  at a temperature of 1873 K is calculated. This corresponds to the value of the Langenberg interaction coefficient  $e_N^{Cr}(Ni) = -0.108$ , which coincides with experimental estimate. According to the second formula, the value  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni) = -14.3$  is calculated at a temperature 1873 K. This corresponds to the value of the Langenberg interaction coefficient  $e_N^{Cr}(Ni) = -0.036$ , which is in satisfactory agreement with the experimental estimate  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni) = -15.1$ ;  $e_N^{Cr}(Ni) = -0.038$ .

Keywords: thermodynamics, solutions, nitrogen, iron, nickel, chromium, molybdenum, activity coefficient, Wagner interaction coefficient, Langenberg interaction coefficient

For citation: Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficients of nitrogen with chromium and molibdenum in liquid nickel-based alloys. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):330–336. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-330-336

В начале прошлого века были изобретены жаропрочный сплав нихром и хромистая нержавеющая сталь. Эти изобретения показали, что хром как легирующий элемент, добавленный в достаточно больших концентрациях к железу и никелю, может обеспечить пассивирование поверхности образующихся сплавов при обычных и высоких температурах. В середине прошлого века началось промышленное производство жаропрочных сплавов на основе никеля. Эти сплавы содержат несколько легирующих элементов, но основным из них является хром. Содержание молибдена в этих сплавах составляет несколько процентов.

Молибден играет очень важную роль в металлургии коррозионностойких сплавов на основе никеля. Приблизительно сто лет назад были изобретены коррозионностойкие сплавы хастеллой A (Ni – 20 % Mo) и хастеллой B (Ni – 30 % Mo). Современные сорта сплавов хастеллой содержат до 30 % Mo. Установлено, что на эксплуатационные характеристики жаростойких, жаропрочных и коррозионностойких сплавов на основе никеля большое влияние оказывает содержание в них азота.

Экспериментальное изучение растворимости азота в жидком никеле и его сплавах началось шестьдесят с небольшим лет назад [1; 2]. Подобные исследования продолжаются и в настоящее время [3]. Полученные результаты нуждаются в теоретическом осмыслении с точки зрения термодинамической теории. Это необходимо для теоретического предсказания величины растворимости азота в жидких сплавах на основе никеля и оценки возможности нитридообразования в этих сплавах. В настоящей статье ограничимся рассмотрением термодинамики растворов азота в жидких сплавах систем Fe-Ni-Cr и Fe-Ni-Mo. Это дает возможность оценить вагнеровские параметры взаимодействия азота с хромом и молибденом в жидких сплавах на основе никеля, исходя из значений соответствующих параметров в жидких сплавах на основе железа.

Одним из первых в СССР экспериментально изучать растворимость азота в жидком никеле и сплавах на основе никеля начал А.Я. Стомахин. Памяти этого человека, исследователя и педагога, посвящается настоящая статья.

Для конкретности начнем с системы Fe-Ni-Cr. Обозначим концентрации компонентов раствора системы Fe-Ni-Cr-N, выраженные в мольных долях, как  $c_{\text{Fe}}$ ,  $c_{\text{Ni}}$ ,  $c_{\text{Cr}}$ ,  $c_{\text{N}}$  соответственно. Исходным понятием

в настоящей работе является термодинамическая активность азота в растворе. Обозначим эту величину как  $a_N$ . Первоначально понятие активности компонента раствора было введено Льюисом в 1907 г. Применительно к растворам азота из определения Льюиса следует

$$a_{\rm N} = \exp\left(\frac{\mu_{\rm N} - \mu_{\rm N}^{\circ}}{RT}\right),$$

где T – абсолютная температура, R – универсальная газовая постоянная,  $\mu_N$  – химический потенциал азота в растворе,  $\mu_N^{\circ}$  – химический потенциал азота в стандартном состоянии при температуре T. Стандартное состояние выбирается в соответствии со способом выражения концентрации азота в растворе. Для целей данного исследования предпочтительно зафиксировать величину  $\mu_N^{\circ}$ . Проще всего положить  $\mu_N^{\circ} = 0$ . Тогда имеем определение

$$a_{\rm N} = \exp\left(\frac{\mu_{\rm N}}{RT}\right).$$
 (1)

Такое определение ввел Гуггенгейм в 30-х годах прошлого века [4]. Активность, согласно определению (1), называется абсолютной активностью. Абсолютная активность при T = const есть безразмерная функция состава раствора, определенная с точностью до произвольного постоянного множителя. Она инвариантна относительно способа выражения концентраций компонентов раствора и выбора стандартного состояния. В настоящей работе будем пользоваться активностью азота, представленной в уравнении (1).

Коэффициент активности азота определяется обычной формулой  $\gamma_{\rm N} = \frac{a_{\rm N}}{c_{\rm N}}$ . Подобные коэффициенты иногда [5] называют рациональными коэффициентами активности. Пусть  $\gamma_{\rm N} \rightarrow \gamma_{\rm N}^{\circ}$  при  $c_{\rm N} \rightarrow 0$ . Таким образом,  $\gamma_{\rm N}^{\circ}$  – рациональный коэффициент активности азота в бесконечно разбавленном по азоту растворе. В сплавах системы Fe-Ni-Cr-N при  $c_{\rm Fe} \rightarrow 1$  и  $T = {\rm const}$  удобно рассматривать коэффициент  $\gamma_{\rm N}^{\circ}$  как функцию концентраций  $c_{\rm Ni}$  и  $c_{\rm Cr}$ :  $\gamma_{\rm N}^{\circ} = \gamma_{\rm N}^{\circ}(c_{\rm Ni}, c_{\rm Cr})$ . Определим вагнеровские [6] параметры взаимодействия азота с легирующими элементами в жидких сплавах на основе железа:

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) = \frac{\partial \ln \gamma_{\rm N}^{\circ}(c_{\rm Ni}; c_{\rm Cr})}{\partial c_{\rm Ni}}$$
 при  $c_{\rm Fe} \rightarrow 1;$ 

$$\epsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Fe}) = rac{\partial \ln \gamma_{\rm N}^{\circ} (c_{\rm Ni}; c_{\rm Cr})}{\partial c_{\rm Cr}}$$
 при  $c_{\rm Fe} \rightarrow 1.$ 

В сплавах системы Fe–Ni–Cr–N при  $c_{Ni} \rightarrow 1$  и T = const удобно считать коэффициент  $\gamma_N^\circ$  функцией аргументов  $c_{\text{Fe}}$  и  $c_{\text{Cr}}$ :  $\gamma_N^\circ = \widetilde{\gamma_N^\circ}(c_{\text{Fe}}, c_{\text{Cr}})$ . Тогда вагнеровский параметр взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля можно определить формулой

 $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = \frac{\partial \ln \gamma_{\rm N}^{\circ} (c_{\rm Fe}; c_{\rm Cr})}{\partial c_{\rm C}}$  при  $c_{\rm Ni} \to 1$ 

или

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) = \frac{\partial \ln \widetilde{\gamma_{\rm N}^{\circ}} (1 - c_{\rm Fe} - c_{\rm Cr}; c_{\rm Cr})}{\partial c_{\rm Cr}} \, \text{при } c_{\rm Ni} \to 1.$$
(2)

В практической металлургии принято выражать концентрации компонентов раствора в процентах по массе. Тогда концентрации компонентов раствора системы Fe-Ni-Cr-N обозначим как [% Fe], [% Ni], [% Cr] и [% N] соответственно. Назовем коэффициент активности азота в жидком растворе  $f_{\rm N} = \frac{a_{\rm N}}{[\% \text{ N}]}$  массово-процентным коэффициентом активности. Пусть  $\gamma_{\rm N} \rightarrow f_{\rm N}^{\circ}$  при [% N]  $\rightarrow 0$ . Итак,  $f_{\rm N}^{\circ}$  – массово-процентный коэффициент активности азота в бесконечно разбавленном по азоту растворе. Определим лангенберговские параметры взаимодействия азота с легирующими элементами в жидких сплавах на основе железа [7]:

$$e_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) = \frac{\partial \lg f_{\rm N}^{\circ}([\% \text{ Ni}]; [\% \text{ Cr}])}{\partial [\% \text{ Ni}]} \operatorname{при} [\% \text{ Fe}] \to 100;$$
$$e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Fe}) = \frac{\partial \lg f_{\rm N}^{\circ}([\% \text{ Ni}]; [\% \text{ Cr}])}{\partial [\% \text{ Cr}]} \operatorname{при} [\% \text{ Fe}] \to 100.$$

В сплавах системы Fe–Ni–Cr–N при [% N]  $\rightarrow$  100 и T = const удобно считать коэффициент  $f_{\rm N}^{\circ}$  функцией аргументов [% Fe] и [% Cr]:  $f_{\rm N}^{\circ} = \widetilde{f_{\rm N}^{\circ}}([\%$  Fe], [% Cr]). Лангенберговский параметр взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля определяется формулой

$$e_{\mathrm{N}}^{\mathrm{Cr}}(\mathrm{Ni}) = \frac{\partial \log f_{\mathrm{N}}^{\circ}([\% \mathrm{Fe}]; [\% \mathrm{Cr}])}{\partial [\% \mathrm{Cr}]}$$
 при [% Ni]  $\rightarrow 100.$ 

Рассмотрим соотношение между вагнеровским  $e_i^j(k)$  и лангенберговским  $e_i^j(k)$  параметрами взаимодействия в сплавах на основе компонента k. Здесь i, j – растворенные компоненты. Точное соотношение получено в работе [8]. Вывод основан на инвариантности дифференциала логарифма активности компонента раствора относительно различных способов выражения концентраций. Соотношение имеет вид:

$$\varepsilon_{i}^{j}(k) = 230, 3 \frac{A_{j}}{A_{k}} e_{i}^{j}(k) + \frac{A_{k} - A_{j}}{A_{k}},$$
 (3)

где  $A_j$  – атомная масса легирующего компонента j;  $A_k$  – атомная масса основы сплава.

В настоящей работе роль компонента *i* играет азот, роль компонента j – хром и молибден, а роль компонента k – железо и никель. Соотношение, обратное соотношению (3), запишется в виде [9]:

$$e_{i}^{j}(k) = \frac{1}{230,3} \frac{A_{k}}{A_{j}} \left[ \varepsilon_{i}^{j}(k) + \frac{A_{k} - A_{j}}{A_{k}} \right].$$
(4)

Целью настоящей работы является получение теоретических соотношений, связывающих параметр взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni)$  с параметрами  $\varepsilon_N^{Cr}(Fe)$  и  $\varepsilon_N^{Ni}(Fe)$ , а параметр взаимодействия  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni)$  с параметрами взаимодействия  $\varepsilon_N^{Mo}(Fe)$  и  $\varepsilon_N^{Ni}(Fe)$ . Авторами предлагается простая модель растворов азота в жидких сплавах систем Fe-Ni-Cr и Fe-Ni-Mo, являюшаяся обобшением модели растворов азота в бинарных сплавах системы Fe-Cr, предложенной в работе [10]. Теория основана на решеточной модели растворов Fe-Ni-Cr и Fe-Ni-Mo. Предполагается модельная решетка типа ГЦК. В узлах этой решетки располагаются атомы железа, никеля, хрома и молибдена. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлами решетки. Это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплава, ни от температуры. Принимается, что жидкие растворы в системах Fe-Ni-Cr и Fe-Ni-Мо являются совершенными трехкомпонентными растворами. Будем считать, что вклад позиционной энтропии в парциальную энтропию раствора не зависит от состава сплава и температуры.

Математические результаты в рамках классической статистической механики для модели типа описанной выше получены ранее в работах [11; 12]. Эти результаты применительно к системе Fe-Cr-Ni-N сводятся к формуле

$$\gamma_{\rm N}^{\circ} = \left\{ 1 - \frac{1}{\delta} \left[ \varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) c_{\rm Ni} + \varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Fe}) c_{\rm Cr} \right] \right\}^{-\delta},$$

где  $\delta$  – число узлов ГЦК решетки, окружающих октаэдрическое междоузлие ( $\delta = 6$ );  $\gamma_{\rm N}^{\circ}$  – коэффициент активности азота в бесконечно разбавленном по азоту растворе, нормированный, исходя из условия:  $\gamma_{\rm N}^{\circ} = 1$  при  $c_{\rm Fe} \rightarrow 1$ . Отсюда

$$\ln \gamma_{\rm N}^{\circ} \left( 1 - c_{\rm Fe} - c_{\rm Cr}, \ c_{\rm Cr} \right) =$$
$$= -\delta \ln \left\{ 1 - \frac{1}{\delta} \left[ \varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) \left( 1 - c_{\rm Fe} - c_{\rm Cr} \right) + \varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Fe}) c_{\rm Cr} \right] \right\}.$$
(5)

Из формул (2) и (5) следует:

$$\epsilon_N^{Cr}(Ni) = \delta \frac{\epsilon_N^{Cr}(Fe) - \epsilon_N^{Ni}(Fe)}{\delta - \epsilon_N^{Ni}(Fe)}.$$

В итоге получаем расчетную формулу:

$$\varepsilon_{N}^{Cr}(Ni) = 6 \frac{\varepsilon_{N}^{Cr}(Fe) - \varepsilon_{N}^{Ni}(Fe)}{6 - \varepsilon_{N}^{Ni}(Fe)}.$$
 (6)

Для системы Fe-Ni-Mo-N имеем аналогичные рассмотренной выше определения и модель. Поэтому в итоге получаем формулу, подобную (6):

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = 6 \frac{\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Fe}) - \varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe})}{6 - \varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe})}.$$
 (7)

Чтобы воспользоваться формулой (6), необходимо знать значения вагнеровских параметров взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}(Fe)$  и  $\varepsilon_N^{Ni}(Fe)$  в сплавах на основе железа. Ограничимся самыми убедительными результатами экспериментальных исследований растворимости азота в жидких сплавах системы Fe–Cr, в которых получены оценки лангенберговского параметра взаимодействия при T = 1873 K:  $e_N^{Cr}(Fe) = -0,045$  [13] и  $e_N^{Cr}(Fe) = -0,047$  [14]. В монографии [15] рекомендовано  $e_N^{Cr}(Fe) = -0,046$ . Согласно формуле (3), этому соответствует значение вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}(Fe) = -9,8$ .

В работах [14; 16] получено значение лангенберговского параметра взаимодействия  $e_N^{Ni}(Fe) = 0,011$ . Согласно формуле (3), этой величине отвечает  $\varepsilon_N^{Ni}(Fe) = 2,6$ .

Подставляя в правую часть формулы (6)  $\varepsilon_{N}^{Cr}(Fe) = -9.8$ и  $\varepsilon_{N}^{Ni}(Fe) = 2.6$ , получим теоретическое значение вагнеровского параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля  $\varepsilon_{N}^{Cr}(Ni) = -21.9$  при T = 1873 К. Согласно формуле (4), этой величине соответствует значение лангенберговского параметра взаимодействия  $e_{N}^{Cr}(Ni) = -0.108$ . Полученный результат совпадает с экспериментальным [16].

Оценка истинного значения параметра взаимодействия  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni})$  представляет значительные трудности. Приведем некоторые экспериментальные данные этого параметра для температуры T = 1873 K, полученные путем измерения растворимости азота в расплавах системы Ni–Cr: –0,13 [2]; –0,11 (при T = 1823 K) [17]; –0,098 [18]; –0,108 [16]; –0,093 [19]; –0,0766 [20]; –0,0952 (при T = 1823 K) [21]. Среднее арифметическое значение этих величин составляет  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,102$ . В монографиях [15; 22] рекомендуется  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,1$  при T = 1873 K.

Ранее авторами настоящей работы была представлена другая теория [9] для вычисления значения вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni)$ . Запишем закон Сивертса [23] для растворимости азота в жидких сплавах системы Fe-Cr в виде:

$$[\% \text{ N}]^* = K'_{\text{N}} \sqrt{\frac{P_{\text{N}_2}}{P_0}}$$

где  $P_{N_2}$  – парциальное давление азота в газовой фазе;  $P_0$  – стандартное давление ( $P_0$  = 1 атм  $\approx$  0,101 МПа);  $K'_N$  – константа закона Сивертса для растворимости азота в жидких сплавах Ni–Cr. Пусть  $K'_N$ (Ni) при  $c_{Ni}$  = 1 и  $K'_N = K'_N$ (Cr) при  $c_{Cr}$  = 1. Согласно теории [9]

$$\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = 6 \left( 1 - 6 \sqrt{\frac{A_{\rm Cr}}{A_{\rm Ni}} \frac{K_{\rm N}'({\rm Cr})}{K_{\rm N}'({\rm Ni})}} \right).$$
(8)

Расчет по формулам (8) и (4) в работе [9] приводит к значению лангенберговского параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах никеля  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,105$  при T = 1873 К.

Таким образом, согласно теории [9] оценка параметра взаимодействия  $e_N^{Cr}(Ni)$  при T = 1873 К составляет -0,105, а по теории, предложенной в настоящей работе,  $e_N^{Cr}(Ni) = -0,108$ . Все это очень близкие друг к другу значения с точки зрения экспериментальной неопределенности. К аналогичному выводу приходим, сравнивая последний результат с усредненным экспериментальным  $e_N^{Cr}(Ni) = -0,102$ .

Заметим, что теория [9] и формула (8) не могут быть применимы для оценки вагнеровского параметра взаимодействия азота с молибденом в жидких сплавах на основе никеля, так как температура плавления молибдена очень высока (примерно 2888 К [24]).

Чтобы воспользоваться формулой (7) для оценки параметра  $\varepsilon_{N}^{Mo}(Ni)$ , необходимо знать величину вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_{N}^{Mo}(Fe)$  в сплавах на основе железа. Приведем показатели соответствующего лангенберговского параметра взаимодействия при T = 1873 К, полученные на основе наиболее авторитетных исследований растворимости азота в жидких сплавах системы Fe-Mo:  $e_{N}^{Mo}(Fe) = -0,011$  [13] и  $e_{N}^{Mo}(Fe) = -0,013$  [25]. Среднее арифметическое этих значений составляет  $e_{N}^{Mo}(Fe) = -0,012$ . Согласно формуле (3) этой величине соответствует показатель вагнеровского параметра взаимодействия  $\varepsilon_{N}^{Mo}(Fe) = -5,5$ . Подставим в формулу (7)  $\varepsilon_{N}^{Mo}(Fe) = -5,5$  и  $\varepsilon_{N}^{Ni}(Fe) =$ 

Подставим в формулу (7)  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Fe}) = -5,5$  и  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Ni}({\rm Fe}) = 2,6$ . В итоге получим теоретическую величину параметра взаимодействия азота с молибденом в жидких сплавах на основе никеля при T = 1873 К:  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -14,3$ . Отсюда с помощью формулы (4) определяется теоретическая величина лангенберговского параметра взаимодействия  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0,036$ .

Рассмотрим значения параметров взаимодействия  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni})$  и  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni})$  при T = 1873 К. В работе [17] методом Сивертса [23] исследовалась растворимость азота в жидких сплавах системы Ni-Mo при T = 1823 К. По результатам этого исследования установлено экспериментальное значение лангенберговского параметра взаимодействия  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni})$  = -0,04. При этом, согласно формуле (3), вагнеровский параметр взаимодействия  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni})$  = -15,9 при T = 1823 К.

В работе [9] предложена теоретическая формула для пересчета величины вагнеровского параметра взаимо-

действия азота с легирующим металлом с температуры Т<sub>0</sub> на температуру Т. Эта формула применительно к параметру взаимодействия  $\varepsilon_N^{Mo}$  и значению  $\delta = 6$ может быть записана в виде

$$\varepsilon_{\mathrm{N}}^{\mathrm{Mo}}(T) = 6 \left\{ 1 - \left[ 1 - \frac{1}{6} \varepsilon_{\mathrm{N}}^{\mathrm{Mo}}(T_0) \right]^{\frac{T_0}{T}} \right\}.$$
(9)

Подставим в формулу (9) значения  $T_0 = 1823$  К, T = 1873 К,  $\varepsilon_N^{Mo}(1823) = -15,9$ . Получим оценку  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni) =$  = -15,1 при T = 1873 К. Этому отвечает значение лангенберговского параметра взаимодействия азота с молибденом в жидких сплавах на основе никеля  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0,038$  (формула (4)). Сравнивая эту величину с теоретической  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0,036$ , можно констатировать удовлетворительное соответствие теории (формула (7)) и эксперимента [17].

Результаты теоретических расчетов позволяют сделать предположения о правдоподобности экспериментальных результатов. Наиболее правдоподобным значением параметра взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля представляется  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,108$  при T = 1873 К, полученное путем измерения растворимости азота методом Сивертса в работе [16]. Это совпадает с выводом, сделанным в работе [9].

Наиболее правдоподобным значением параметра взаимодействия азота с молибденом в жидких сплавах на основе никеля представляется  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = 0.04$ при T = 1823 К, полученное путем измерения растворимости азота методом Сивертса в работе [17]. Пересчет этой величины по формуле (9) на температуру T = 1873 К приводит к результату  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0.038$ .

Наиболее правдоподобными экспериментальными значениями вагнеровских параметров взаимодействия азота в жидком никеле при T = 1873 К представляются  $\varepsilon_{N}^{Cr}(Ni) = -21,9; \ \varepsilon_{N}^{Mo}(Ni) = -15,1.$  Теоретические значения этих параметров  $\varepsilon_{N}^{Cr}(Ni) = -21,9; \ \varepsilon_{N}^{Mo}(Ni) = -14,3.$ 

Заметим, что оба элемента, хром и молибден, принадлежат одной группе таблицы Менделеева (группа VI, подгруппа хрома). Молибден является ближайшим химическим аналогом хрома. Возможно, с этим связана применимость теоретической модели для обеих систем, Fe-Ni-Cr-N и Fe-Ni-Mo-N.

В заключение отметим, что интерес к термодинамике растворов азота в чистых металлах Cr, Mn, Fe, Ni и в сплавах на их основе в последние десятилетия не ослабевает. Примером являются работы [3; 20; 21; 26 – 30].

## Выводы

Предложена модельная теория структуры и межатомного взаимодействия для растворов азота в жидких сплавах систем Fe-Ni-Cr и Fe-Ni-Mo. Полу-

чены формулы (6) и (7), выражающие вагнеровские параметры взаимодействия азота в жидких сплавах на основе никеля  $\varepsilon_N^{Cr}(Ni)$  и  $\varepsilon_N^{Mo}(Ni)$  через аналогичные параметры в жидких сплавах на основе железа  $\varepsilon_{N}^{Cr}(Fe)$ и  $\varepsilon_N^{Mo}$ (Fe).

Получены теоретические значения параметров взаимодействия азота в жидких сплавах на основе никеля при T = 1873 К:  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -21,9$ ;  $\varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -14,3$ ;  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,108$ ;  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0,036$ .

Наиболее правдоподобны экспериментальные значения параметров взаимодействия азота в жидких сплавах на основе никеля при T = 1873 К:  $e_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -0,108;$  $e_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -0,038; \varepsilon_{\rm N}^{\rm Cr}({\rm Ni}) = -21,9; \varepsilon_{\rm N}^{\rm Mo}({\rm Ni}) = -15,1.$ 

#### Список литературы / References

- 1. Schenck H., Frohberg M.G., Graf H. Untersuchugen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisenlösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (II). Arhiv für das Eisenhüttenwesen. 1959;30(9):533-537.
- 2. Humbert J.C., Elliott J.F. The solubility of nitrogen in liquid Fe-Cr-Ni alloys. Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1960;218(10):1076-1088.
- Qian K., Chen B., Zhao P., Zhang M., Liu K. Solubility of 3. nitrogen in liquid Ni, Ni-Nb, Ni-Cr-Nb, Ni-Fe-Nb and Ni-Cr-Fe-Nb systems. ISIJ International. 2019;59(12): 2220-2227.

https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-187

Фаулер Р., Гуггенгейм Э. Статистическая термодина-4. мика. Москва: Издательство иностранной литературы; 1949:612.

Fowler R.H., Guggenheim E.A. Statistical Thermodynamics. Cambridge: Addison-Wesley Press; 1939:693.

- Робинсон Р., Стокс Р. Растворы электролитов. Москва: 5. Издательство иностранной литературы; 1963:647. Robinson R.A., Stokes R.H. Electrolyte Solutions. London: Butterworths Scientific Publications; 1959:559.
- 6. Вагнер К. Термодинамика сплавов. Москва: Металлургиздат; 1957:179.

Wagner C. Thermodynamics of Alloys. Cambridge: Addison-Wesley Press; 1952:162.

- 7. Langenberg F.C. Predicting solubility of nitrogen in molten steel. JOM. 1956;8(8):1099-1101. https://doi.org/10.1007/BF03377828
- 8. Lupis C.H.P., Elliott J.F. The relation between interaction coefficients ɛ and e. Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1965;233(1):257-258.
- Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагне-9. ровский параметр взаимодействия азота с хромом в жидких сплавах на основе никеля. Известия вузов. Черная металлургия. 2021;64(9):693-697. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-693-697

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficient between nitrogen and chromium in liquid nickel-based alloys. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2021;64(9):693–697. (In Russ.).

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-693-697

10. Большов Л.А., Корнейчук С.К. Термодинамика жидких растворов азота в хроме. Известия вузов. Черная метал-

## лургия. 2019;62(5):387–393. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-387-393

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K. Thermodynamics of liquid nitrogen solutions in chromium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(5):387–393. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-387-393

**11.** Большов Л.А. О растворимости азота в жидких многокомпонентных сплавах железа с переходными металлами. Известия вузов. Черная металлургия. 1982;25(1):8–10.

Bol'shov L.A. On solubility of nitrogen in liquid multicomponent iron alloys with transition metals. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982;25(1):8–10. (In Russ.)

- 12. Большов Л.А. Статистическая теория многокомпонентных и малоконцентрированных сплавов. Дисс... докт. физ.-мат. наук. Москва: МГУ;1991:496.
- 13. Pehlke R.D., Elliott J.F. Solubility of nitrogen in liquid iron alloys. I. Thermodynamics. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960;218(6):1088–1101.
- 14. Turnock R.H., Pehlke R.D. The solubility of nitrogen in multicomponent liquid iron alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1966;236(11):1540–1547.
- Линчевский Б.В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами. Москва: Металлургия; 1986:224.
- 16. Суровой Ю.Н., Окороков Г.Н., Нефедова С.А. Растворимость азота в расплавах железа и никеля с хромом: Сборник «Доклады советских ученых на III советскояпонском симпозиуме по физико-химическим основам металлургических процессов», 27–29 сентября 1971 г. Москва: Институт металлургии им. А.А. Байкова; 1971.
- Стомахин А.Я., Байер П., Поляков А.Ю. Растворимость азота в жидком никеле и в сплавах никеля с хромом, молибденом и вольфрамом. Известия АН СССР. Металлы. 1965;(4):37–45.

Stomakhin A.Ya., Baier P., Polyakov A.Yu. Solubility of nitrogen in liquid nickel and nickel alloys with chromium, molybdenum and tungsten. *Izvestiya AN SSSR. Metally.* 1965;(4):37–45. (In Russ.).

 Федорченко В.И., Аверин В.В., Самарин А.М. Растворимость азота в жидком никеле и расплавах Ni–Cr, Ni–Mo и Ni–W. Доклады Академии наук СССР. 1968;183(4):894–896.

Fedorchenko V.I., Averin V.V., Samarin A.M. Solubility of nitrogen in liquid nickel and Ni–Cr, Ni–Mo and Ni–W melts. *Doklady Akademii nauk SSSR*. 1968;183(4):894–896. (In Russ.).

19. Буцкий Е.В., Григорян В.А., Филиппов А.Ф., Топилин В.В., Краснова И.А. Растворимость азота в много-

компонентных сплавах на основе никеля. Известия вузов. Черная металлургия. 1975;18(1):47–51.

Butskii E.V., Grigoryan V.A., Filippov A.F., Topilin V.V., Krasnova I.A. Solubility of nitrogen in multicomponent nickel-based alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1975; 18(1):47–51. (In Russ.).

- 20. Abdulrahman R.F., Hendry A. Solubility of nitrogen in liquid nickel-based alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001;32(6):1103–1112. https://doi.org/10.1007/s11663-001-0098-3
- 21. Kowanda C., Speidel M.O. Solubility of nitrogen in liquid nickel and binary Ni–X<sub>i</sub> alloys (X<sub>i</sub> = Cr, Mo, W, Mn, Fe, Co) under elevated pressure. *Scripta Materialia*. 2003;48(8): 1073–1078. *http://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00628-0*
- 22. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. *Теоретические основы электросталеплавильных процессов*. Москва: Металлургия; 1987:272.
- Sieverts A. Zur Kenntnis der Okklusion und Diffusion von Gasen durch Metallen. Zeitschrift für physikalische Chemie. 1907;60(2):129–201. https://doi.org/10.1515/zpch-1907-6009
- **24.** Некрасов Б.В. *Основы общей химии. Том 1.* Москва: Химия; 1973:656.
- 25. Maekawa S., Nakagawa Y. Effect of nickel, cobalt, molybdenum, chromium and vanadium on the solubility in liquid iron: Solubility of nitrogen in liquid iron and iron alloys – II. *Tetsu-to-Hagane*. 1960;46(9):972–976. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.46.9 972
- 26. Siwka J. Solubility of nitrogen in liquid chromium. *Archives* of *Metallurgy*. 1998;43(1):67–82.
- 27. Kim E.-J., Pak J.-J., You B.-D. Nitrogen solubility in liquid manganese and ferromanganese alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001;32(4):659–668. https://doi.org/10.1007/s11663-001-0120-9
- Shin J., Lee J., Min D.J., Park J. Solubility of nitrogen in high manganese steel (HMnS) melts. Interaction parameter between Mn and N. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011;42(6):1081–1085. https://doi.org/10.1007/s11663-011-9582-6
- 29. Григорян В.А., Стомахин А.Я., Уточкин Ю.И., Пономаренко А.Г., Белянчиков Л.Н., Котельников Г.И., Островский О.И. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов. Москва: МИСиС; 2007:318.
- 30. Лысенкова Е.В. Повышение точности расчетов растворимости азота и нитрида титана в сплавах на основе железа. Применение к сталям, легированным азотом и титаном: Дисс....канд. техн. наук. Москва: МИСиС; 2015:75.

# Сведения об авторах / Informat

Леонид Абрамович Большов, д.ф.-м.н., профессор кафедры математики и информатики, Вологодский государственный университет *E-mail:* labolshov@mail.ru

Светлана Константиновна Корнейчук, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, Вологодский государственный университет *E-mail:* korn62@mail.ru

**Элина Леонидовна Большова,** доцент кафедры английского языка, Вологодский государственный университет *E-mail:* labolshov@mail.ru

# ax / Information about the Authors

Leonid A. Bol'shov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Prof. of the Chair of Mathematics and Informatics, Vologda State University E-mail: labolshov@mail.ru

Svetlana K. Korneichuk, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Vologda State University E-mail: korn62@mail.ru

*Elina L. Bol'shova, Assist. Prof. of the Chair of English,* Vologda State University *E-mail:* labolshov@mail.ru

## Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):330-336.

## Большов Л.А., Корнейчук С.К. и др. Вагнеровские параметры взаимодействия азота с хромом и молибденом в жидких сплавах ...

Вклад авторов / Contribution of the Authors			
<i>Л. А. Большов</i> – идея и текст статьи. <i>С. К. Корнейчук</i> – анализ метода и результатов, оформление текста и сопровождающих документов. <i>Э. Л. Большова</i> – перевод на русский язык англоязычных статей, перевод на английский язык аннотации и библиографического списка.	<ul> <li><i>L. A. Bol'shov</i> – formation of the article idea, writing the text.</li> <li><i>S. K. Korneichuk</i> – analysis of the method and results, preparation of the text and accompanying documents.</li> <li><i>E. L. Bol'shova</i> – translation of English articles, translation into English of the abstract and references.</li> </ul>		
Поступила в редакцию 30.12.2022	Received 30.12.2022		

Revised 05.03.2023 Accepted 11.03.2023

После доработки 05.03.2023 Принята к публикации 11.03.2023 По материалам конференции «ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ» им. академика А.М. Самарина – 2022 Materials of the Conference «PHYSICO-CHEMICAL FOUNDATIONS OF METALLURGICAL PROCESSES" named after Academician A.M. Samarin – 2022



**УДК** 669.046.558.6 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-337-343



Оригинальная статья Original article

# Опыт применения кальцийсодержащей инжекционной проволоки с наполнителем из электролитического кальция на этапе внепечной обработки стали

А. Д. Хорошилов<sup>1</sup>, С. А. Сомов<sup>2</sup>, В. Д. Католиков<sup>1</sup><sup>∞</sup>, В. А. Мурысев<sup>2</sup>, Р. Е. Бочериков<sup>3</sup>, М. Р. Ярмухаметов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ООО «Русатом МеталлТех» (Россия, 115409, Москва, Каширское шоссе, 49)

<sup>2</sup> АО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

## 💌 vdkatolikov@yandex.ru

Аннотация. Алюминий является одним из наиболее распространенных раскислителей, при его использовании в расплаве образуются тугоплавкие включения глинозема. Присутствие данных неметаллических включений негативно влияет на чистоту жидкой стали, механические свойства, затрудняет разливку вследствие затягивания сталеразливочной фурнитуры. Модифицирование включений оксида алюминия кальцием способствует образованию жидких алюминатов кальция, что приводит к ускорению их удаления из металла ввиду более высокой скорости всплытия. Обладая высоким сродством к сере, кальций связывает ее, образуя сульфиды, тем самым уменьшая вредное влияние серы и снижая анизотропию свойств стали при дальнейшей прокатке. Для обработки стали кальцием используют инжекционные проволоки с кальцийсодержащим наполнителем. В качестве наполнителя могут быть использованы электролитический кальций, силикокальций, алюмотермический кальций, феррокальций. В данной работе описаны результаты проведенных испытаний кальцийсодержащей проволоки с наполнителем из электролитического кальция и силикокальция. Показано, что расход кальция при использовании силикокальциевой проволоки в среднем на 35 % выше в сравнении с кальция для различных сортаментов сталей при использовании кальцийсодержащих проволок разных дизайнов и наполнителя. Выполнен анализ разливаемости стали, где в качестве определяющего параметра рассмотрена зависимость изменения положения штока стопора промежуточного ковша от содержания кальция в металле по пробе с установки непрерывной разливки стали. Установлено, что проволока с наполнителем из электролитического кальция положения штока стопора промежуточного ковша от содержания кальция в металле по пробе с установки непрерывной разливки стали. Установлено, что проволока с наполнителем из электролитического кальция показывает более эффективный результат в сравнении с силикокальциевой проволокой.

*Ключевые слова:* внепечная обработка стали, кальцийсодержащая инжекционная проволока, кальций, электролитический кальций, силикокальций

Для цитирования: Хорошилов А.Д., Сомов С.А., Католиков В.Д., Мурысев В.А., Бочериков Р.Е., Ярмухаметов М.Р. Опыт применения кальцийсодержащей инжекционной проволоки с наполнителем из электролитического кальция на этапе внепечной обработки стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):337–343. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-337-343

# USING CALCIUM-CONTAINING INJECTION WIRE FILLED WITH ELECTROLYTIC CALCIUM IN STEEL LADLE TREATMENT

A. D. Khoroshilov<sup>1</sup>, S. A. Somov<sup>2</sup>, V. D. Katolikov<sup>1</sup>, V. A. Murysev<sup>2</sup>,

# R. E. Bocherikov<sup>3</sup>, M. R. Yarmukhametov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>LLC "Rusatom MetalTech" (49 Kashirskoe Route, Moscow 115409, Russian Federation)

<sup>2</sup> JSC "Vyksa Metallurgical Plant" (45 Br. Batashevykh Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

<sup>3</sup>National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)
#### 💌 vdkatolikov@yandex.ru

*Abstract.* Aluminum is one of the most common deoxidizers; when it is used in the melt, refractory inclusions of alumina are formed. The presence of these non-metallic inclusions negatively affects the purity of liquid steel, mechanical properties, makes casting difficult due to tightening of the steel-pouring fittings. The modification of alumina inclusions with calcium promotes the formation of liquid calcium aluminates, which leads to an acceleration of their removal from the metal due to a higher ascent rate. Having a high affinity for sulfur, calcium reduces its harmful effect by binding it with the formation of calcium sulfides, reducing the anisotropy of steel properties during further rolling. For steel treatment with calcium, injection wires with a calcium-containing filler are used. As a filler can be used: electrolytic calcium, silicocalcium, aluminum-tremic calcium, or ferrocalcium. The paper describes results of the tests carried out on a calcium-containing wire filled with electrolytic calcium injection wire filled with electrolytic calcium reduces results of different steel grades was evaluated using calcium-containing wires of different designs and filler. In this work, the steel pourability was analyzed. As a determining parameter, dependence of change in position of the tundish stopper rod on calcium content in the metal was considered in the sample from CCM. It was established that a wire filled with electrolytic calcium shows a more effective result in comparison with a silicocalcium wire.

Keywords: steel ladle treatment, calcium-containing injection wire calcium, electrolytic calcium, silicocalcium

For citation: Khoroshilov A.D., Somov S.A., Katolikov V.D., Murysev V.A., Bocherikov R.E., Yarmukhametov M.R. Using calcium-containing injection wire filled with electrolytic calcium in steel ladle treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):337–343. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-337-343

#### Введение

Свойства металлопроката во многом зависят от чистоты стали по содержанию таких примесных элементов, как сера, фосфор, азот, водород и других, а также от образующихся в процессе производственного цикла выплавки стали неметаллических включений (НВ). Их химический состав, количество, характер распределения и морфология оказывают ключевое влияние на качество и свойства стали.

В настоящее время финальное раскисление большинства марок сталей осуществляют алюминием, который является хорошим технологическим раскислителем. Однако продукт раскисления глинозем ( $Al_2O_3$ ) может образовывать включения неправильной формы, которые образуют кластеры [1]. Такие скопления могут являться причиной образования поверхностных дефектов в прокате [2] и затягивания сталеразливочной фурнитуры [3 – 5].

Эффективным способом, позволяющим нивелировать данные негативные эффекты, является модифицирование химического состава НВ. Одним из наиболее распространенных элементов, являющимся наполнителем проволоки и весьма активно применяемым для модифицирования, является кальций [6 – 9]. Использование кальция при получении стали позволяет управлять химическим и фазовым составом НВ, улучшать способность стали к глубокой вытяжке, способствует уменьшению склонности стали к водородному растрескиванию [10 – 13].

При попадании в жидкий расплав кальций растворяется в объеме металла, происходит реакция модифицирования включений Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [14; 15] до жидкого состояния [16]. Тем самым повышается скорость рафинирования жидкого расплава за счет более высокой скорости всплытия жидких включений. Образование алюминатов кальция можно описать реакцией [17; 18]

$$\left(x + \frac{4}{3}y\right) Al_2O_3(TB) + y[Ca] = \left(Al_2O_3\right)_x \left(CaO\right)_y + \frac{2}{3}y[Al].$$

Кальций, обладающий высоким сродством к сере, образует сульфидные и оксисульфидные HB (в том числе на фронте кристаллизации). В отсутствие достаточного количества кальция сера, обладающая высокой степенью ликвации, скапливается в осевой области непрерывнолитой заготовки. В результате образуются протяженные включения сульфида марганца. Пораженная HB и микронесплошностями осевая зона может являться причиной отсортировки плоского проката по дефектам ультразвукового контроля и водородному растрескиванию при эксплуатации стали в коррозионных средах [19].

Процесс модифицирования НВ кальцием достаточно сложный. Основной трудностью достижения оптимальных условий модифицирования является узкий диапазон концентрации кальция в расплаве, а также нестабильное усвоение кальция. Помимо этого, кальций имеет высокую упругость пара и в процессе обработки вызывает бурное кипение, что может повлечь за собой выбросы металла из ковша. Вследствие этого необходимо уделить внимание способу ввода кальция в жидкий металл, обеспечить его ввод на глубину расплава, где ферростатическое давление будет уравновешивать давление паров кальция [20]. Ввиду воздействия большого количества факторов, таких как химический состав стали и шлака, температура [21] и масса стали, скорость ввода проволоки и других, влияющих на эффективность использования кальцийсодержащей проволоки, важную роль играют дизайн и состав наполнителя используемой проволоки.

Наполнитель проволоки заключен в стальную оболочку, которая выполняет следующие функции [22; 23]:

 – защищает наполнитель проволоки от контакта
 с атмосферой и влагой во время транспортировки и хранения;  предотвращает возможность окисления наполнителя при прохождении через слой шлака на поверхности металла;

 обеспечивает требуемую жесткость проволоки, необходимую для прохождения шлакового слоя;

 предупреждает прямой контакт наполнителя проволоки с жидким металлом, что позволяет путем изменения скорости введения и толщины оболочки проволоки регулировать глубину ввода элементов.

Основными параметрами дизайна проволоки являются:

- внешний диаметр проволоки;

- диаметр кальцийсодержащего материала;

толщина стальной оболочки;

– тип соединения стальной оболочки.

На сегодняшний день в качестве наполнителя таких проволок используют порошкообразный и монолитный кальций:

- электролитический кальций;

– алюмотермический кальций;

– феррокальций (смесь алюмотермического кальция и порошка железа);

- силикокальций.

Каждый из приведенных выше наполнителей имеет свои особенности и различия. Например, по содержанию металлического кальция в наполнителе, содержанию сопутствующих примесных элементов и, как следствие, коэффициенту усвоения. Данные обстоятельства затрудняют получение стабильного результата модифицирования стали.

Целью данной работы является проведение сравнительного анализа работы и ключевых эксплуатационных показателей кальцийсодержащих проволок с наполнителем из чистого электролитического кальция с наполнителем из силикокальция.

#### Материалы и методы исследования

На установке ковш-печь проведены испытания кальциевой инжекционной проволоки (КИП) с наполнителем из чистого монолитного кальция, полученного

#### Физические характеристики используемой проволоки

#### Physical characteristics of the wire

Памаалат	Дизайн проволоки, мм				
Показатель	10×0,8	11×0,8	10×1,0		
Масса наполнителя, кг	675	666	598		
Коэффициент заполнения, %	25	27	21		
Номинальное наполнение в 1 м проволоки, г	74	94	67		
Номинальная масса 1 м проволоки, г	295	342	323		
Расход кальция, г/т	95	99	113		

электролитическим способом, следующих дизайнов:

 проволока диаметром 10 мм с толщиной оболочки 0,8 мм (10×0,8);

проволока диаметром 11 мм с толщиной оболочки
 0,8 мм (11×0,8);

проволока диаметром 10 мм с толщиной оболочки
 1,0 мм (10×1,0).

Скорость ввода проволоки корректировалась для каждого дизайна индивидуально (от 120 до 180 м/мин). Состав наполнителя проволоки приведен ниже, %:

Ca Al Si Mg K+Na 99,300 <0.001 <0.010 0.010 <0.010

Физические характеристики КИП приведены в таблице.

Опытная проволока использовалась на 43 плавках, из которых 51 % составил среднеуглеродистый (содержание углерода от 0,14 до 0,22 %) сортамент, 37 % – низкоуглеродистый ([C] <0,14 %) и 12 % – низкоуглеродистая низко-кремнистая сталь. Проволока подавалась в ковш с металлом с помощью трайб-аппарата, обрывов проволоки во время применения зафиксировано не было. Полученные результаты сравнивали с данными, полученными после обработки порошковой проволокой СК40.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Сравнительный анализ используемых проволок начали с определения среднего расхода непосредственно вводимого количества проволоки на плавку и расхода кальция (рис. 1, 2). Видно, что расход проволоки СК40 в среднем больше расхода КИП с наполнителем из электролитического кальция на 30 – 45 %, расход непосредственно самого кальция выше на 30 – 40 %.

Проведен анализ разливаемости стали с целью определения эффективности обработки стали КИП с точки зрения достижения стабильно удовлетворительной разливаемости стали, без зарастания сталеразливочной фурнитуры НВ. Данную оценку проводили, исходя из изменения положения уровня штока стопора промежуточного ковша в процессе разливки стали (рис. 3).



Рис. 1. Расход кальцийсодержащей проволоки на плавку

Fig. 1. Consumption of calcium-containing wire for melting



Fig. 2. Calcium consumption for melting



Рис. 3. Изменение положения штока стопора промежуточного ковша

Fig. 3. Changing the tundish stopper position

Положительные значения данного параметра могут свидетельствовать о начале развития процесса отложения HB, отрицательные – об эрозии огнеупорных элементов стальной проводки. Сравнительный анализ данных с испытаний между КИП с наполнителем из электролитического кальция и СК40 показывает, что при использовании КИП  $10 \times 1,0$  и  $11 \times 0,8$  уровень штока стопора находится в отрицательной области, что позволяет говорить о возможности снижения расхода проволоки данных дизайнов при использовании по сравнению с КИП  $10 \times 0,8$  и СК40.

Анализ зависимости разливаемости стали от содержания кальция по данным аттестационной пробы для используемых дизайнов КИП представлен на рис. 4. Видно, что для КИП 10×1,0 и 11×0,8 наблюдается следующая зависимость: при увеличении содержания кальция дельта штока стопора промежуточного ковша смещается в область отрицательных значений. Данный результат полностью согласуется с анализом, приведенным на рис. 3. Однако необходимо отметить наличие достаточно высокой дисперсии величины дельта штока, что позволяет говорить о наличии иных влияющих факторов.

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 3 и 4, позволил оценить оптимальное содержание кальция в жидком металле, обеспечивающее стабильную разливаемость стали для сравниваемых КИП. Полученые данные приведены на рис. 5.

Результаты оценки коэффициента усвоения кальция для каждого вида проволоки, используемого в работе, в зависимости от сортамента стали, приведены на рис. 6. Установлено, что наибольший коэффициент усвоения на низкоуглеродистой и углеродистой стали показывает КИП 11×0,8, для низкокремнистого сортамента лучшие показатели наблюдаются у КИП 10×1,0. В среднем коэффициент усвоения для КИП с напол-





нителем из электролитического кальция на 35-45 % выше, чем для проволоки марки СК40.

Необходимо отметить, что основной целью обработки стали кальцием является улучшение разливаемости стали и качества проката. Параметр усвоения кальция необходим для расчета получения кальция в расплаве целевой концентрации для конкретных условий.

#### Выводы

Проведен сравнительный анализ работы КИП с наполнителем из электролитического кальция и кальцийсодержащей проволоки марки СК40. Показано, что расход КИП в среднем на 30 – 45 % меньше (в зависимости от дизайна), чем для СК40. Выполнен анализ разливаемости стали, где в качестве критерия, определяющего разливаемость, применялось изменение уровня стопора промежуточного ковша. Определено минимальное содержание кальция в металле при использовании КИП, обеспечивающее стабильную разливаемость стали, которое составило 10 – 12 ppm. Показано, что для оценки работы кальцийсодержащей проволоки целесообразно использовать параметр разливаемости стали, например, по изменению положения штока стопора промежуточного ковша.

#### Список литературы / References

- Wasai K., Mukai K., Miyanaga A. Observation of inclusion in aluminum deoxidized iron. *ISIJ International*. 2002;42(5):459–466. https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.459
- Зайцев А.И., Родионова И.Г., Хорошилов А.Д., Мезин Ф.И., Семернин Г.В., Мишней П.А., Жиронкин М.В., Бикин К.Б. Анализ природы возникновения поверхностных дефектов холоднокатаного проката из IF-сталей. Электрометаллургия. 2012;(7):36–40.

Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Khoroshilov A.D., Mezin F.I., Semernin G.V., Mishnei P.A., Zhironkin M.V., Bikin K.B. Analysis of surface defects occurrence in cold-rolled products from IF-steels. *Elektrometallurgiya*. 2012;(7):36–40. (In Russ.).

- Deng Z., Zhu M., Zhong B., Sichen D. Attachment of liquid calcium aluminate inclusions on inner wall of submerged entry nozzle during continuous casting of calcium-treated steel. *ISIJ International*. 2014;54(12):2813–2820. https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2813
- Zhang L., Thomas B.G. State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2006;37:733–761. https://doi.org/10.1007/s11663-006-0057-0
- Агарков А.Ю., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Бабин Г.В., Кириличев М.В., Морозов В.В. Выявление природы образующихся «наростов» на внутренней стенке разливочного стакана при непрерывной разливке стали марки С45Е. Теория и технология металлургического производства. 2020;(1):11–17.

Agarkov A.Yu., Rutskii D.V., Zyuban N.A., Babin G.V., Kirilichev M.V., Morozov V.V. Identification of nature of the formed "growths" on inner wall of the nozzle during continuous casting of C45E steel. *Teoriya i tekhnologiya metallur-gicheskogo proizvodstva*. 2020;(1):11–17. (In Russ.).

6. Yang W., Zhang L., Wang X., Ren Y., Liu X., Shan Q. Characteristics of inclusions in low carbon Al-killed steel during ladle furnace refining and calcium treatment. *ISIJ International*. 2013;53(8):1401–1410.

https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1401

- Higuchi Y., Numata M., Fukagawa S., Shinme K. Effect of method of calcium treatment on composition and shape of non-metallic inclusions. *Tetsu-to-Hagane*. 1996;82(8):671–676. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.82.8\_671
- Ren Y., Zhang L., Li S. Transient evolution of inclusions during calcium modification in linepipe steels. *ISIJ International*. 2014;54(12):2772–2779.
- https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2772
   Кушнерев И.В., Серов Г.В., Тихонов С.М., Кузнецов Д.В., Аксельрод Л.М. Прогнозирование состава и количества неметаллических включений при производстве низколегированных трубных сталей. Новые огнеупоры.

2017;(12):36-41. https://doi.org/10.17073/1683-4518-2017-12-36-41

Kushnerev I.V., Serov G.V., Tikhonov S.M., Kuznetsov D.V., Aksel'rod L.M. The non-metallic inclusion's composition and quantity's prediction in the low-alloyed tube steel production. *Novye ogneupory*. 2017;(12):36–41. (In Russ.). *https://doi.org/10.17073/1683-4518-2017-12-36-41* 

 Choudhary S.K., Ghosh A. Thermodynamic evaluation of formation of oxide-sulfide duplex inclusions in steel. *ISIJ International*. 2008;48(11):1552–1559.

https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1552

- Takahashi A., Ogawa H. Influence of microhardness and inclusion on stress oriented hydrogen induced cracking of line pipe steels. *ISIJ International*. 1996;36(3):334–340. https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.334
- Brown A., Jones C.L. Hydrogen induced cracking in pipeline steels. *Corrosion*. 1984;40(7):330–336. https://doi.org/10.5006/1.3593931
- **13.** Moon J., Kim S.-J., Lee C. Role of Ca treatment in hydrogen induced cracking of hot rolled API pipeline steel in acid

sour media. *Metals and Materials International*. 2013;19(1): 45–48. https://doi.org/10.1007/s12540-013-1008-3

- 14. Varma N., Pistorius P.C., Fruehan R.J., Potter M., Lind M., Story S. Transient inclusion evolution during modification of alumina inclusions by calcium in Liquid steel: Part I. Background, experimental techniques and analysis methods. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2011;42:711–719. https://doi.org/10.1007/s11663-011-9516-3
- **15.** Varma N., Pistorius P.C., Fruehan R.J., Potter M., Lind M., Story S. Transient inclusion evolution during modification of alumina inclusions by calcium in Liquid steel: Part II. Results and discussion. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011;42:720–729.

```
https://doi.org/10.1007/s11663-011-9517-2
```

- 16. Guo J., Cheng S.-s., Guo H.-j., Mei Y.-g. Novel mechanism for the modification of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – based inclusions in ultra-low carbon Al-killed steel considering the effects of magnesium and calcium. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2018;25(3):280–287. https://doi.org/10.1007/s12613-018-1571-1
- 17. Lind M. Mechanism and kinetics of transformation of alumina inclusions in steel by calcium treatment: Doctoral Thesis. Helsinki: Helsinki University of Technology Publications in Materials Science and Engineering; 2006:89.
- 18. Yang J., Wang X.-h., Jiang M., Wang W.-j. Effect of calcium treatment on non-metallic inclusions in ultra-low oxygen steel refined by high basicity high Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> slag. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2011;(18):8–14. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60083-6
- 19. Хорошилов А.Д., Салиханов П.А., Бызов Д.П., Жиронкин М.В., Бикин К.Б. Опыт применения кальцийсодержащей инжекционной проволоки с различными наполнителями при внепечной обработке стали. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2021;77(4):432–444.

https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-4-432-444

Khoroshilov A.D., Salikhanov P.A., Byzov D.P., Zhironkin M.V., Bikin K.B. Experience of application of calciumcontaining cored wire with various fillers at steel ladle treatment. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information.* 2021;77(4):432–444. (In Russ.). https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-4-432-444

20. Крупенников С.А., Филимонов Ю.П., Кузьменко А.Г., Мазуров Е.Ф. Определение оптимальной скорости ввода порошковой проволоки с силикокальциевым наполнителем в ковш с жидкой сталью. Электрометаллургия. 2000;(11):15–22.

Krupennikov S.A., Filimonov Yu.P., Kuz'menko A.G., Mazurov E.F. Determination of optimal input speed of fluxcored wire with silicocalcium filler in a ladle with liquid steel. *Elektrometallurgiya*. 2000;(11):15–22. (In Russ.).

- Lind M., Holappa L. Transformation of alumina inclusions by calcium treatment. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2010;41:359–366. https://doi.org/10.1007/s11663-009-9337-9
- **22.** Каблуковский А.Ф. и др. Внепечная обработка стали порошковой проволокой. Москва: Металлургиздат; 2006: 288.
- **23.** Шалимов А.Г., Семин А.Е., Галкин М.П., Косырев К.Л. Инновационное развитие электросталеплавильного производства. Москва: Металлургиздат; 2014:308.

Сведения об авторах	Information about the Authors
<b>Андрей Дмитриевич Хорошилов,</b> главный эксперт по продукту «КИП и легирующие элементы», 000 «Русатом МеталлТех» <b>E-mail:</b> khoroshilovad@gmail.com	Andrei D. Khoroshilov, Chief Expert on the Product "Calcium Injection Wire and Alloying Elements", LLC Rusatom MetalTech E-mail: khoroshilovad@gmail.com
<i>Сергей Александрович Сомов,</i> начальник отдела, АО «Выксунс- кий металлургический завод» <i>E-mail:</i> Somov_sa@vsw.ru	<i>Sergei A. Somov, Head of the Department,</i> JSC "Vyksa Metallurgical Plant" <i>E-mail:</i> Somov_sa@vsw.ru
<b>Владимир Дмитриевич Католиков,</b> главный эксперт по про- дукту «КИП и легирующие элементы», ООО «Русатом МеталлТех» ORCID: 0000-0001-7554-1467 <b>E-mail:</b> vdkatolikov@yandex.ru	Vladimir D. Katolikov, Chief Expert on the Product "Calcium Injection Wire and Alloying Elements", LLC Rusatom MetalTech ORCID: 0000-0001-7554-1467 E-mail: vdkatolikov@yandex.ru
<b>Владимир Александрович Мурысев,</b> главный специалист, АО «Выксунский металлургический завод» <b>E-mail:</b> Murysev_va@vsw.ru	Vladimir A. Murysev, Chief Specialist, JSC "Vyksa Metallurgical Plant" E-mail: Murysev_va@vsw.ru
Роман Евгеньевич Бочериков, аспирант кафедры энергоэф- фективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический универси- тет «МИСИС» ORCID: 0000-0002-7315-3222 E-mail: Romann961@gmail.com	<b>Roman E. Bocherikov,</b> Postgraduate of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies", National University of Sci- ence and Technology "MISIS" <b>ORCID:</b> 0000-0002-7315-3222 <b>E-mail:</b> Romann961@gmail.com
<b>Марат Рафхатович Ярмухаметов,</b> технолог, АО «Выксунский металлургический завод» <b>E-mail:</b> Jarmuhametov_mr@vsw.ru	<i>Marat R. Yarmukhametov, Technologist,</i> JSC "Vyksa Metallurgical Plant" <i>E-mail:</i> Jarmuhametov_mr@vsw.ru
Вклад авторов	Contribution of the Authors
<i>А. Д. Хорошилов</i> – формирование основной концепции работы, постановка цели работы, проведение расчетов, доработка текста, корректировка выводов. <i>С. А. Сомов</i> – руководство при проведении промышленных пла- вок, доработка текста, обсуждение результатов. <i>В. Д. Католиков</i> – обобщение результатов исследований, про- ведение расчетов, интерпретация результатов, формирование выводов.	<ul> <li>A. D. Khoroshilov – formation of the main concept of the article, setting the goal of the work, calculations, finalizing the text, correcting the conclusions.</li> <li>S. A. Somov – guidelines for industrial melting, revision of the text, discussion of the results.</li> <li>V. D. Katolikov – generalization and interpretation of the research results, calculations, formation of the conclusions.</li> </ul>
<i>В. А. Мурысев</i> – анализ и систематизация промышленных дан-	V. A. Murysev – analysis and systematization of industrial data, revi-

*В. А. Мурысев* – анализ и систематизация промышленных данных, доработка текста, обсуждение результатов.

*Р. Е. Бочериков* – подбор, анализ и обобщение литературных данных, обсуждение результатов.

*М. Р. Ярмухаметов* – проведение промышленных плавок, обсуждение результатов.

the results.

sion of the text, discussion of the results.

data, discussion of the results.

*R. E. Bocherikov* – selection, analysis and generalization of literature

M. R. Yarmukhametov - conducting industrial melting, discussion of

По материалам конференции «ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ» им. академика А.М. Самарина – 2022 Materials of the Conference «PHYSICO-CHEMICAL FOUNDATIONS OF METALLURGICAL PROCESSES" named after Academician A.M. Samarin – 2022



**УДК** 669.187.2: 628.511/.512: 504.05 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-344-355



Оригинальная статья Original article

## Изучение селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП при нагреве в печах сопротивления в токе аргона

Н. В. Подусовская <sup>1, 2</sup> , О. А. Комолова <sup>1, 2</sup>, К. В. Григорович <sup>1, 2</sup>, А. В. Павлов<sup>2</sup>, В. В. Аксенова<sup>2</sup>, Б. А. Румянцев<sup>1</sup>, М. В. Железный <sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49) <sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

#### 💌 ndemidova\_n@mail.ru

Аннотация. Изучены элементный и фазовый составы пыли дуговой сталеплавильной печи ПАО «Северсталь», проведено термодинамическое моделирование процесса селективного извлечения цинка и свинца из пыли. Определены возможные механизмы его протекания. Выполнен нагрев электросталеплавильной пыли в диапазоне температур 20 – 1300 °C в вакуумной печи сопротивления и печи Таммана в токе аргона. Эксперименты в вакуумной печи сопротивления с линейным нагревом показали, что удаление свинца и цинка из образца протекало в интервале температур 800 – 1200 °C. При этом скорость удаления свинца была выше. Интенсивное удаление свинца наблюдали при температурах свыше 1000 °C, а интенсивное удаление цинка при температурах свыше 1200 °C. Уточняющие изотермические эксперименты, выполненные в печи Таммана, показали, что полный переход свинца в газовую фазу достигался при температуре 1100 °C (время выдержки 12 мин) и при температуре 1200 °C (время выдержки 6 мин и более). Параллельно с этим наблюдали удаление цинка в количестве 14,4 и 32,2 % (отн.) соответственно, что позволило сделать вывод о возможности последовательного получения двух продуктов: смеси свинца с цинком и цинка, не загрязненного свинцом. При сопоставлении экспериментальных данных и данных термодинамического моделирования определены реакции, протекание которых наиболее вероятно при восстановлении свинец- и цинксодержащих фаз углеродом.

- *Ключевые слова:* черная металлургия, цветные металлы, сталеплавильная пыль, пыль ДСП, безуглеродный процесс, селективное извлечение, испарение, цинк, свинец, железо, вторичные ресурсы, ресурсосбережение
- Для цитирования: Подусовская Н.В., Комолова О.А., Григорович К.В., Павлов А.В., Аксенова В.В., Румянцев Б.А., Железный М.В. Изучение селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП при нагреве в печах сопротивления в токе аргона. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):344–355. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-344-355

## LEAD AND ZINC SELECTIVE EXTRACTION FROM EAF DUST WHILE HEATING IN RESISTANCE FURNACE WITH FLOWING ARGON

N. V. Podusovskaya<sup>1, 2</sup>, O. A. Komolova<sup>1, 2</sup>, K. V. Grigorovich<sup>1, 2</sup>, A. V. Pavlov<sup>2</sup>, V. V. Aksenova<sup>2</sup>, B. A. Rumyantsev<sup>1</sup>, M. V. Zheleznyi<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

<sup>2</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

#### 💌 ndemidova\_n@mail.ru

Abstract. The elemental and phase compositions of electric arc furnace (EAF) dust from PJSC Severstal were studied. We carried out the thermodynamic modeling of zinc and lead selective extraction process and determined its possible mechanisms. EAF dust was heated in the temperature range

of 20 - 1300 °C in vacuum resistance furnace and the Tamman furnace with flowing argon. Experiments in the vacuum resistance furnace with linear heating showed that lead and zinc removal from the sample occurs in the temperature range of 800 - 1200 °C, with higher lead removal rate. Intensive lead removal was observed at temperature above 1000 °C, while intensive zinc removal occurs at temperature above 1200 °C. Clarifying isothermal experiments performed in the Tamman furnace showed that lead complete transition to the gas phase was achieved at a temperature of 1100 °C (holding time – 12 min) and at a temperature of 1200 °C (holding time – 6 min or more). At the same time, zinc removal was observed in the amount of 14.4 % ratio and 32.2 % ratio, respectively, which allows us to conclude that it is possible to consistently obtain two products: lead and zinc mixture and zinc not contaminated with lead. When comparing experimental and thermodynamic modeling data, the reactions that are most likely to occur during the carbon reduction of lead- and zinc-containing phases were determined.

- *Keywords:* ferrous metallurgy, non-ferrous metals, steel dust, electric-arc furnace dust, EAF-dust, carbon-free process, selective extraction, evaporation, zinc, lead, iron, secondary resources, resource saving
- For citation: Podusovskaya N.V., Komolova O.A., Grigorovich K.V., Pavlov A.V., Aksenova V.V., Rumyantsev B.A., Zheleznyi M.V. Lead and zinc selective extraction from EAF dust while heating in resistance furnace with flowing argon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):344–355. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-344-355

#### Введение

Пыль электросталеплавильного производства, накопленная в отвалах металлургических предприятий, содержит цинк (как правило, 15 - 25 %) и свинец (до 3 %), что в условиях ограниченного промышленного запаса цинковых и свинцовых руд<sup>1</sup>, наряду с низким содержанием в них цинка и свинца, остро ставит вопрос о разработке технологий селективного извлечения цветных металлов из пыли дуговой сталеплавильной печи (ДСП). Их переработка не только позволит вернуть цинк, свинец и железо в металлургическое производство, но и приведет к высвобождению значительных территорий, в настоящий момент занятых токсичными отходами [1].

Как правило, цинк и свинец находятся в пыли электросталеплавильных печей в оксидной форме, что объясняется окислительным характером сталеплавильного процесса. Однако в пылегазовом потоке высока вероятность образования комплексных оксидов, например, феррита цинка  $\text{ZnFe}_2\text{O}_4$  [2 – 4]. В свою очередь, значительные отличия химического состава перерабатываемых в ДСП материалов приводят к колебаниям как химического, так и фазового составов электросталеплавильной пыли, что требует их постоянного учета при утилизации металлургической пыли и усложняет технологию утилизации пыли ДСП [5].

В связи с этим, селективное извлечение свинца и цинка из электросталеплавильной пыли, как правило, реализуется способами гидрометаллургии [6; 7] или комплексными пиро-гидрометаллургическими способами [4; 8; 9]. Однако технологический процесс гидрометаллургического производства довольно сложный, связанный со значительными технологическими переделами с использованием больших количеств химических реагентов, перегретого пара и горячей воды, энергоемкого оборудования, что является небезопасным для окружающей среды. В процессе производства на многих технологических участках имеют место плохо регулируемые и нерегулируемые сбросы отработанных реагентов, тепло- и энергоносителей, отходов производства и побочных продуктов [10; 11]. В этой связи видится целесообразным поиск пирометаллургического способа переработки электросталеплавильной пыли, обеспечивающий селективное извлечение свинца и цинка.

Анализ состояния исследований по проблеме утилизации токсичной пыли ДСП показывает, что основные исследования проводятся в рамках традиционных представлений с использованием избытка восстановителей (углерода) для снижения температуры начала восстановления цинка и других металлов, что делает невозможным их селективное извлечение в процессе восстановления.

Кроме этого, необходимость снижения промышленного потребления углерода для сокращения выбросов СО<sub>2</sub> является одной из основных задач стран БРИКС [12]. В частности, согласно источникам<sup>2, 3</sup>, в России планируются следующие меры госрегулирования выбросов парниковых газов:

- введение обязательной углеродной отчетности;
- установка целевых показателей для предприятий;
- сборы (штрафы) за превышение объемов выбросов;
- запуск механизма углеродной торговли;
- технологическая модернизация производства.

Все это на государственном уровне накладывает ограничения на использование металлургических технологий, сопровождающихся значительной эмиссией парниковых газов, что требует разработки технологии селективного извлечения свинца и цинка из электросталеплавильной пыли без внесения дополнительного восстановителя.

#### Объект исследования

Объект исследования – электросталеплавильная пыль ПАО «Северсталь». Содержание элементов, % (по

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Государственный доклад «О состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации в 2020 году» [Электронный ресурс]. URL: https://www.mnr.gov.ru/upload/iblock/74a/GD msb-2020.pdf (дата обращения 11.05.2023).

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Федеральный закон от 02.07.2021 № 296-ФЗ «Об ограничении выбросов парниковых газов» [Электронный ресурс]. URL: http:// publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001202107020031 (дата обращения 11.05.2023).

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Распоряжение Правительства РФ от 29 октября 2021 г. № 3052-р [Электронный ресурс]. URL: http://publication.pravo.gov.ru/Document/ View/0001202111010022 (дата обращения 11.05.2023).

массе): 41,4 Fe; 14,5 Zn; 6,2 Ca; 2,5 Mn; 1,7 Cl; 1,74 C; 1,3 Si; 1,0 K; 1,0 Pb; 0,74 S; 0,2 Cr; 0,2 Cu; 0,1 Ti. Остальное в образце, предположительно, кислород. Определение содержания элементов в диапазоне от Na до U осуществляли на волнодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектроскане МАКС-GVM. Принцип действия рентгеновского спектрометра основан на облучении образца первичным излучением рентгеновской трубки, измерении интенсивности вторичного флуоресцентного излучения от образца на длинах волн, соответствующих определяемым элементам, и последующем расчете массовой доли этих элементов по методу фундаментальных параметров. Пробы предварительно готовили: для сыпучих образцов – измельчали, усредняли, смешивали со связующим (полиакриламид, 0,2 % (по массе) сверх навески), увлажняли, формировали в виде невысокого цилиндра (D = 7 мм, *h* = 2 – 3 мм) и высушивали; для твердых образцов готовили шлифы.

Содержание углерода и серы в образце определяли на приборе Leco CS 600 методом высокотемпературной экстракции в несущем газе. Определение содержания углерода и серы основано на сжигании навески пробы в токе кислорода (99,998 %) в присутствии специальных флюсов и определении количества образовавшихся диоксида углерода (CO<sub>2</sub>) и диоксида серы (SO<sub>2</sub>).

В работе определен фазовый состав пыли ДСП методом рентгенодифракционного анализа (XRD). Содержание фаз, % (по массе):  $78,2 \text{ Fe}_3\text{O}_4$ ; 4,4 (Zn, Mn, Fe) $_3\text{O}_4$ ; 6,0 ZnO; 4,5 Ca $_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ ; 3,0 MnO $_2$ ; 2,7 Pb $_2\text{O}_3$ ; 1,2 SiO $_2$ . Поскольку структуры магнетита и шпинели практически идентичны, следует рассматривать их как совокупную фазу.

#### Теоретическое обоснование

Выдвинута гипотеза, что протекание селективного восстановления свинца из электросталеплавильной пыли обеспечивает недостаток восстановителя. Например, в работе [13] показано, что селективное восстановление свинца в условиях шахтной восстановительной плавки свинцового агломерата может быть достигнуто при недостатке моноксида углерода в качестве восстановителя (содержание СО не более 60 %). В ряде работ [14; 15] рассматривали аналогичное влияние твердого углерода на восстановление свинецсодержащих техногенных отходов. При содержании углерода свыше 3 % наблюдали совместное восстановление свинца и цинка из пыли ДСП. При содержании углерода свыше 3,7 % усложняется селективность восстановления свинца из пыли плавки меди.

Для выявления условий, позволяющих проводить селективное извлечение цинка и свинца из электросталеплавильной пыли, необходимо определить температуры перехода в газовую фазу обнаруженных в пыли соединений цинка и свинца. Согласно данным работы [16], программа HSC Chemistry 6 успешно используется исследователями для оценки термодинамических параметров, а результаты моделирования сопоставимы с экспериментальными данными. С помощью программы HSC Chemistry 6, расчетные модули которой используют обширную термохимическую базу данных по энтальпиям (H), энтропиям (S) и теплоемкостям реакций ( $C_p$ ), выполнен расчет изменения энергии Гиббса, позволяющий определить термодинамические температуры протекания реакций ( $\Delta G < 0$ ). Рассмотрены реакции восстановления, термической диссоциации и испарения выявленных свинец- и цинксодержащих фаз, и реакций восстановления оксидов железа и марганца.

Реакции восстановления оксида свинца (III), сопровождающиеся переходом свинца и его соединений в газовую фазу, представлены в табл. 1. При термодинамическом моделировании давление монооксида углерода (здесь и далее) приняли равным 1 атм.

Согласно данным табл. 1, восстановление оксида свинца (III), сопровождающееся переходом свинца в газовую фазу, с учетом термодинамики начинается с температуры не более 877 °С.

Реакции восстановления оксида цинка, сопровождающиеся переходом цинка в газовую фазу, представлены в табл. 2.

Согласно данным табл. 2, восстановление оксида цинка с учетом термодинамики начинается с температуры выше 958 °С. При этом в работах [17 – 19] показано, что восстановление цинка из пыли ДСП успешно протекает в интервале температур 925 – 1300 °С при избыточном количестве восстановителя.

Реакции восстановления углеродом и монооксидом углерода при нагреве шпинели (Zn, Mn, Fe)<sub>3</sub>O<sub>4</sub> сложного состава рассмотрены на примере феррита

Таблица 1

#### Химические реакции восстановления оксида свинца (III), сопровождающиеся переходом свинца и его соединений в газовую фазу, и температуры их протекания

*Table 1.* Lead (III) oxide reduction chemical reactions with their course temperatures, resulting in lead and its compounds transition into the gas phase

Номер реакции	Реакция	Температура протекания реакции, °С
1	$Pb_2O_3 + 3C = 2Pb_{(r)} + 3CO_{(r)}$	>449
2	$Pb_2O_3 + 1,5C = 2Pb_{(r)} + 1,5CO_{2(r)}$	>295
3	$Pb_2O_3 + 3CO_{(r)} = 2Pb_{(r)} + 3CO_{2(r)}$	0 - 2000
4	$Pb_2O_3 + C = 2PbO_{(r)} + CO_{(r)}$	>809
5	$2Pb_2O_3 + C = 4PbO_{(r)} + CO_{2(r)}$	>835
6	$Pb_2O_3 + CO_{(r)} = 2PbO_{(r)} + CO_{2(r)}$	>877

#### Таблица 2

Химические реакции восстановления оксида цинка, сопровождающиеся переходом цинка в газовую фазу, и температуры их протекания

 Table 2. Zinc oxide reduction chemical reactions

 with their course temperatures, resulting in zinc transition into the gas phase

Номер реакции	Реакция	Температура протекания реакции, °С
7	$ZnO + C = Zn_{(r)} + CO_{(r)}$	>958
8	$2ZnO + C = 2Zn_{(r)} + CO_{2(r)}$	>1064
9	$ZnO + CO_{(r)} = Zn_{(r)} + CO_{2(r)}$	>1326

цинка  $ZnFe_2O_4$  (франклинит). Реакции восстановления франклинита, начинающиеся в интервале температур 0 – 1326 °C, представлены в табл. 3.

Для реакций 4 – 7, 10 – 12 наблюдаются близкие температуры начала восстановления свинец- и цинксодержащих фаз, что требует точного подбора температуры и состава газовой фазы для регулирования процесса селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП.

Поскольку шпинель (Zn, Mn, Fe)<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, обнаруженная в пыли ДСП, отсутствует в базе данных HSC Chemistry 6, для оценки возможности ее восстановления углеродом или монооксидом углерода рассмотрены возможные реакции восстановления соединений – оксидов железа и марганца (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и Mn<sub>3</sub>O<sub>4</sub>). Реакции, протекающие в интервале температур 295 – 1400 °C, представлены в табл. 4.

В соответствии с табл. 4, реакции 15 – 25 могут протекать совместно с восстановлением оксида свинца (III).

Поскольку переход цинксодержащих фаз в газовую фазу будет проходить после восстановления свинца (а, возможно, и других компонентов пыли ДСП), есть вероятность, что углерод, содержащийся в пыли, полностью израсходуется на другие компоненты. Поэтому без внесения дополнительного восстановителя механизмом перехода цинка в газовую фазу будет реакция термической диссоциации оксида цинка (табл. 5).

Температура протекания реакции 26 слишком высока для промышленных условий. Снизить температуру начала реакции термической диссоциации можно за счет снижения парциального давления образующихся газов при добавлении аргона. В подтверждение, для реакции термического разложения оксида цинка выполнено термодинамическое моделирование равновесного состава в программной системе для моделирования фазового и химического равновесия «Тегга» [20]. Зависимость температуры протекания реакции ZnO =  $Zn_{(r)} + O_{2(r)}$  от парциального давления  $Zn_{(r)}$  представлена на рис. 1.

В соответствии с рис. 1, снижение парциального давления Zn<sub>(r)</sub> (за счет внесения аргона в систему) позволит снизить диапазон температур термического разложения оксида цинка с 1970 до 1300 °C.

Теоретически, аналогичным образом можно снизить температуру начала восстановления оксида свинца (III), чтобы расширить диапазон селективного извлечения свинец- и цинксодержащих фаз.

Определено, что селективное извлечение свинца и цинка из электросталеплавильной пыли возможно двумя способами (температуры приведены без учета добавления в систему инертного газа):

 последовательное восстановление углеродом или монооксидом углерода свинец- (295 – 877 °С) и цинксодержащих фаз (794 – 1326 °С);

– восстановление углеродом или монооксидом углерода свинецсодержащих фаз (295 – 877 °C) и термическая диссоциация цинксодержащих фаз (1970 °C).

Необходимость изучения механизма последовательного восстановления свинец- и цинксодержащих фаз из пыли ДСП связана с тем, что протекание процесса при более низких температурах предпочтительнее. Это

Таблица З

#### Химические реакции восстановления франклинита и температуры их протекания

Номер реакции	Реакция	Температура протекания реакции, °С
10	$ZnFe_2O_4 + CO_{(r)} = ZnO + 2FeO + CO_{2(r)}$	>838
11	$ZnFe_{2}O_{4} + 4C = Zn_{(r)} + 2Fe + 4CO_{(r)}$	>794
12	$ZnFe_{2}O_{4} + 2C = Zn_{(r)} + 2Fe + 2CO_{2(r)}$	>863
13	$ZnFe_{2}O_{4} + 3CO_{(r)} = ZnO + 2Fe + 3CO_{2(r)} + ZnO + CO_{(r)} = Zn_{(r)} + CO_{2(r)} =$ $= \sum ZnFe_{2}O_{4} + 2CO_{(r)} = Zn_{(r)} + 2FeO + 2CO_{2(r)}$	>1126
14	$ZnFe_2O_4 + CO_{(r)} = ZnO + 2FeO + CO_{2(r)} + ZnO + C = Zn_{(r)} + CO_{(r)} =$ = $\sum ZnFe_2O_4 + C = Zn_{(r)} + 2FeO + CO_{2(r)}$	>905

#### Table 3. Franklinite reduction chemical reactions and their course temperatures

Таблица 4

Химические реакции восстановления оксидов Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и Mn<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и температуры их протекания

Table 4.	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	and Mr	1 <sub>3</sub> 0 <sub>4</sub>	reduction	n (	chemical	reactions
	a	nd their	coul	rse tempe	era	atures	

Номер реакции	Реакция	Температура протекания реакции, °С
15	$\operatorname{Fe_3O_4} + \mathrm{C} = 3\operatorname{FeO} + \operatorname{CO}_{(\Gamma)}$	>700
16	$2Fe_{3}O_{4} + C = 6FeO + CO_{2(r)}$	>694
17	$\operatorname{Fe_3O_4} + \operatorname{CO}_{(r)} = 3\operatorname{FeO} + \operatorname{CO}_{2(r)}$	>514
18	$FeO + C = Fe + CO_{(r)}$	>725
19	$2\text{FeO} + \text{C} = 2\text{Fe} + \text{CO}_{2(r)}$	>751
20	$FeO + CO_{(r)} = Fe + CO_{2(r)}$	<579
21	$\operatorname{Fe_3O_4} + \operatorname{C} = \operatorname{Fe_2O_3} + \operatorname{Fe} + \operatorname{CO}_{(r)}$	>941
22	$Mn_{3}O_{4} + C = 3MnO + CO_{(r)}$	>277
23	$2Mn_{3}O_{4} + C = 6MnO + CO_{2(r)}$	0 - 2000
24	$Mn_{3}O_{4} + CO_{(r)} = 3MnO + CO_{2(r)}$	0-2000
25	$MnO + C = Mn + CO_{(r)}$	>1397

Таблица 5

# Химическая реакция термической диссоциации оксида цинка и температура ее протекания

 
 Table 5. Zinc oxide thermal dissociation chemical reaction and its course temperature

Номер реакции	Реакция	Температура протекания реакции, °С
26	$2ZnO = 2Zn_{(r)} + O_{2(r)}$	>2118

позволит снизить энергозатраты на протекание процесса и вести его без образования расплава.

Однако температуры реального процесса могут существенно отличаться от расчетных. Для определения фактических температур селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП выполнены экспериментальные исследования.

#### Экспериментальная часть

Экспериментальные исследования поведения цинка и свинца при нагреве пыли ДСП в интервале температур 20 – 1300 °С выполняли в вакуумной печи сопротивления (нагрев образцов с постоянной скоростью) и печи Таммана (изотермические условия) в токе аргона. Перед началом эксперимента проведен холостой опыт, доказывающий, что потеря массы тигля не влияет на результат измерения массы образца.



Рис. 1. Зависимость температуры протекания реакции  $ZnO = Zn_{(r)} + O_{2(r)}$  от парциального давления  $Zn_{(r)}$ 

Fig. 1. Dependence of  $ZnO = Zn_{(g)} + O_{2(g)}$  reaction temperature on  $Zn_{(g)}$  partial pressure

Температуру в печи контролировали термопарой ВР(A) 5/20, расположенной в изотермической зоне печи с внутренней стороны нагревателя в пустом тигле.

После охлаждения образцов выполняли измерение массы образцов и исследовали их химический состав.

Содержание углерода и серы в образцах определяли на приборе Leco CS 600 методом высокотемпературной экстракции в несущем газе. Определение содержания элементов в диапазоне от Na до U осуществляли на волнодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектроскане MAKC-GVM.

#### Эксперименты в вакуумной печи сопротивления

Обработку электросталеплавильной пыли из рукавных фильтров проводили в вакуумной печи сопротивления (рис. 2) с графитовым нагревателем (D = 65 мм, L = 300 мм) в диапазоне температур 20 - 1300 °C. Характеристики печи: P = 20 кВт; U = 10 В; I = 2000 А; f = 50 Гц. Печь оснащена системой водоохлаждения.

Навеску пыли массой 3 г укладывали в тонкостенный алундовый тигель (D = 19 мм, d = 18 мм, H = 40 мм, h = 38,5 мм). Высота слоя составляла 1,25 – 1,5 см. Семь тиглей (общая масса навески 21 г) устанавливали в изотермическую зону печи, затем из камеры печи откачивали воздух форвакуумным насосом до остаточного давления  $10^{-1}$  Па и заполняли ее аргоном марки «ВЧ».

Далее открывали сброс газа в атмосферу и устанавливали расход аргона 0,5 л/мин. После этого включали нагрев печи со скоростью 15 °С/мин (нагрев на 100 °С осуществляется за ~7 мин). По достижении требуемой температуры (800, 1000, 1100, 1200, 1300 °С) доставали из печи 1 - 2 тигля с продуктами плавки и охлаждали на воздухе.

Внешний вид образцов до и после обработки в печи представлен на рис. 3. После нагрева наблюдали потемнение образцов, предположительно это связано с частичным восстановлением магнетита. Образцы, обработанные при 800 и 1000 °С, рассыпались при лег-



Рис. 2. Схема вакуумной печи сопротивления: *1* – корпус печи; *2* – крышка печи; *3* – смотровое окно; 4 – графитовый нагреватель; 5 – рабочие алундовые тигли; 6 - термопара ВР 5/20; 7 - манометр; 8 - вентиль вакуумной системы; 9 – вакуумный насос; 10 – ротаметр

Fig. 2. Scheme of vacuum resistance furnace: *1* – furnace body; *2* – furnace lid; *3* – observation hole; 4 – graphite heater; 5 – working alund crucibles; 6 - BP 5/20thermocouple; 7 – monometer; 8 – vacuum system valve; 9 - vacuum pump; 10 - rotameter

ком касании, при 1100 и 1200 °С с небольшим усилием измельчались в ступке. Нагрев до 1300 °С приводил к образованию расплава.

После охлаждения осуществляли измерение массы образцов и исследовали их химический состав. Фактическая убыль массы навески после нагрева представлена в табл. 6. Было отмечено, что потеря массы при температуре 1200 °С и больше существенно выше.

Содержание свинца, цинка (определяли на волнодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектро-

Таблица б

Фактическая убыль массы навески пыли ДСП после нагрева в вакуумной печи сопротивления в токе аргона

Table 6. Actual EAF dust mass decrease after heating in the vacuum resistance furnace with flowing argon

Температура выдержки, °С	Фактическая убыль массы, % (отн.)			
800	2,32			
1000	3,64			
1100	4,28			
1200	10,04*			
1300	21,49*			
* Усреднено по двум образцам				





Без обработки

 $T = 800 \ ^{\circ}\text{C}$ 



 $T = 1000 \,^{\circ}\text{C}$ 



 $T = 1200 \ ^{\circ}\text{C}$ 



 $T = 1300 \ ^{\circ}\text{C}$ 

Рис. 3. Внешний вид образцов до и после обработки в вакуумной печи сопротивления

Fig. 3. Appearance of the samples before and after treatment in the vacuum resistance furnace

скане МАКС-GVМ) и углерода (определяли на приборе Leco CS 600 методом высокотемпературной экстракции в несущем газе) в пыли ДСП после нагрева в вакуумной печи сопротивления в токе аргона представлено в табл. 7.

Зависимость степени извлечения элемента от температуры обработки пыли ДСП в вакуумной печи сопротивления представлена на рис. 4.

В соответствии с рис. 4, при нагревании электросталеплавильной пыли в токе аргона с постоянной скоростью наблюдали существенное снижение содержания углерода, цинка и свинца. Удаление свинца и цинка из образца протекало в интервале температур 800 – 1200 °C. При этом степень извлечения свинца выше. Интенсивное удаление свинца протекало при температурах свыше 1000 °С, а интенсивное удаление цинка начиналось при температурах свыше 1100 °С. Для изучения возмож-

Таблица 7

# Содержание свинца, цинка и углерода в пыли ДСП до и после нагрева в вакуумной печи сопротивления в токе аргона

Эномонт	Исходный	Содержание элементов, % (по массе), при температуре обработки, °С						
Элемент	состав	800	1000	1100	12	00	13	00
С	1,74	1,29	0,92	0,40	0,06	0,06	н.д.	н.д.
Zn	14,50	14,70	14,80	14,70	9,40	9,70	7,90	8,40
Pb	1,00	1,00	0,70	0,60	0	0	0	0
Примечание: н. д. – нет данных								

 Table 7. Lead, zinc and carbon content in EAF dust before and after heating in the vacuum resistance furnace with flowing argon

ности селективного удаления свинца и цинка из пыли ДСП необходимо детальное изучение их поведения в интервале температур 800 – 1200 °С в печи Таммана, позволяющей реализовать проведение аналогичных экспериментов в изотермических условиях.

#### Эксперименты в печи Таммана

Обработку электросталеплавильной пыли из рукавных фильтров газоочистки ДСП проводили в печи Таммана с графитовым нагревателем (D = 80 мм, L = 400 мм) в диапазоне температур 800 - 1200 °C, время выдержки 3, 6, 9, 12 мин. Характеристики печи: P = 40 кВт; f = 50 Гц. Расход аргона марки «ВЧ» – 1 л/мин. Печь оснащена системой водоохлаждения.

Навеску пыли ДСП массой 3 г укладывали в тонкостенный алундовый тигель (D = 19 мм, d = 18 мм, H = 40 мм, h = 38,5 мм). Высота слоя составляла 1,25 - 1,50 см.

После достижения в камере печи заданной температуры (800, 900, 1000, 1100, 1200 °C) осуществляли одновременную установку в печь четырех образцов, связанных в кассету. Момент установки образцов





Fig. 4. Dependence of the element extraction rate on the temperature of EAF dust treatment in vacuum resistance furnace: l - C; 2 - Zn; 3 - Pb

в печь считали временем начала эксперимента. При каждой температуре образцы выдерживали в течение 3, 6, 9, 12 мин.

С повышением температуры печи и времени выдержки наблюдается переход цвета образцов от коричневого через темно-коричневый и темно-серый к черному, что, вероятнее всего, связано с частичным восстановлением магнетита. Образцы, выдержанные при 800, 900, 1000 и 1100 °С (не более трех минут) при извлечении из тигля сохраняли форму, но рассыпались при легком надавливании. Образцы, выдержанные при 1100 °С свыше трех минут, при извлечении из тигля держали форму при надавливании, но достаточно легко измельчались в ступке. Образцы, выдержанные при 1200 °С, измельчались в ступке со значительным усилием. К тому же извлечение из тигля образцов, выдержанных при 1200 °С свыше 6 мин, было затруднительным.

После охлаждения образцов на воздухе проводили измерение массы образцов и исследовали их химический состав ранее описанными методами. Фактическая убыль массы навески после нагрева в печи Таммана в токе аргона представлена в табл. 8. Было отмечено,

Таблица 8

Фактическая убыль массы навески пыли ДСП после нагрева и выдержки в печи Таммана в токе аргона

Table 8. Actual E	AF dust mass	decrease a	fter heating and
holding in the	Tamman fur	nace with fl	lowing argon

Температура выдержки образцов	Фактическая убыль массы, % (отн.) при времени выдержки, мин					
в печи, °С	3	6	9	12		
800	0,67	1,67	2,67	4,00		
900	1,00	2,33	3,33	4,33		
1000	1,67	2,67	4,00	5,33		
1100	2,33	3,67	5,67	6,67		
1200	8,67	10,33	12,33	14,00		

что потеря массы при температуре 1200 °С существенно выше.

Содержание свинца, цинка (определяли на волнодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектроскане MAKC-GVM) и углерода (определяли на приборе Leco CS 600 методом высокотемпературной экстракции в несущем газе) в пыли ДСП после нагрева в печи Таммана в токе аргона представлено в табл. 9.

Зависимости степени извлечения углерода, цинка и свинца из пыли ДСП от времени выдержки при нагреве в печи Таммана (800 – 1200 °C) в токе аргона представлены на рис. 5 – 7.

В соответствии с рис. 5 – 7, при изотермическом нагревании электросталеплавильной пыли в инертной атмосфере наблюдали изменение концентраций свинца, цинка и углерода.

Достижение полного перехода свинца в газовую фазу в ходе экспериментов достигалось при темпера-



Рис. 5. Зависимость степени извлечения углерода из пыли ДСП от времени выдержки при нагреве в печи Таммана в токе аргона, °C: 1 – 800; 2 – 900; 3 – 1000; 4 – 1100; 5 – 1200





Рис. 6. Зависимость степени извлечения свинца из пыли ДСП от времени выдержки при нагреве в печи Таммана в токе аргона, °C: 1 – 800; 2 – 900; 3 – 1000; 4 – 1100; 5 – 1200

Fig. 6. Dependence of the extraction rate of lead from EAF dust on the holding time during heating in the Tamman furnace with flowing argon at, °C: 1 – 800; 2 – 900; 3 – 1000; 4 – 1100; 5 – 1200



Рис. 7. Зависимость степени извлечения цинка из пыли ДСП от времени выдержки при нагреве в печи Таммана в токе аргона, °C: I - 800; 2 - 900; 3 - 1000; 4 - 1100; 5 - 1200

Fig. 7. Dependence of the extraction rate of zinc from EAF dust on the holding time during heating in the Tamman furnace with flowing argon at, °C: *I* – 800; *2* – 900; *3* – 1000; *4* – 1100; *5* – 1200

туре 1100 °С (время выдержки 12 мин) и при температуре 1200 °С (время выдержки 6 мин и более). В то же время при температурах 900 и 1000 °С увеличение времени выдержки образцов с 9 до 12 мин не приводило к повышению степени извлечения свинца при наличии в образцах углерода. Поэтому можно предположить совокупное протекание нескольких реакций восстановления  $Pb_2O_3$ , протекающих в интервале температур 800 - 1200 °С.

Параллельно с переходом свинца в газовую фазу наблюдали извлечение цинка в количестве 14,4 % (отн.) (*t* = 1100 °С, время выдержки 12 мин) и 32,2 % (отн.) (t = 1200 °C, время выдержки 6 мин и более) соответственно, что свидетельствует о не достижении селективного извлечения свинца при нагреве пыли ДСП в условиях эксперимента. Последующий нагрев пыли ДСП, вероятно, приведет к селективному извлечению цинка, что связано с полным удалением свинца из пыли ДСП в ходе эксперимента. Поскольку эксперименты выполнены с шагом 100 °C, есть вероятность достижения более высокой селективности извлечения цинка и свинца при уточнении температур процессов для конкретных составов пыли. Поскольку при температуре 1200 °С наблюдали выход степени извлечения цинка на плато при параллельном снижении содержания углерода в пыли ДСП до нулевых значений, можно предположить прекращение протекания реакций восстановления цинксодержащих фаз в связи с нехваткой восстановителя.

Сопоставление экспериментальных данных с результатами термодинамического моделирования по программе HSC Chemistry 6 подтвердило, что переход свинецсодержащих фаз пыли ДСП в газовое состояние может протекать по реакциям 1 – 6 (табл. 1). При этом переход цинксодержащих фаз пыли ДСП в газовое состояние вероятнее всего происходит за счет реакций 7 – 8 (табл. 2) и 12 – 14 (табл. 3).

Таблица 9

#### Изменение содержания свинца, цинка и углерода в пыли ДСП после нагрева и выдержки в печи Таммана в токе аргона

Элемент	Температура	Исходный состав,	Химический состав пыли, % (по массе) при времени выдержки, мин					
оораоотк	оораоотки, ч		3	6	9	12		
С		1,74	1,59	1,31	1,13	1,00		
Zn	800	14,50	14,60	14,70	14,90	15,00		
Pb		1,00	1,00	1,00	0,90	0,90		
С		1,74	1,41	0,87	0,86	0,81		
Zn	900	14,50	14,60	14,70	14,20	13,80		
Pb		1,00	1,00	0,90	0,70	0,70		
С	1000	1,74	1,06	0,71	0,47	0,41		
Zn		14,50	14,70	14,60	14,10	13,80		
Pb		1,00	0,90	0,60	0,60	0,60		
С		1,74	0,88	0,30	0,15	0,10		
Zn	1100	14,50	14,10	14,30	14,30	13,30		
Pb		1,00	0,70	0,60	0,30	0		
С		1,74	0,29	0,04	0,02	0,01		
Zn	1200	14,50	13,60	11,60	11,20	11,40		
Pb		1,00	0,80	0	0	0		

# Table 9. Lead, zinc and carbon content change in EAF dust after heating and holding in the Tamman furnace with flowing argon

Углерода, содержащегося в пыли ДСП, не хватило на восстановление цинка из его соединений, что связано с восстановлением марганца и железа из шпинели сложного состава (Zn, Mn, Fe)<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Для завершения процесса восстановления цинксодержащих фаз в рассматриваемом образце пыли необходимо внесение восстановителя в виде углерода или СО. Поскольку требуется внесение дополнительного восстановителя после восстановления свинецсодержащей фазы, более удачным вариантом видится интенсификация процесса восстановления цинка из электросталеплавильной пыли в газовую фазу продувкой СО. Увеличение расхода восстановителя позволяет снизить температуру восстановления цинка [21]. Например, повышение концентрации СО от 75 до 85 % при 1200 °C приводит к повышению интенсивности удаления цинка в газовую фазу в 4 – 5 раз [13].

Авторами работы [22] описано исследование извлечения цинка и железа из электросталеплавильной пыли в рамках пирометаллургического процесса с использованием в качестве восстановителя монооксида углерода при различных температурах. Оптимальная рабочая температура составляла 950 °С. При этом отмечено отрицательное влияние присутствия других примесей, таких как хлориды щелочных металлов (NaCl, KCl) и соединений свинца. Уменьшение их влияния может быть достигнуто при организации селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП.

#### Выводы

Выполнено термодинамическое моделирование процесса селективного извлечения цинка и свинца из пыли ДСП. Определено, что селективное извлечение свинца и цинка из электросталеплавильной пыли может быть реализовано двумя способами (температуры приведены без учета добавления в систему инертного газа):

 – последовательное восстановление углеродом или монооксидом углерода свинец- (295 – 877 °С) и цинксодержащих фаз (794 – 1326 °С);

восстановление углеродом или монооксидом углерода свинецсодержащих фаз (295 – 877 °C) и термическая диссоциация цинксодержащих фаз (1970 °C).

Эксперименты в вакуумной печи сопротивления при линейном нагреве показали, что извлечение свинца и цинка из образца протекает в интервале температур 800 – 1200 °C. При этом степень извлечения свинца выше. Интенсивное удаление свинца протекает при температурах свыше 1000 °C, а интенсивное удаление цинка при температурах свыше 1200 °C.

Уточняющие изотермические эксперименты, выполненные в печи Таммана, показали, что достижение полного перехода свинецсодержащей фазы в газовую фазу достигалось при температуре 1100 °С (время выдержки 12 мин) и при температуре 1200 °С (время выдержки 6 мин и более). Параллельно с переходом свинца в газовую фазу наблюдали извлечение цинка в количестве 14,4 и 32,2 % (отн.) соответственно, что свидетельствует о не достижении селективного извлечения свинца при нагреве пыли ДСП в условиях эксперимента. Последующий нагрев пыли ДСП, вероятно, приведет к селективному извлечению цинка, что связано с полным удалением свинца из пыли ДСП в ходе эксперимента.

При сопоставлении экспериментальных данных и данных термодинамического моделирования определены реакции, протекание которых наиболее вероятно при восстановлении свинец- и цинксодержащих фаз.

#### Список литературы / References

 Патрушов А.Е. Оценка технико-экономической эффективности пирометаллургической технологии переработки пылей электросталеплавильного производства. Вестник Иркутского государственного технического университета. 2020;24(3):672–683. http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2020-3-672-683

Patrushov A.E. Technical and economic efficiency evaluation of pyrometallurgical technology for processing dust from electric steel production. *iPolytech Journal*. 2020;24(3): 672–683. (In Russ.).

https://doi.org/10.21285/1814-3520-2020-3-672-683

2. Тюшняков С.Н., Селиванов Е.Н., Панкратов А.А. Формы нахождения цинка в пыли газоочистки электросталеплавильных печей. *Металлург.* 2018;(6):8–13.

Tyushnyakov S.N., Selivanov E.N., Pankratov A.A. Forms of zinc found in electric steel smelting furnace gas cleaning dust. *Metallurgist*. 2018;62(5-6):485–492. https://doi.org/10.1007/s11015-018-0685-z

- Da Silva Machado J.G.M., Brehm F.A., Moraes C.A.M., dos Santos C.A., Vilela A.C.F. Characterization study of electric arc furnace dust phases. *Materials Research*. 2006;9(1):30–36. https://doi.org/10.1590/S1516-14392006000100009
- Ahmad S., Sajal W.R., Gulshan F., Hasan M., Rhamdhani M.A. Thermodynamic analysis of caustic-roasting of electric arc furnace dust. *Heliyon*. 2022;8(10):e11031. https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e11031
- Omran M., Fabritius T. Effect of steelmaking dust characteristics on suitable recycling process determining: Ferrochrome converter (CRC) and electric arc furnace (EAF) dusts. *Powder Technology*. 2017;308:47–60. http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2016.11.049
- 6. Halli P., Agarwal V., Partinen J., Lundström M. Recovery of Pb and Zn from a citrate leach liquor of a roasted EAF dust using precipitation and solvent extraction. *Separation and Purification Technology*. 2020;236:116264. https://doi.org/10.1016/j.seppur.2019.116264
- Leclerc N., Meux E., Lecuire J.-M. Hydrometallurgical recovery of zinc and lead from electric arc furnace dust using mononitrilotriacetate anion and hexahydrated ferric chloride. *Journal of Hazardous Materials*. 2001;91(1–3):257–270. https://doi.org/10.1016/S0304-3894(01)00394-6
- Antuñano N., Cambra J.F., Arias P.L. Hydrometallurgical processes for Waelz oxide valorisation – An overview. *Pro*cess Safety and Environmental Protection. 2019;129:308–320. https://doi.org/10.1016/j.psep.2019.06.028

- Al-Harahsheh M., Altarawneh S., Al-Omari M. Selective dissolution of zinc and lead from electric arc furnace dust via oxidative thermolysis with polyvinyl chloride and water-leaching process. *Hydrometallurgy*. 2022;212:105898. https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2022.105898
- Разинкова О.А. Источники загрязнения окружающей среды в гидрометаллургическом производстве и пути их использования. Научный потенциал регионов на службу модернизации. 2013;(1):25–29.

Razinkova O.A. Sources of environmental pollution in hydrometallurgical production and ways of their use. *Nauch-nyi potentsial regionov na sluzhbu modernizatsii*. 2013;(1): 25–29. (In Russ.).

 Wang L., Peng Z., Lin X., Ye Q., Ye L., Zhang J., Liu Y., Liu M., Rao M., Li G., Jiang T. Microwave-intensified treatment of low-zinc EAF dust: A route toward high-grade metallized product with a focus on multiple elements. *Powder Technology*. 2021;383:509–521. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.01.047

 Adedoyin F.F., Gumede M.I., Bekum F.V., Etokakpan M.U., Balsalobre-Lorente D. Modelling coal rent, economic growth and CO<sub>2</sub> emissions: Does regulatory quality matter in BRICS economies? *Science of the Total Environment*. 2020;710:136284. https://doi.org/10.1016/j.scitotenv.2019.136284

 Марченко Н.В., Вершинина Е.П., Гильдебрандт Э.М. Металлургия тяжелых цветных металлов: Электронное учебное пособие [Электронный ресурс]. Красноярск: ИПК СФУ, 2009. URL: https://c-metal.ru/image/catalog/ books/Marchenko.pdf (дата обращения 11.05.2023).

Marchenko N.V., Vershinina E.P., Gil'debrandt E.M. *Metallurgy of Heavy Non-Ferrous Metals*. Available at URL: https://c-metal.ru/image/catalog/books/Marchenko.pdf (Accessed 11.05.2023). (In Russ.).

 Симонян Л.М., Демидова Н.В. Исследование процесса безуглеродного селективного извлечения цинка и свинца из пыли ДСП. Известия вузов. Черная металлургия. 2020;63(8):631–638.

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-631-638

Simonyan L.M., Demidova N.V. Selective extraction of carbon-free zinc and lead from EAF-dust. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(8):631–638. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-631-638

15. Грудинский П.И., Дюбанов В.Г., Козлов П.А. Исследование процессов дистилляционного разделения пыли плавки меди с первичным извлечением свинца. *Металлы*. 2018;(1):9–16.

Grudinsky P.I., Dyubanov V.G., Kozlov P.A. Distillation separation of the copper-smelting dusts with primary recovery of lead. *Russian Metallurgy(Metally)*. 2018;2018(1):7–13. https://doi.org/10.1134/S003602951801007X

- 16. Jabbour K., El Hassan N. Optimized conditions for reduction of iron (III) oxide into metallic form under hydrogen atmosphere: A thermodynamic approach. *Chemical Engineering Science*. 2022;252:117297. https://doi.org/10.1016/j.ces.2021.117297
- Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Лозовая Е.Ю. Термодинамическое моделирование восстановления цинка из шламов черной металлургии. Известия вузов. Черная металлургия. 2022;65(3):170–178. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-170-178

Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkov M.A., Lozovaya E.Yu. Thermodynamic modeling of zinc recovery from ferrous metallurgy sludge. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(3):170–178. (In Russ.).

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-170-178

- Omran M., Fabritius T. Utilization of blast furnace sludge for the removal of zinc from steelmaking dusts using microwave heating. *Separation and Purification Technology*. 2019;210:867–884. https://doi.org/10.1016/j.seppur.2018.09.010
- Li C., Liu W., Jiao F., Yang C., Li G., Liu S., Qin W. Separation and recovery of zinc, lead and iron from electric arc furnace dust by low temperature smelting. *Separation and Purification Technology*. 2023;312:123355. https://doi.org/10.1016/j.seppur.2023.123355
- 20. Трусов Б.Г. Программная система TERRA для моделирования фазовых и химических равновесий. *Тезисы докладов XIV Международной конференции по химической термодинамике*. СПб: НИИ Химии СПбГУ; 2002:483.

Trusov B.G. TERRA software system for modeling phase and chemical equilibria. In: *Abstracts of the XIV Int. Conf. on Chemical Thermodynamics*. St. Petersburg: NII Chimii SpbSU; 2002:483. (In Russ.).

**21.** Вусихис А.С., Селиванов Е.Н., Леонтьев Л.И., Тюшняков С.Н. Термодинамическое моделирование процессов восстановления металлов из расплавов B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–CaO–FeO– ZnO. *Металлы*. 2022;(3):17–23.

Vusikhis A.S., Selivanov E.N., Leont'ev L.I., Tyushnyakov S.N. Thermodynamic simulation of metal reduction from B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO-FeO-ZnO melts by hydrogen and carbon monoxide. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022;2022(5): 475-480. *https://doi.org/10.1134/S0036029522050111* 

22. Wu C.-C., Chang F.-C., Chen W.-S., Tsay M.-S., Wang Y.-N. Reduction behavior of zinc ferrite in EAF-dust recycling with CO gas as a reducing agent. *Journal of Environmental Management*. 2014;143:208–213. https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2014.04.005

Сведения об авторах / Information about the Authors

Надежда Владимировна Подусовская, младший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; acnuрант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-4124-0444

E-mail: ndemidova\_n@mail.ru

Ольга Александровна Комолова, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; доцент кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

**ORCID:** 0000-0001-9517-8263

E-mail: o.a.komolova@gmail.com

Константин Всеволодович Григорович, академик РАН, д.т.н., заведующий лабораторией диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

*ORCID:* 0000-0002-5669-4262 *E-mail:* grigorov@imet.ac.ru

Александр Васильевич Павлов, д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

*ORCID:* 0000-0003-3773-9469 *E-mail:* pav-gnts@misis.ru

Виктория Владимировна Аксенова, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

*E-mail:* axenovaviki@gmail.com

Борис Алексеевич Румянцев, к.т.н., научный сотрудник лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН ORCID: 0000-0001-8250-3565 E-mail: brumyantsev@imet.ac.ru Nadezhda V. Podusovskaya, Junior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0002-4124-0444

E-mail: ndemidova n@mail.ru

Ol'ga A. Komolova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0001-9517-8263 E-mail: o.a.komolova@gmail.com

Konstantin V. Grigorovich, Academician, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0002-5669-4262 E-mail: grigorov@imet.ac.ru

Aleksandr V. Pavlov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0003-3773-9469 E-mail: pav-gnts@misis.ru

Viktoriya V. Aksenova, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS" *E-mail:* axenovaviki@gmail.com

Boris A. Rumyantsev, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-8250-3565 E-mail: brumyantsev@imet.ac.ru Марк Владимирович Железный, младший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; ассистент кафедры физического материаловедения. Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» ORCID: 0000-0003-3821-6790 *E-mail:* markiron@mail.ru

статьи, обсуждение результатов и выводов.

роскопии (МАКС-GVМ).

(XRD) исходного состава пыли.

газе (Leco CS 600).

*А. В. Павлов* – планирование и организация экспериментов.

В. В. Аксенова - определение химического состава образцов

*Б. А. Румяниев* – определение содержания в образцах серы и

методом волно-дисперсионной рентгенофлуоресцентной спект-

углерода методом высокотемпературной экстракции в несущем

*М. В. Железный* - проведение рентгенодифракционного анализа

Mark V. Zheleznyi, Junior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Assistant of the Chair of Physical Materials, National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0003-3821-6790 **E-mail:** markiron@mail.ru

**Contribution of the Authors** 

N. V. Podusovskaya - conducting thermodynamic calculations, plan-*Н. В. Подусовская* – проведение термодинамических расчетов, планирование и проведение экспериментов, обработка полученning and conducting experiments, processing of the obtained experimental data, writing the text. ных экспериментальных данных, подготовка текста статьи. О. А. Комолова - определение цели работы, планирование экспе-O. A. Komolova - setting the research goal, experiments planning, discussion of the results and conclusions. риментов, обсуждение результатов и выводов. К. В. Григорович – определение цели работы и общей концепции K. V. Grigorovich – setting the research goal, formation of the article

main concept, discussion of the results and conclusions.

A. V. Pavlov - planning and organization of experiments. V. V. Aksenova - samples chemical composition determination by

wave-dispersive X-ray fluorescence spectroscopy (MAX-GVM).

**B. A. Rumvantsev** – determination of S and C content by high-temperature extraction in a carrier gas (Leco CS 600).

M. V. Zheleznyi - X-ray diffraction analysis (XRD) of initial dust composition.

Поступила в редакцию 03.05.2023 После доработки 05.05.2023 Принята к публикации 05.05.2023 Accepted 05.05.2023

Вклад авторов

Received 03.05.2023 Revised 05.05.2023 Никулин С.А., Рогачев С.О. и др. Структура и свойства сталей для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ / SUPERDUTY STEEL



удк 669.15-194.2:620.186 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-356-366



Оригинальная статья Original article

## Структура и свойства сталей для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов

С. А. Никулин<sup>1</sup>, С. О. Рогачев<sup>1, 2</sup>, В. А. Белов<sup>1</sup>, Н. В. Шплис<sup>1</sup>,

А. А. Комиссаров<sup>1</sup>, В. Ю. Турилина<sup>1</sup>, Ю. А. Николаев<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр.,4)

<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)

<sup>3</sup> НИЦ «Курчатовский институт» (Россия, 123182, Москва, пл. Академика Курчатова, 1)

#### 💌 csaap@mail.ru

Аннотация. В российских атомных реакторах нового поколения предусмотрено специальное устройство локализации расплава (кориума), предназначенное для минимизации последствий тяжелой запроектной аварии на атомной электростанции с разрушением корпуса реактора и расплавлением активной зоны. Для изготовления конструктивных элементов устройства локализации расплава используются низкоуглеродистые нелегированные и низколегированные стали. При развитии тяжелой запроектной аварии корпус устройства локализации расплава подвергается экстремальным температурно-силовым нагрузкам, что может привести к деградации структуры, потере прочности и разрушению всей конструкции. Для расчета характеристик прочности конструкции устройства локализации расплава, обеспечивающих его безопасную и надежную работу, необходимы детальные данные о структуре и механических свойствах низкоуглеродистых сталей при высоких температурах и после экстремальных термических воздействий, имитирующих условия развития тяжелой запроектной аварии. В статье анализируются данные по структуре и механическим свойствам (статическому растяжению, трещиностойкости, ударной вязкости и циклической прочности) ряда низкоуглеродистых сталей при экстремальных температурно-силовых воздействиях. В том числе рассматриваются условия, имитирующие развитие тяжелой запроектной аварии на атомной электростанции с целью определения материала для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов. Представлены новые данные по структуре, механическим свойствам и температуропроводности в широком диапазоне температур стали 15ХМ, как конструкционного материала для изготовления корпуса устройства локализации расплава. Пониженное содержание марганца, легирование молибденом и ванадием стали 15ХМ обеспечивают более мелкозернистую структуру и устраняют склонность стали к отпускной хрупкости.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, устройство локализации расплава, прочность, ударная вязкость, температуропроводность, микроструктура, аустенит, высокотемпературное воздействие

*Благодарности:* Исследование структуры выполнено с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение и металлургия» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (соглашение № 075-15-2021-696). Благодарим инженера А.А. Токаря, аспиранта Д.В. Тена и магистра Ф.А. Саленкова за помощь в подготовке образцов и проведении испытаний.

Для цитирования: Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Николаев Ю.А. Структура и свойства сталей для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):356–366. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-356-366

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEELS FOR MANUFACTURE OF CORE CATCHER VESSEL OF NUCLEAR REACTOR

S. A. Nikulin<sup>1</sup>, S. O. Rogachev<sup>1, 2</sup>, V. A. Belov<sup>1</sup>, N. V. Shplis<sup>1</sup>,

A. A. Komissarov<sup>1</sup>, V. Yu. Turilina<sup>1</sup>, Yu. A. Nikolaev<sup>3</sup>

<sup>1</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

<sup>2</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

<sup>3</sup> National Research Center "Kurchatov Institute" (1 Akademika Kurchatova Sqr., Moscow 123182, Russian Federation)

#### 💌 csaap@mail.ru

*Abstract.* The Russian new nuclear reactors are provided with a special core catcher vessel device (cc-vessel) designed to minimize the consequences of a severe beyond design basis accident at a nuclear power plant, when the reactor pressure vessel collapses and the core melts. For manufacture of the cc-vessel structural elements, low-carbon unalloyed or low-alloyed steels are used. When a severe beyond design basis accident develops, the cc-vessel's body is subjected to extreme temperature and force loads, which can lead to degradation of the structure, loss of strength and failure of the entire cc-vessel. To calculate the strength characteristics of the cc-vessel, which ensure its safe and reliable operation, the detailed data are required on the structure and mechanical properties of low-carbon steels at high temperatures and after extreme thermal actions simulating the development of a severe beyond design basis accident. The paper analyzes data on the structure and mechanical properties (tensile strength, crack resistance, toughness and cyclic strength) of a number of low-carbon steels under extreme temperature and force actions, including conditions simulating the development of a severe beyond design basis accident at a nuclear power plant, in order to select the material for the design of cc-vessel of nuclear reactor. New data on the structure, mechanical properties, and thermal diffusivity in a wide temperature range of a Cr–Mo steel (Russian Standard – 15KhM) as a candidate structural material for the manufacture of the cc-vessel body are presented. The low content of manganese and alloying with molybdenum and vanadium in 15KhM steel provides a finer grained structure and eliminates the steel's tendency to temper brittleness.

Keywords: low carbon steel, core catcher vessel, strength, impact strength, thermal diffusivity, microstructure, austenite, high temperature exposure

- **Acknowledgements:** The structure was studied using the equipment of the Center for Collective Use "Materials Science and Metallurgy" with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (agreement No. 075-15-2021-696). The authors express their gratitude to engineer A.A. Tokar', postgraduate D.V. Ten and master student F.A. Salenkov for their help in sample preparation and testing.
- For citation: Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Shplis N.V., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Nikolaev Yu.A. Structure and properties of steels for manufacture of core catcher vessel of nuclear reactor. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):356–366. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-356-366

#### Введение

Для минимизации последствий тяжелой запроектной аварии (ЗПА) на АЭС с разрушением корпуса реактора и расплавлением активной зоны в российских реакторах ВВЭР нового поколения предусмотрено специальное устройство локализации расплава (УЛР) [1; 2]. Данное устройство представляет собой крупногабаритную конструкцию диаметром до 6 м и высотой до 12 м, толщина корпуса которого достигает 60 мм. Для изготовления конструктивных элементов УЛР используются низкоуглеродистые нелегированные и низколегированные стали [3]. В настоящее время только российские АЭС с реакторами нового поколения имеют УЛР. Их конструктивные элементы – корпус и направляющая плита изготавливаются из сталей 22К и 09Г2С соответственно.

При развитии ЗПА корпус УЛР одновременно подвергается длительному термическому воздействию и высоким статическим и ударным нагрузкам [4-6]. Температура кориума, поступающего в УЛР при развитии ЗПА, превышает несколько тысяч градусов. Согласно расчетам, корпус УЛР в процессе локализации и охлаждения расплава кориума разогревается до температуры 1200 °С, а процесс охлаждения кориума длится до 10-12 месяцев [7]. Длительное термическое воздействие может существенно изменить структурное состояние и, как следствие, вызвать деградацию механических свойств материала корпуса, что приведет к потере прочности и повышению риска разрушения конструкции УЛР [8; 9]. Для расчета характеристик прочности конструкции УЛР, обеспечивающих его безопасную и надежную работу, необходимы детальные данные о структуре и механических свойствах низкоуглеродистых сталей при высоких температурах и после экстремальных термических воздействий. При

этом важно учитывать возможную неоднородность структуры и механических свойств материала [10]. Для надежной работы УЛР не менее важно сохранение высокой ударной вязкости и сопротивления малоцикловой усталости материала корпуса после остывания кориума, в первую очередь для АЭС в зонах с повышенной сейсмической опасностью.

К настоящему времени вопрос выбора наиболее оптимального материала для изготовления конструктивных элементов УЛР, способного обеспечить необходимый уровень прочности и ударной вязкости в условиях ЗПА, до конца не решен. Отчасти это связано с недостатком и часто отсутствием данных о механических свойствах и сопротивлении разрушению низкоуглеродистых сталей в экстремальных температурносиловых условиях.

В связи с вышесказанным, в последнее десятилетие проводились исследования, направленные на детальное исследование изменения структуры и механических свойств низкоуглеродистых сталей в экстремальных температурно-силовых условиях, в том числе имитирующих развитие ЗПА [11 – 22]. В частности, изучено изменение структурного состояния, определены механические свойства и проведен анализ механического поведения сталей 22К и 09Г2С при температурах от комнатной до 1200 °С и сопротивления разрушению до и после экстремальных воздействий, характерных для ЗПА [11; 12]. Изучено развитие охрупчивания при температурных воздействиях в интервале отпускной хрупкости сталей 22К и 09Г2С в условиях ЗПА [14-16]. Определено влияние термического воздействия на малоцикловую усталость стали 22К [17]. Представлены преимущества и выявлены некоторые недостатки сталей 22К и 09Г2С при их использовании в конструкции УЛР. Показано, что для сталей 22К и 09Г2С характерны следующие недостатки: склонность к росту аусте-

Таблица 1

#### Химический состав низкоуглеродистых сталей, % (по массе)

Сталь	Fe	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
22K [13]	основа	0,24	0,26	0,75	0,013	0,001	0,04	_	0,03	_	0,05
09Г2С [12]	основа	0,13	0,58	1,54	0,014	0,003	0,04	—	0,04	0,04	0,09
SA533-B1 [29]	основа	0,21	0,22	1,28	<0,020	0,006	_	0,52	0,61	0,01	0,03

Table 1. Chemical composition of low-carbon steels, wt. %

нитного зерна и снижение прочностных свойств при высоких температурах из-за относительно высокого содержания марганца и отсутствия в составе сталей карбидообразующих элементов, а также склонность к отпускной хрупкости в определенном температурном диапазоне и появлению в изломах образцов хрупкого межзеренного разрушения (для стали 22К). Для устранения существующих неопределенностей в материале конструкции УЛР и повышения конкурентоспособности отечественных АЭС на мировом рынке требуется выбор нового материала корпуса УЛР на основе изменения системы легирования и результатов исследования его высокотемпературных свойств в условиях ЗПА.

В данной работе анализируются известные ранее и новые данные о структуре и механических свойствах некоторых низкоуглеродистых сталей в условиях, имитирующих развитие ЗПА на АЭС, с целью выбора наиболее оптимального материала для конструкции УЛР атомных реакторов.

## Структура и механические свойства низкоуглеродистых сталей 22К, 09Г2С и SA533-B1 в условиях, имитирующих развитие тяжелой запроектной аварии

Низкоуглеродистые стали типа 22К и 09Г2С (зарубежные аналоги – 20Mn5 в Германии или AISI 1022 в США и 13Mn6 в Германии соответственно) обычно применяются в качестве конструкционных материалов для изделий, работающих при средних механических нагрузках и температурах не выше 350 – 450 °C, что связано со значительным снижением их прочностных характеристик (особенно предела текучести) при нагреве до более высоких температур [23 – 25]. Важным преимуществом низкоуглеродистых сталей является хорошая свариваемость и высокая температуропроводность [26-28]. Исследования высокотемпературных механических свойств подобных сталей проводились мало, и их результаты в литературе практически отсутствуют. До недавнего времени не было исследований поведения низкоуглеродистых сталей в условиях ЗПА. Известно лишь несколько зарубежных исследований высокотемпературных свойств (в том числе ползучести) низкоуглеродистой стали с добавками молибдена и никеля – SA533-B1 [18; 19] для использования в конструкции УЛР [3]. В табл. 1 представлен химический состав стали SA533-B1 в сравнении со сталями 22К и 09Г2С. В работе [18] приводится только температурная зависимость предела прочности стали SA533-B1, определенного при испытаниях на растяжение (по стандартам ASTM). Согласно этим данным, резкое снижение предела прочности с 380 до 150 МПа происходит в интервале температур от 527 до 727 °С (рис. 1). Кроме этого, представляют интерес данные по температуропроводности стали SA533-B1. Температуропроводность стали SA533-B1 в интервале от 77 до 907 °С снижается с 12,1 до 4,7 мм<sup>2</sup>/с, а при повышении температуры до 1340 °С повышается до 5,5 мм<sup>2</sup>/с [18].

Другие результаты исследования высокотемпературных механических свойств стали SA533-B1 были ограничены изучением влияния скорости деформации (0,050 – 0,007 мин<sup>-1</sup>) на прочность и пластичность в интервале температур от 650 до 1200 °C [18].

Большинство работ последних лет, направленных на изучение поведения низкоуглеродистых сталей в экстремальных температурно-силовых условиях, выполнено на сталях 22К и 09Г2С [11 – 17; 30]. В этих работах использовали три режима термического воздействия, имитирующие условия ЗПА [7].



Fig. 1. Temperature dependence of tensile strength of SA533-B1 steel [18]: □ – literary data; ● – INL laboratory

Режим *I*: нагрев до 1000 °C со скоростью 225 °C/ч; охлаждение до 900 °C со скоростью 6 °C/ч; охлаждение до 840 °C со скоростью 1 °C/ч; выдержка при 840 °C в течение 39,2 ч; охлаждение до 750 °C со скоростью 2 °C/ч; охлаждение до 700 °C со скоростью 2 °C/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры.

Режим 2: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры.

Режим 3: нагрев до температуры 1200 °С со скоростью 225 °С/ч; выдержка в течение 3,7 ч; охлаждение с печью до комнатной температуры.

Для оценки механических свойств сталей авторы этих работ применяли следующие основные методики.

• Испытания на растяжение в интервале температур от 23 до 1050 °С выполняли согласно ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84 на машине Zwick/Roell, а при температуре 1200 °С – в камере испытательной машины Gleeble 3800. Точность поддержания температуры составляла  $\pm 5$  °С и  $\pm 1$  °С соответственно, скорость деформации – 0,004 с<sup>-1</sup>. Испытания проводили в вакууме. Исследовали по три образца каждого состояния.

• Испытания на ударный изгиб образцов  $10 \times 10 \times 55$  мм с V-образным надрезом проводили при температурах от 200 до -50 °C на маятниковом копре Instron SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движении маятника в момент удара  $5 \pm 0,5$  м/с. Нагрев образцов до температуры испытаний осуществляли в электропечи, охлаждение – в климатической камере LAUDA Proline RP890. Для построения каждой сериальной кривой испытывали по 18 образцов.

• Испытания на статическую трещиностойкость прямоугольных образцов с надрезом проводили при комнатной температуре по схеме трехточечного изгиба на машине Instron 5569. В качестве характеристики трещиностойкости использовали параметр нелинейной механики разрушения – критический *J*-интеграл (*JC*), который физически представляет собой энергию в области вершины трещины, нормированную на единичное смещение трещины *dl*. Для определения *J*-интеграла использовали экспериментальную методику Бигли–Лендиза [31].

Определены значения характеристик прочности сталей 22К (в нормализованном состоянии) и 09Г2С (после закалки и отпуска) при температурах испытания в интервале от 23 до 1200 °С [11; 12]. Показано, что наиболее резкое снижение прочностных свойств стали 22К наблюдается в интервале температур 400 – 650 °С, а стали 09Г2С – 600 – 750 °С. При дальнейшем понижении температуры темп разупрочнения снижается. При температуре 1200 °С пределы текучести и прочности обеих сталей одинаковы и составляют 12 и 21 – 22 МПа соответственно. Кривые деформации образцов сталей 22К и 09Г2С при температурах выше 600 и 800 °С соответственно имеют волнообразный характер, что связано с процессами упрочнения-разупрочнения из-за

динамической рекристаллизации. Термическое воздействие по режиму I снижает предел текучести стали 22К на 7 – 22 % в интервале температур испытания от 23 до 300 °C и увеличивает пределы текучести и прочности на 12 – 50 и 10 – 32 % соответственно в интервале температур от 400 до 700 °C. При более высоких температурах эффект термического воздействия на сталь 22К проявляется слабее – небольшим снижением предела текучести.

Металлографические исследования показали, что в обеих сталях – 22К и 09Г2С при выдержке при температурах выше 1000 °С наблюдается интенсивный рост зерна и усиливается разнозернистость. Показано, что сталь 09Г2С более склонна к росту зерна при нагреве до столь высокой температуры, чем сталь 22К [11; 12].

Установлено, что сталь 22К в исходном нормализованном состоянии обладает высоким сопротивлением малоцикловой усталости по схеме изгиба: ограниченный предел выносливости при долговечности  $N = 3,5 \cdot 10^4$  циклов составил 360 МПа [17]. При этом термическое воздействие по режимам 2 или 3 приводит к незначительному снижению сопротивления малоцикловой усталости: ограниченный предел выносливости уменьшается на 9 %.

Испытания на статическую трещиностойкость показали, что в исходном состоянии параметр *JC* составляет  $118 \pm 8 \text{ кДж/м}^2$ , а термическое воздействие по режимам *I* и *2* снижают *JC* на 23 и 30 % соответственно по сравнению с исходным состоянием [30].

Отмечено, что наибольшее отрицательное влияние термическое воздействие оказывает на характеристики ударной вязкости стали 22К [14; 15]. Последовательное термическое воздействие по режимам 1 и 2 приводит к повышению температуры вязко-хрупкого перехода на ~100 °C (с 23 до 125 °C), при этом ударная вязкость *КСV* снижается с 180 – 208 до 150 Дж/см<sup>2</sup> уже при температуре испытания 75 °C, а в изломах образцов присутствует около 40 % хрупкой составляющей. Напротив, для стали 09Г2С даже длительный перегрев по режиму 3 оказывает слабое воздействие на характеристики ударной вязкости [16]. Вязко-хрупкий переход в стали 09Г2С как в исходном состоянии, так и после перегрева, происходит в области отрицательных температур (-40 и -30 °C соответственно) при значениях ударной вязкости 285 – 300 Дж/см<sup>2</sup>, что в несколько раз выше, чем для стали 22К.

#### Материал и методики исследования

В качестве альтернативы сталям 22К и 09Г2С можно рассматривать низкоуглеродистую низколегированную сталь типа 15ХМ. Легирование карбидообразующими элементами (Мо и V) и пониженное содержание марганца подавляют склонность стали к росту зерна и отпускной хрупкости.

Таблица 2

Химический состав стали 15ХМ, % (по массе)

#### Table 2. Chemical composition of 15KhM steel, wt. %

Fe	C	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	Ni	Al
основа	0,14	0,41	0,61	0,01	0,01	0,64	0,50	0,01	0,01

Отливки массой 10 кг подвергали горячей прокатке со степенью обжатия 25 % с последующим охлаждением на воздухе с температуры прокатки. Химический состав стали, определенный оптико-эмиссионным методом, приведен в табл. 2.

Режимы термического воздействия, имитирующие условия ЗПА, использованы те же, что и в работах [11 – 17; 30] (см. предыдущий раздел).

Испытания на растяжение проводили по ранее описанной методике [11; 12].

Испытания на ударный изгиб выполняли по методике, описанной в работах [14 – 16]. Макрогеометрию изломов образцов после испытаний измеряли согласно [32].

Металлографическое исследование проводили на микроскопе NIM-100 при увеличениях 100 – 500 крат. Для выявления зеренной структуры использовали 5 %-ный водный раствор азотной кислоты, а для выявления бывшего аустенитного зерна – теплый раствор пикриновой кислоты.

Температуропроводность измеряли методом лазерной вспышки на приборе NETZSCH LFA 457 MicroFlash (Германия). В приборе установлен ИК-датчик на основе InSb. Использовали следующие настройки прибора:

– напряжение лазера изменялось в диапазоне 1730–2114 В;

– порог стабильности базовой линии 1,0 В/10 с.

Процесс измерения по данному методу происходит в два этапа:

 – регистрация прецизионным инфракрасным датчиком роста температуры тыльной стороны плоскопараллельного образца как функции времени после облучения его фронтальной стороны коротким импульсом инфракрасного лазерного излучения 1,064 мкм;

 – расчет температуропроводности с использованием выбранной математической модели.

Измерения проводили в аргоне 6.0, скорость продувки 60 мл/мин. Образцы были покрыты тонким слоем графита (спрей «GRAPHITE 33», Kontakt Chemie). Для расчета температуропроводности использовали математическую модель «Саре-Lehmann + коррекция импульса». Эта модель учитывает фронтальные и радиальные потери тепла и обычно хорошо подходит для большинства материалов.

#### Результаты исследования

В исходном нормализованном состоянии сталь 15XM имела феррито-перлитную структуру со степенью рекристаллизации около 85 % (рис. 2). Преобладающий размер зерен феррита и перлита составлял 15-25 мкм, что немного меньше, чем в стали 22K [17]. После термического воздействия по режиму *I* происходит рост зерна аустенита на 55 % – с  $23,5 \pm 9,1$  мкм до  $36,5 \pm 14,9$  мкм (рис. 3), укрупняется ферритно-перлитная структура и усиливается разнозернистость (рис. 4). После термического воздействия по режиму *2* преобладающий размер зерна ферритно-перлитной структуры тот же, а степень рекристаллизации повышается до 99 % (рис. 5).

Механические свойства стали 15ХМ представлены в табл. 3, а кривые растяжения – на рис. 6. В интервале температур 700 – 900 °С условный предел текучести стали  $\sigma_{0,2}$  в исходном состоянии изменяется в среднем от 161 до 37 МПа, а предел прочности  $\sigma_{\rm B}$  – от 180 до 70 МПа. Термическое воздействие по режиму *I* приводит к снижению предела текучести на 27 % и предела прочности на 7 % при температуре испытания 700 °С и не оказывает статистически значимого влияния на прочность при 900 °С. После термического воздействия по режиму *I* приеделы текучести и предел прочности стали при 23 °С составили в среднем 222 и 436 МПа, а при 1200 °С – 15 и 25 МПа соответственно.

Таким образом, при 700 °С прочность стали 15XM в исходном состоянии в 2-4 раза выше в сравнении



Рис. 2. Микроструктура (а) и гистограммы распределения зерен феррита (б) и перлита (в) в стали 15XM в исходном состоянии

Fig. 2. Microstructure (a) and ferrite ( $\delta$ ) and pearlite ( $\delta$ ) grain distribution histograms for 15KhM steel in initial state



Рис. 3. Микроструктура и гистограммы распределения зерен бывшего аустенита в стали 15XM до (*a*) и после (*б*) термического воздействия по режиму *l* 

Fig. 3. Microstructure and former austenite grain distribution histograms for 15KhM steel before (a) and after ( $\delta$ ) thermal exposure according to mode 1



Рис. 4. Микроструктура стали 15ХМ после термического воздействия по режиму 1

Fig. 4. Microstructure of 15KhM steel after thermal exposure according to mode 1



Рис. 5. Микроструктура (*a*) и гистограммы распределения зерен феррита (*б*) и перлита (*в*) в стали 15XM после термического воздействия по режиму 2

Fig. 5. Microstructure (a) and ferrite ( $\delta$ ) and pearlite (s) grain distribution histograms for 15KhM steel after thermal exposure according to mode 2

#### Таблица З

# Механические свойства стали 15XM до и после термического воздействия по режиму 1

Table 3. Mechanical properties of 15KhM steel before and after thermal exposure according to mode 1

Температура испытания, °С	σ <sub>0,2</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %					
в исходном состоянии								
700	$161 \pm 2$	$180\pm2$	$66,7\pm1,8$					
900	$37 \pm 1$	$70 \pm 2$	$82{,}9\pm2{,}4$					
после те	рмическої	го воздейс	ТВИЯ					
23	$222\pm2$	$436\pm3$	$30{,}8\pm0{,}7$					
700	$118 \pm 2$	$167 \pm 2$	$51,\!4 \pm 2,\!2$					
900	$34 \pm 1$	$69 \pm 2$	$88,0\pm2,8$					
1200	$15 \pm 1$	$25 \pm 1$	$35,0 \pm 2,5$					

со сталью 22К [13]. После термического воздействия прочность стали 15ХМ при всех исследуемых температурах в интервале от 23 до 1200 °С выше или сопоставима со сталью 22К. Кроме этого, при 700 °С прочность стали 15ХМ в исходном состоянии в 1,5 раза выше в сравнении со сталью 09Г2С и сопоставима с таковой у стали SA533-B1. При 900 °С прочность стали 15ХМ в исходном состоянии сопоставима с таковой у стали SA533-B1 и выше в сравнении со сталью 09Г2С.

Согласно результатам испытаний на ударный изгиб (табл. 4, рис. 7), в изломах стали исходного состояния хрупкая составляющая (X) в количестве 30 – 90 % появляется при комнатной температуре. При температурах от 60 до 0 °C возникает резкое снижение ударной вязкости *KCV* с 171 до 43 Дж/см<sup>2</sup>. При дальнейшем повы-

Таблица 4

# Результаты испытаний на ударный изгиб стали 15XM до и после термического воздействия по режиму 2

Table 4. Results of impact bending tests of 15KhM steel before and after thermal exposure according to mode 2

Температура, °С	KCV, J	Дж∕см <sup>2</sup>	Х, %		
	до	после	до	после	
200	$184 \pm 3$	$245\pm2$	0	0	
150	$186 \pm 4$	$237\pm3$	0	0	
125	$181 \pm 3$	_	0	_	
60	$171 \pm 4$	_	0	_	
23	$116 \pm 25$	$214\pm3$	30 - 90	0	
0	$43 \pm 5$	$216\pm4$	100	30	
-20	$27 \pm 2$	$146 \pm 6$	100	80	
-30	$20 \pm 2$	$176 \pm 7$	100	50	
-50	_	$22 \pm 2$	_	100	



Рис. 6. Кривые растяжения стали 15XM при различных температурах в исходном состоянии и после термического воздействия по режиму *1*:

- 1 23 °C, после термического воздействия; 2 700 °C, после термического воздействия; 3 700 °C, исходное состояние;
   4 900 °C, исходное состояние; 5 900 °C, после термического
  - воздействия; 6 1200 °С, после термического воздействия
- Fig. 6. Stress-strain curves of 15KhM steel at different temperatures in initial state and after thermal exposure according to mode *1*:
- 1-23 °C, after thermal exposure; 2 700 °C, after thermal exposure;
   3 700 °C, initial state; 4 900 °C, initial state; 5 900 °C, after thermal exposure;
   6 1200 °C, after thermal exposure



Рис. 7. Сериальные кривые ударной вязкости образцов из стали 15XM в исходном состоянии (*a*) и после термического воздействия (*δ*) (% *X* – доля хрупкой составляющей в изломе)

Fig. 7. Impact strength curves of 15KhM steel samples (a) in initial state and (δ) after thermal exposure

(% X -fraction of brittle component in the fracture)

шении температуры до минус 20 °C происходит монотонное снижение ударной вязкости до 20 Дж/см<sup>2</sup>.

После термического воздействия по режиму 2 хрупкая составляющая в изломе в количестве 30 % появляется при температуре 0 °С, при этом значение ударной вязкости заметно не снижается и остается на уровне 216 Дж/см<sup>2</sup>. Полностью хрупкий излом наблюдается при 0 °С у стали в исходном состоянии, а после термического воздействия – при –50 °С. Таким образом, в результате термического воздействия температура начала вязко-хрупкого перехода стали 15XM снижается на 20 – 30 °С, а интервал вязко-хрупкого перехода расширяется на 25 °С. Повышение характеристик ударной вязкости связано и повышением степени рекристаллизации структуры в результате термического воздействия и снижением остаточных напряжений от горячей прокатки.

По результатам измерения геометрии образцов из стали 15XM после ударных испытаний определено, что образцы после термического воздействия по режиму 2 разрушались более вязко и имели значение утяжки больше, чем образцы в исходном состоянии во всем диапазоне температур испытаний (рис. 8).

Поверхность излома ударных образцов при температурах ниже начала вязко-хрупкого перехода в области под надрезом представлена фасетками скола с ручьистым узором, размер фасеток 10 – 80 мкм, рельеф излома характеризуется множеством перепадов высоты отдельных фрагментов (рис. 9).

Таким образом, ударная вязкость стали 15XM в исходном состоянии уступает ударной вязкости сталей 22K и 09Г2C, но после термического воздействия по режиму 2 она повышается и сопоставима с ударной вязкостью стали 22K.



Рис. 8. Зависимость утяжки образцов из стали 15XM от температуры ударных испытаний: *I* – исходное состояние; *2* – после термического воздействия по режиму *2* 

Fig. 8. Dependence of reduction of 15KhM steel samples on the impact test temperature:





Рис. 9. Изломы ударных образцов при комнатной температуре в исходном состоянии (*a*) и при –30 °С после термического воздействия по режиму 2 (*б*)

Fig. 9. Fracture surfaces of impact samples at room temperature in initial state (a) and at -30 °C after thermal exposure according to mode 2 ( $\delta$ )

Температурная зависимость температуропроводности стали 15ХМ в сравнении со сталями 22К и 09Г2С показана на рис. 10. Для сравнения на этом же рисунке представлены данные для стали SA533-B1 [18]. Как видно из графика, температурная зависимость температуропроводности для сталей 22К, 09Г2С и 15ХМ имеет перегиб при температуре выше 700 °C, что связано с  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращением, проходящем в сталях при этих температурах. При комнатной температуре температуропроводность у сталей 15ХМ и 09Г2С одинаковая и составляет 11,0-11,2 мм<sup>2</sup>/с, а у стали 22К несколько выше – 13,7 мм<sup>2</sup>/с. При 500 °С наименьшая температуропроводность у стали 15XM - 6,3 мм<sup>2</sup>/с, а наибольшая – у стали 22К – 7,4 мм<sup>2</sup>/с. При 600 °С наименьшая температуропроводность у стали 09Г2С – 4,3 мм<sup>2</sup>/с, а наибольшая – у сталей 22К и 15XM – 5,3 мм<sup>2</sup>/с. В интервале от 700 до 100 °C температуропроводность сталей немного повышается, причем кривые температурной зависимости температуропроводности у всех трех сталей в этом интервале статистически значимо не различаются. Эти данные отличаются от стали



Рис. 10. Температурная зависимость температуропроводности низкоуглеродистых сталей: ● – 09Г2С; ■ – 22К; ▲ – 15ХМ; сплошная линия – данные для стали SA533-B1 [18]

Fig. 10. Temperature dependence of thermal diffusivity of low-carbon steels:
● - 09G2S; ■ - 22K; ▲ - 15KhM; solid line - SA533-B1 steel [18]

SA533-B1, для которой перегиб на кривой зафиксирован при более высокой температуре – выше 900 °C.

#### Выводы

Показано, что альтернативой сталям 22К и 09Г2С как конструкционным материалам для изготовления элементов устройства локализации расплава атомных реакторов, является низкоуглеродистая низколегированная сталь типа 15XM. Эта сталь характеризуется относительно высокой температуропроводностью и хорошей свариваемостью. Легирование молибденом и ванадием и низкое содержание марганца обеспечивает более мелкозернистую структуру по сравнению со сталями 22К и 09Г2С и устраняет склонность к отпускной хрупкости. Это положительно сказывается на прочности и ударной вязкости материала корпуса УЛР во всем температурном интервале воздействия при ЗПА. Для экспериментального определения всего комплекса физико-механических свойств стали 15ХМ и применения ее в качестве материала корпуса УЛР необходимы комплексные исследования в условиях, имитирующих ЗПА.

#### Список литературы / References

1. Артамонов Н.В., Сидоров А.С. Обоснование ядерной безопасности устройства локализации расплава для АЭС с реакторами типа ВВЭР. Известия вузов. Ядерная энергетика. 2012;(3):23–31.

Artamonov N.V., Sidorov A.S. Nuclear safety of melt localisator device for NPP with WWER reactor model. *Izvestia vuzov. Yadernaya energetica*. 2012;(3):23–31. (In Russ.).

 Сидоров А.С. Устройство локализации расплава для АЭС с реакторами ВВЭР-1000. В сборнике: 7-я международная научно-техническая конференция «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР». Подольск: ОКБ «Гидропресс»; 2011. **3.** Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2004;230(1–3): 311–325.

https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.030

 Sultan T., Sapra M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into AHWR core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2017;322:81–91.

https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.06.021

 Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Corium retention for high power reactors by an in-vessel core catcher in combination with external reactor vessel cooling. *Nuclear Engineering and Design*. 2004;230(1–3):293–309.

https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.031

 Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR). *Nuclear Engineering and Design*. 2004;230(1–3):169–180.

 https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034
 Разработка программы термообработки и механических испытаний для экспериментальной оценки степени деградации механических свойств сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты. Отчет НИЦ «Курчатовский институт», RPR.0131.10UJA.JKM. BN.DD0001, Инв. № 110.10-49/1-138-118, 2018.

- Odesskii P.D., Egorova A.A. Strength of steel for unique engineering structures. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012;2012(10):911–918. https://doi.org/10.1134/S0036029512100151
- 9. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Сталь в строительных металлических конструкциях. Москва: Металлургиздат; 2018:906.
- 10. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Нинь Ле Хай, Скородумов С.В., Папина К.Б. Измерение неоднородности разрушения в конструкционных сталях с разнородной структурой. Металловедение и термическая обработка металлов. 2015;(4):12–18.

Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Trachenko V.A., Ning Le Hai, Skorodumov S.V., Papina K.B. Measurement of nonuniformity of fracture in structural steels with heterogeneous structure. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015;57(3–4): 190–196. *https://doi.org/10.1007/s11041-015-9860-z* 

 Nikulin S.A., Rogachev S.O., Nikolaev Yu.A., Vasiliev S.G., Belov V.A., Turilina V.Yu. High-temperature mechanical properties of low-carbon steel used for the manufacture of core catcher vessel. *Progress in Nuclear Energy*. 2021;142:104015.

https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2021.104015

12. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Николаев Ю.А. Влияние высоких температур на механические свойства стали 09Г2С. Деформация и разрушение материалов. 2020;(7):35–35. https://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-7-32-35

Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Nikolaev Yu.A. Effect of high temperatures on the mechanical properties of 09G2S steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021;2021(4):160–163.

https://doi.org/10.1134/S003602952104025X

13. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В. Влияние высоких температур на механические свойства металла шва сварного соединения малоуглеродистой низколегированной стали. Деформация и разрушение материалов. 2021;(4):33–38.

https://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-4-33-38

Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V. Effect of high temperatures on the mechanical properties of the weld metal in the welded joint of low-carbon low-alloy steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021;2021(10):1314–1319.

https://doi.org/10.1134/S0036029521100256

14. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Комиссаров А.А. Влияние длительного отжига на ударную вязкость стали 22К. Деформация и разрушение материалов. 2020;(11):36–40.

https://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-11-36-40

Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Komissarov A.A. Effect of long-term annealing on the impact toughness of 22K steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021;2021(4):149–153.

https://doi.org/10.1134/S0036029521040248

15. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К. Известия вузов. Черная металлургия. 2021;64(7):498–509.

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509

Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V., Nikolaev Yu.A. Influence of longterm high-temperature action on impact toughness of base metal and weld metal of 22K steel welded joint. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(7):498–509. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509

16. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. Ударная вязкость металла шва сварного соединения низкоуглеродистой стали 09Г2С. Металлург. 2021;(12): 39–46. https://doi.org/10.52351/00260827\_2021\_12\_39

Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V., Nikolaev Yu.A. Impact strength of low-carbon steel 09G2S welded joint metal. *Metallurgist*. 2022;65(8):1391–1400.

https://doi.org/10.1007/s11015-022-01286-2

- Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Zadorozhnyy M.Yu., Shplis N.V., Skripalenko M.M. Effect of prolonged thermal exposure on low-cycle bending fatigue resistance of low-carbon steel. *Metals*. 2022;12(2):281. https://doi.org/10.3390/met12020281
- **18.** Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels. In: *Proceedings of ICAPP '08, Anaheim, CA USA*, 2008:8220.
- Thinnes G.L., Korth G.E., Chavez S.A., Walker T.J. Hightemperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2. *Nuclear Engineering and Design*. 1994;148(1–3):343–350. https://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8

- 20. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C. Nuclear Engineering and Design. 2019;352:110188. https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2019.110188
- 21. Локтионов В.Д., Соснин О.В., Любашевская И.В. Прочностные свойства и особенности деформационного поведения стали 15Х2НМФА-А в температурном диапазоне 20–1000 °С. Атомная энергия. 2005;99(3):229–232.

Loktionov V.D., Sosnin O.V., Lyubashevskaya I.V. Strength properties and idiosyncrasies of the deformational behavior of 15Kh2NMFA-A steel at temperatures 20–1100°C. *Atomic Energy*. 2005;99(3):665–669.

https://doi.org/10.1007/s10512-005-0263-x

22. Беломытцев М.Ю., Мордашов С.В. Закономерности кратковременной ползучести стали Ст3. Известия вузов. Черная металлургия. 2015;58(11):798–802. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-11-798-802

Belomyttsev M.Yu., Mordashov S.V. Regularities of shortterm creep of St3 steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015;58(11):798-802. (In Russ.).

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-11-798-802

- Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions. *Materials*. 2016;9(8):693. https://doi.org/10.3390/ma9080693
- 24. *Марочник сталей и сплавов*. Под общ. ред. А.С. Зубченко. Москва: Машиностроение; 2003:784.
- **25.** Budynas R.G., Nisbett J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design.* 11<sup>th</sup> ed. New York: McGraw-Hill; 2019:1120.
- 26. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Гладковский С.В., Голиков Н.И. Исследование свойств сварных соединений марганцовистой стали, полученных низкочастотной импульсно-дуговой сваркой. Деформация и разрушение материалов. 2016;(4):36–41.

Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Gladovskii S.V., Golikov N.I. Properties of the welded joints of manganese steel made by low-frequency pulsed arc welding. *Russian Metallurgy* (*Metally*). 2017;2017(4):287–292.

https://doi.org/10.1134/S0036029517040206

27. Полетаев Ю.В., Полетаев В.Ю. Однопроходная электродуговая сварка под тонким слоем шлака толстолистовых конструкций стали 09Г2С. Вестник Донского государственного технического университета. 2018;18(1):50–58. https://doi.org/10.23947/1992-5980-2018-18-1-50-58

Poletaev Yu.V., Poletaev V.Yu. One-pass arc welding under thin slag layer of thick 09G2S steel plate structures. *Vestnik* of Don State Technical University. 2018;18:50–58. (In Russ.) https://doi.org/10.23947/1992-5980-2018-18-1-50-58

- **28.** Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Матюнин В.М. *Материаловедение и технология металлов*. Москва: Оникс; 2009:624.
- **29.** Chen C.Y., Huang J.Y., Yeh J.J., Hwang J.R., Huang J.Y. Microstructural evaluation of fatigue damage in SA533-B1 and type 316L stainless steels. *Journal of Materials Science*. 2003;38(4):817–822.

https://doi.org/10.1023/A:1021817216519

 Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Ozherelkov D.Yu., Shplis N.V., Fedorenko L.V., Molyarov A.V., Konovalova K.A. Fracture toughness of 22K-type low-carbon steel after extreme thermal exposure. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023.

https://doi.org/10.1007/s11665-022-07746-9

 Begley J.A., Landes J.D. The J-integral as a fracture criterion. In: *Fracture Toughness, Part II*. ASTM STP 514, 1972:1–20.

#### Сведения об авторах

Сергей Анатольевич Никулин, д.т.н, профессор, заведующий кафедрой металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» *E-mail:* nikulin@misis.ru

Станислав Олегович Рогачев, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»; научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН ORCID: 0000-0001-7769-7748

E-mail: csaap@mail.ru

Владислав Алексеевич Белов, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» *E-mail:* vbelov@ymail.com

Николай Валерьевич Шплис, инженер, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» *E-mail:* shplisnikolay@mail.ru

Александр Александрович Комиссаров, к.т.н., доцент, заведующий лабораторией «Гибридные наноструктурные материалы», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: komissarov@misis.ru

Вероника Юрьевна Турилина, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» *E-mail:* veronikat77@gmail.com

*Юрий Анатольевич Николаев, д.т.н., ведущий научный сотруд*ник, НИЦ «Курчатовский институт» *E-mail:* Nikolaev\_YA@nrcki.ru **32.** Штремель М.А. Информативность измерений ударной вязкости. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2008;(11):37–51.

Shtremel M.A. Informativeness of measurements of impact toughness. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008;50(11): 11–12. *https://doi.org/10.1007/s11041-009-9099-7* 

#### Information about the Authors

*Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair "Metallography and Physics of Strength"*, National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: nikulin@misis.ru

Stanislav O. Rogachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"; Research Associate, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences ORCID: 0000-0001-7769-7748

E-mail: csaap@mail.ru

Vladislav A. Belov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS" *E-mail:* vbelov@ymail.com

Nikolai V. Shplis, Engineer, National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: shplisnikolay@mail.ru

Aleksandr A. Komissarov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Laboratory "Hybrid Nanostructured Materials", National University of Science and Technology "MISIS" *E-mail:* komissarov@misis.ru

Veronika Yu. Turilina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"

*E-mail:* veronikat77@gmail.com

Yurii A. Nikolaev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Leading Researcher, National Research Center "Kurchatov Institute" E-mail: Nikolaev YA@nrcki.ru

Вклад авторов	Contribution of the Authors
<ul> <li>С. А. Никулин – формирование основной концепции, формулирование выводов.</li> <li>С. О. Рогачев – научное руководство, подготовка текста статьи.</li> <li>В. А. Белов – научное руководство, механические испытания.</li> <li>Н. В. Шплис – структурные исследования, механические испытания.</li> <li>А. А. Комиссаров – механические испытания.</li> <li>В. Ю. Турилина – научное руководство.</li> <li>Ю. А. Николаев – формирование основной концепции, доработка гекста, корректировка выводов.</li> </ul>	<ul> <li>S. A. Nikulin – formation of the article main concept, formulation of conclusions.</li> <li>S. O. Rogachev – scientific guidance, writing the text.</li> <li>V. A. Belov – scientific guidance, mechanical testing.</li> <li>N. V. Shplis – structural studies, mechanical testing.</li> <li>A. A. Komissarov – mechanical testing.</li> <li>V. Yu. Turilina – scientific guidance.</li> <li>Yu. A. Nikolaev – formation of the article main concept, revision of the text, correction of conclusions.</li> </ul>
Поступила в редакцию 24.12.2022 После доработки 22.04.2023 Принята к публикации 24.04.2023	Received 24.12.2022 Revised 22.04.2023 Accepted 24.04.2023

Инновации в металлургическом промышленном и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах INNOVATION IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS



**УДК** 620.18 **DOI** 10.17073/0368-0797-2023-3-367-375



Оригинальная статья Original article

# Метод изучения частотной стабильности материалов при испытаниях на многоцикловую усталость стали

## В. В. Мыльников<sup>1</sup>, Э. А. Дмитриев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 603950, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65)

<sup>2</sup> Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

#### 💌 mrmylnikov@mail.ru

Аннотация. Для безаварийного функционирования и без потерь упругих и неупругих свойств особо ответственных элементов преобразователей электрических колебаний в механические в течение длительного периода циклической наработки необходимо, кроме исследования усталостных характеристик материалов, применяемых для их изготовления, исследовать эти сплавы и на частотную стабильность. Это связано с тем, что незначительные отклонения частоты собственных колебаний приводят к недопустимым погрешностям в работе такого рода высокоточных изделий. Для проведения исследований разработана и сконструирована оригинальная установка, работающая в режиме автоколебаний, в которой осуществлено синусоидальное нагружение плоских образцов по «мягкой» схеме консольного изгиба. Частота циклического нагружения в установке генерируется импульсами тока, которые являются откликом на частоту собственных колебаний испытываемого образца, преобразованных с помощью электроники. В результате достигается частотное равенство в процессе испытаний. Разработан алгоритм расчета напряжений в зависимости от амплитуды нагружения образцов из стали разной геометрической формы. Показано, что напряжение на образце, рассчитанное по амплитуде деформации, во всех случаях на 8 – 10 % выше напряжения, рассчитанного по силе вне зависимости от формы образцов. Для верификации предложенного метода исследований проведены испытания мартенситно-стареющей стали на нагрузках, близких к пределу усталости, так как наибольший интерес представляет стабильность частоты в этом диапазоне. Получены частотные характеристики в многоцикловой области испытаний. Определено, что при наработке в 50 млн циклов нагружения изменение частоты составило 0,75 Гц. Выявлена динамика частотной стабильности: наиболее интенсивно частота менялась при первых 10 млн циклов нагружения, за это время она изменилась на 0,54 Гц.

*Ключевые слова:* сталь, усталость, амплитуда деформации, частота нагружения, долговечность, частота собственных колебаний, циклическая прочность, стабильность частоты

Для цитирования: Мыльников В.В., Дмитриев Э.А. Метод изучения частотной стабильности материалов при испытаниях на многоцикловую усталость стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):367–375. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-367-375

## A METHOD FOR STUDYING THE FREQUENCY STABILITY OF MATERIALS DURING TESTS FOR MULTI-CYCLE FATIGUE OF STEEL

V. V. Myl'nikov<sup>1</sup>, E. A. Dmitriev<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Nizhny Novgorod State University of Architecture, Building and Civil Engineering (65 Il'inskaya Str., Nizhny Novgorod 603950, Russian Federation)

<sup>2</sup> Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

#### 💌 mrmylnikov@mail.ru

*Abstract.* For trouble-free operation without loss of elastic and inelastic properties of particularly critical elements of electrical-to-mechanical vibration converters during a long period of cyclic operation, it is necessary, in addition to studying the fatigue characteristics of materials used for their manufacture, to study these alloys for frequency stability, since minor deviations in the frequency of natural oscillations lead to unacceptable errors in the operation of such high-precision products. To carry out such studies, we developed and constructed an original installation, in which sinusoidal loading is carried out according to the "soft" scheme of flat samples cantilever bending operating in self-oscillation mode. The frequency of cyclic loading in this installation is generated by current pulses, which are a response to the frequency of the test sample natural oscillations converted using

electronics. As a result, frequency equality is achieved in the test process. An algorithm for calculating stresses depending on the loading amplitude of steel samples of different geometric shapes was developed. It is shown that the stress on the sample calculated by the deformation amplitude in all cases is 8 - 10 % higher than the stress calculated by the force, regardless of the shape of the proposed samples. To verify the proposed research method, martensitic-aging steel was tested at loads close to the fatigue limit, since frequency stability in this range is of great interest. We obtained the frequency characteristics in the multi-cycle test area. It was determined that with an operating time of 50 million loading cycles, the frequency change was 0.75 Hz. The dynamics of frequency stability was revealed: the frequency changed most intensively during the first 10 million loading cycles, during this time the frequency changed by 0.54 Hz.

Keywords: steel, fatigue, strain amplitude, loading frequency, durability, natural oscillation frequency, cyclic strength, frequency stability

For citation: Myl'nikov V.V., Dmitriev E.A. A method for studying the frequency stability of materials during tests for multi-cycle fatigue of steel. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):367–375. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-367-375

#### Введение

Испытания на усталость материалов проводят с целью определения заданных механических характеристик, применяя стандартные методики испытаний [1]. Используя эти данные, выбирают материал для изготовления требуемых деталей и элементов конструкций, проводят прочностные расчеты [2].

Существует достаточно большое разнообразие циклических испытаний материалов [3 – 6]. Для наи-

более точного воспроизведения в образцах напряженного состояния, характерного для конкретных эксплуатационных условий [7–10], необходимо выделить из этого многообразия важнейшие параметры усталостного эксперимента:

 программа нагружения, определяемая формой амплитудных значений цикла нагружений (рис. 1);

– схема нагружения (рис. 2);

- вид нагружения: мягкое – с заданным размахом нагрузки (σ, МПа) (например, рис. 2, *a*), жесткое –



Рис. 1. Разновидности форм амплитуд циклов:

a – синусоидальная форма цикла (гармоническая) с постоянными амплитудными значениями; δ – бигармоническая;
 в – с переменной частотой; г – программированный блочный цикл; d – с воспроизведением эксплуатационного спектра
 с переменной во времени σ<sub>a</sub> с усечением низких σ<sub>a</sub> или без их усечения; e – гармонический цикл с одиночными перегрузками

Fig. 1. Varieties of cycle amplitude forms:

a – sinusoidal cycle form (harmonic) with constant amplitude values;  $\delta$  – biharmonic; e – with variable frequency; e – programmed block cycle;  $\partial$  – with reproduction of the operational spectrum with time variable  $\sigma_a$ , with or without truncation of low  $\sigma_a$ ; e – harmonic cycle with single overloads



Рис. 2. Схемы нагружения при испытаниях на усталость:

а – чистый изгиб вращающегося цилиндрического образца; б – чистый изгиб в одной плоскости; в – консольный изгиб вращающегося цилиндрического образца; г – консольный циклический поперечный изгиб плоского образца; д – поперечный изгиб при вращении силовой плоскости; е – осевое растяжение по пульсирующему циклу; ж – знакопеременное кручение

Fig. 2. Loading schemes during fatigue tests:

a – pure bending of a rotating cylindrical sample;  $\delta$  – pure bending in one plane; a – cantilever bending of a rotating cylindrical sample;

e – cantilever cyclic transverse bending of a flat sample;  $\partial$  – transverse bending during rotation of the force plane;

e – axial stretching along a pulsating cycle;  $\mathcal{H}$  – alternating torsion

с заданным размахом деформаций (є, мм) (например, рис. 2, г).

В случае конструирования деталей особо ответственного назначения необходимо проводить специализированные узконаправленные испытания материалов, используя вновь создаваемые оригинальные машины и установки с соответствующими экспериментальными методиками.

Так, для изготовления упругих элементов, работающих в сложных условиях циклического нагружения, а также изделий со стабильными размерами требуются материалы с минимальными проявлениями неупругих свойств. В литературных источниках такого рода неупругие свойства при циклическом нагружении имеют различные названия: внутреннего трения, несовершенной упругости, демпфирования, механического гистерезиса, рассеяния энергии, циклической вязкости [11]. В основном такие исследования строятся, исходя из предположения о локализации микропластических деформаций в процессе циклического нагружения, неравномерно возникающих из-за неоднородности различных свойств материала на микроуровне. В других случаях применяют метод динамического механического анализа при изменении температуры для определения предела упругости и энергии активации микромеханизма деформации [12-15].

Задача исследования заключалась в разработке экспериментальной методики оценки частотной стабильности материалов для изготовления упругих элементов высокоточных излучателей, преобразующих электрические колебания в механические. В данном случае незначительные изменения частот собственных колебаний, которые связаны с модулем упругости, явлением неупругости и колебанием атомов и их решеток, приводят к недопустимым погрешностям при преобразовании видов колебаний и преждевременному усталостному разрушению [16 – 19].

#### Материалы и методики исследований

Разработана оригинальная установка (рис. 3) для испытаний по «мягкой» схеме консольного изгиба плоского образца в автоколебательном режиме изотермического циклического нагружения [20]. Установка работает на основе электромеханической системы, в которой возбуждение механических колебаний происходит, исходя из собственной частоты колебания (СЧК) испытуемого образца, т. е. осуществлен режим, когда частота возбуждающей силы или частота циклического нагружения (ЧЦН) всегда равна СЧК образца.

Установка содержит три основные части, расположенные раздельно:

 – станину, предназначенную для крепления испытываемого образца и электромагнитного возбудителя;

 – блок питания и автоматики, предназначенный для питания катушки электромагнитного возбудителя током необходимой величины и частоты;

 средство измерения параметров колебательного процесса и наблюдения за формой колебаний.

Принцип работы установки заключается в следующем. Станина, представляющая собой массивный



#### Рис. 3. Схемы:

а – установки для испытаний на частотную стабильность: 1 – станина; 2 – образец; 3 – электромагнитный возбудитель;
 4 – блок питания и автоматики; 5 – катушка электромагнитного возбудителя; 6 – средство измерения параметров колебательного процесса;
 7 – ферромагнитный якорь электромагнитного возбудителя; 8 – статор электромагнитного возбудителя; 9 – виброизоляторы;
 10 – датчик виброускорения; 11 – П-образный ленточный сердечник; 6 – нагрузки при консольном циклическом поперечном изгибе плоского образца; в – согласования импульсов тока, электромагнитной силы и силы упругости с перемещением консоли исследуемого образца в данной установке

#### Fig. 3. Diagrams:

a – frequency stability testing installations: 1 – bed; 2 – sample; 3 – electromagnetic exciter; 4 – power supply and automation unit;
 5 – coil of electromagnetic exciter; 6 – means of measuring parameters of the oscillatory process; 7 – ferromagnetic armature of electromagnetic exciter; 8 – electromagnetic stator exciter; 9 – vibration isolators; 10 – vibration acceleration sensor; 11 – U-shaped ribbon core;
 6 – loads during cantilever cyclic transverse bending of a flat sample; *s* – matching current pulses, electromagnetic force and elastic force with movement of the console of the test sample in this installation

Г-образный металлический блок, который устанавливается на столе через виброизоляторы, воспринимает колебания образца и передает их пьезоэлектрическому датчику виброускорения. Сигнал с этого датчика поступает в блок питания и автоматики, который, в свою очередь, питает катушку электромагнитного возбудителя генерируемыми импульсами тока частотой, равной СЧК образца. Для исключения наложения волн колебательной энергии и повышения точности их передачи, станина и катушка, собранная совместно со статором одного конца сердечника электромагнитного возбудителя, разделены виброизоляторами в виде виброизоляционных прокладок.

Катушка электромагнитного возбудителя питается пульсирующим током от блока питания (рис. 3, *a*). При протекании тока возникает электромагнитная сила, под действием которой якорь с образцом движется вниз. При прерывании тока образец под действием силы упругости стремится вернуться в исходное положение. Таким образом осуществляется циклическое нагружение в представленной установке, а полный цикл перемещения нагруженного конца образца в процессе работы демонстрируется на рис. 3, *в*. При этом СЧК изменяется в процессе усталости материала, что приводит к изменению ЧЦН.

По результатам многократно повторяющихся циклов определены параметры многоцикловой усталости и амплитудно-частотные характеристики для оценки частотных свойств, которые зависят от роли упругой составляющей исследуемого материала при циклическом нагружении, а также предел выносливости. Изменение получаемых частотных показаний может также применяться как мера поврежденности образцов для оценки остаточного ресурса [21].

В установке предусмотрены следующие средства измерения:

– измерение частоты;

- счет числа циклов нагружения;

 измерение амплитуды колебаний оптическим методом;

 измерение амплитуды колебаний фотоэлектрическим методом;

 измерение амплитуды колебаний с помощью пьезоэлектрического датчика виброускорения;

 измерение среднего значения тока в катушке возбудителя;

 наблюдение за колебательным процессом с помощью осциллографа.

Для испытаний изготавливались образцы из стали 03H18K9M5T-ЭЛ, показанные на рис. 4, их размеры приведены в таблице.

Напряжение в расчетном сечении образца определяли по амплитуде колебаний. Определение напряжений основано на установлении расчетной зависимости между усилием, прикладываемым к образцу, и его перемещением в точке приложения силы с последующим



Рис. 4. Эскизы образцов: *а* – плоские образцы; *б* – корсетные образцы

Fig. 4. Sketches of the samples: a – flat samples;  $\delta$  – corset samples

Размеры образцов для испытания на усталость, мм

#### Dimensions of fatigue test samples, mm

Образец	а	b	l	h	Н	R
а	10	22	43	5	13	—
б1	9	20	56	5	13	100
б2	24	20	56	5	13	100

определением напряжения по известной силе. Установление расчетной зависимости между усилием и перемещением проводится для статического режима. При этом полагается, что в динамическом режиме (в процессе колебаний) действующие на образец силы (внешняя, инерции, упругости) создадут такое же максимальное напряжение и такое же максимальное перемещение (амплитуду колебаний), как и статическая сила, равная по величине результирующей динамической.

При расчете используется приближенное дифференциальное уравнение изогнутой оси балки переменного сечения:

$$EJ(x)\frac{d^2y}{dx^2} = M(x),$$
(1)

где J(x) – момент инерции сечения; E – модуль Юнга; M(x) – изгибающий момент; y – координата в направле-

нии действия силы; *х* – координата в направлении оси балки.

## Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для плоских образцов

Начало координат располагается в месте заделки образца. Момент на расстоянии *x* от места заделки:

$$M = F(l+a-x). \tag{2}$$

Уравнение для перемещения части образца с высотой  $h: \frac{d^2 y}{dx^2} = \frac{F(l+a-x)}{EJ_1}$ , где  $J_1 = \frac{bh^3}{12}$ .

dx  $EJ_1$  12 Начальные условия: x = 0;  $y_1 = 0$ ;  $\frac{dy_1}{dx} = 0$ .

Решение с учетом начальных условий:

$$\begin{cases} \frac{dy_1}{dx} = \frac{F}{EJ_1} x \left( l + a - \frac{x}{2} \right); \\ y_1 = \frac{F}{EJ_1} \frac{x^2}{2} \left( l + a - \frac{x}{3} \right). \end{cases}$$
(3)

Уравнение для перемещения части образца с высо $d^2 x = F(l + q - x) = bH^3$ 

той 
$$H: \frac{d y_2}{dx^2} = \frac{F(l+d-x)}{EJ_2}$$
, где  $J_2 = \frac{bH^2}{12}$ .

Решение уравнения:

$$\begin{cases} \frac{dy_2}{dx} = \frac{F}{EJ_2} x \left( l + a - \frac{x}{2} \right) + C_1; \\ Y_2 = \frac{F}{EJ_2} \frac{x^3}{2} \left( l + a - \frac{x}{3} \right) + C_1 X + C_2. \end{cases}$$
(4)

Начальные условия: x = 1;  $\frac{dy_1}{dx} = \frac{dy_2}{dx}$ ;  $y_1 = y_2$ .

Подставив значения x = 1 в (3) и (4), и решив полученные уравнения, находим:

$$C_{1} = \frac{F}{E} l \left( \frac{l}{2} + a \right) \left( \frac{1}{J_{1}} - \frac{1}{J_{2}} \right); C_{2} = \frac{F}{E} \frac{l^{2}}{2} \left( \frac{l}{3} + a \right) \left( \frac{1}{J_{1}} - \frac{1}{J_{2}} \right).$$

Значения постоянных  $C_1$  и  $C_2$  и уравнение для  $y_2$  из (4) позволяют найти максимальное смещение в точке приложения силы при x = l + a:

$$A_{m} = \frac{F}{EJ_{2}} \frac{(l+a)^{3}}{3} + \frac{F}{E} l(l+a) \left(\frac{l}{a} + a\right) \left(\frac{1}{J_{1}} - \frac{1}{J_{2}}\right) - \frac{F}{E} \frac{l^{2}}{2} \left(\frac{l}{3} + a\right) \left(\frac{1}{J_{1}} - \frac{1}{J_{2}}\right).$$

При принятых размерах h и H имеет место неравенство  $J_2 \gg J_1$  ( $J_1 = 208,3 \text{ мм}^4$ ;  $J_2 = 3662 \text{ мм}^4$ ). Учитывая это неравенство и пренебрегая собственным изгибом утолщенной части с высотой *H*, получим более простое выражение:

$$A_{m} = \frac{Fl}{EJ_{1}} \left( a^{2} + la + \frac{l^{2}}{3} \right).$$
 (5)

Напряжение в расчетном сечении (у места заделки):  $\sigma = \frac{F(l+a)}{W}$ .

Определив *F* из уравнения (5) и учтя, что 
$$\frac{J_1}{W} = \frac{h}{2}$$
,

получим окончательное выражение:

$$\sigma = \frac{1,5h(l+a)}{l(3a^2 + 3la + e^2)} EA_m.$$
 (6)

Для размеров образца, указанного на рис. 4, *a*:  $\sigma = 26.9 \cdot 10^{-5} EA_{m}$ .

При среднем значении модуля Юнга  $E = 2 \cdot 10^5$  МПа:  $\sigma = 53.8A_m$ , где  $\sigma$  в МПа,  $A_m$  в мм.

### Определение соотношения между напряжением и амплитудой колебаний для корсетных образцов

Рассмотрим отдельно перемещение закругленной части и перемещение утолщенной части.

Для определения перемещения закругленной части расположим начало координат в центре этой части образца, на расстоянии *l*/2 от места заделки. В этом случае высота сечения, расположенного на расстоянии *x* от начала координат:

$$h(x) = h + \left(R - \sqrt{R^2 - x^2}\right).$$
 (7)

Момент на расстоянии *x*:  $M(x) = F\left(\frac{l}{2} + a - x\right)$ .

Формула для перемещения рассматриваемой части образца получается из уравнения (1) подстановкой значений  $J_1 = \frac{bh^3(x)}{12}$ . В свою очередь h(x) берется из уравнения (7).

В результате получаем:

$$\frac{d^2 y_1}{dx^2} = \frac{1.5F}{bE} \frac{0.5l + a - x}{\left(0.5h + R - \sqrt{R^2 - x^2}\right)^3}.$$
 (8)

Значение *x* лежит в пределах:  $-\frac{l}{2} \le x \le l_2$ .

Решение дифференциального уравнения (8) с помощью ЭВМ позволяет найти при x = 0.5l: перемещение  $y_{1m}$ , угол  $\theta_{1m} = \frac{dy_1}{dx}$ .

Для определения перемещения утолщенной части расположим начало координат на расстоянии *l* от места заделки образца.

Уравнение для перемещения этой части образца:

 $\frac{d^2 y_2}{dx^2} = \frac{F(a-x)}{EJ_2}$ , где  $J_2 = \frac{bH^3}{12}$ . Решение уравнения:

$$\frac{dy_2}{dx} = \frac{F}{EJ_2} x \left( a - \frac{x}{2} \right) + C_1;$$

$$y_2 = \frac{F}{EJ_2} \frac{x^2}{2} \left( a - \frac{x}{3} \right) + C_1 x + C_2,$$
(9)

где  $0 \le x \le a$ .

Начальные условия: x = 0;  $\theta_{1m} = \frac{dy_2}{dx}$ ;  $y_2 = y_{1m}$ .

Отсюда  $C_1 = \theta_{1m}$ ;  $C_2 = y_{1m}$ . Подставив значение x = a в (9), находим значение у, в точке приложения силы, которое соответствует амплитуде колебаний:  $A_m = \frac{F}{EJ_2} \frac{a^3}{2} + \theta_{1m}a + y_{1m}.$ 

Ввиду большой величины  $J_2$ , первый член этого выражения в тысячи раз меньше двух других и им можно пренебречь.

Обозначим через  $\theta'_{1m}$  и  $Y'_{1m}$  значение соответствующих величин, которые определяются из уравнения (9) при  $\frac{1,5F}{bE} = 1.$ 

Тогда  $\theta_{1m} = \theta'_{1m} \frac{1,5F}{bE}$ ;  $y_{1m} = y'_{1m} \frac{1,5F}{bE}$ .

В результате для амплитуды колебаний получим:

$$A_{m} = \frac{1.5F}{bE} \left( \theta_{1m}' a + y_{1m}' \right).$$
(10)

Напряжение в расчетном сечении в середине закругленной части:  $\sigma = \frac{F(0, 5l + a)}{W}$ .

Определив *F* из уравнения (10) и учтя, что  $W = \frac{bh^2}{6}$ , получим окончательное выражение:

$$\sigma = \frac{2(l+2a)}{h^2(\theta'_{1m}a + y'_{1m})} EA_m.$$
(11)

Задача решена численным методом с помощью ЭВМ. В результате расчета для образцов б1 и б2 с указанными размерами (см. таблица, рис. 4), определено:

- образец  $\delta 1$ :  $\theta'_{1m} = 59,84$ ;  $y'_{1m} = 1853,2$ ; - образец  $\delta 2$ :  $\theta'_{1m} = 84,1$ ;  $y'_{1m} = 2532,4$ . Из уравнения (11) находим: – образец ( $\delta 1$ ):  $\sigma = 24,75 \cdot 10^{-3} EA_m$ , МПа; - образец ( $\delta 2$ ):  $\sigma = 18,3 \cdot 10^{-3} EA_m$ , МПа. При среднем значении модуля Юнга  $E = 2 \cdot 10^5$  МПа:  $-\sigma = 49,5A_m$  для образца *б*1;

 $-\sigma = 36,6A_m$ для образца б2.

В вышеприведенных выражениях σ в МПа, А<sub>m</sub> в мм.

## Оценка погрешности определения НАПРЯЖЕНИЯ В РАСЧЕТНОМ СЕЧЕНИИ

Зная погрешности прямого измерения амплитуды колебаний модуля Юнга и геометрических размеров образца, можно рассчитать погрешность косвенного измерения величины σ, воспользовавшись формулой (6)

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \delta_A + \delta_E + \delta_e, \qquad (12)$$

где  $\delta_E = \frac{\Delta E}{E}$  – относительная погрешность определения модуля Юнга;  $\delta_A = \frac{\Delta A}{A}$  – относительная погрешность определения амплитуды;

$$\delta_{e} = \frac{\Delta h}{h} + \left[ \frac{1}{a+l} + \frac{1}{l} + \frac{2l+3a}{3\left(a^{2}+ab + \frac{l^{2}}{3}\right)} \right] \Delta l + \left( \frac{1}{a+l} + \frac{l+2a}{a^{2}+al + \frac{l^{2}}{3}} \right) \Delta a -$$
(13)

относительная погрешность определения линейных размеров образца.

Относительная погрешность определения амплитуды колебаний определена ранее:  $\delta_A = 0,01$  (1 %).

Относительную погрешность определения линейных размеров образца можно рассчитать по формуле (13):

$$\delta_{\rho} = 0,0123 \ (1,23 \ \%). \tag{14}$$

В определении модуля Юнга существует некоторая неопределенность. Литературные данные указывают, что эта величина для высокоупругих сталей может находиться в пределах от  $1,9 \cdot 10^5$  до  $2,1 \cdot 10^5$  МПа. Очевидно, в рассмариваемом случае за погрешность в определении модуля Юнга необходимо взять  $\Delta E = \pm 10^4$  МПа. Тогда получим:

$$\delta_E = 0.05 \ (5 \ \%). \tag{15}$$

Суммарная погрешность определения напряжения в расчетном сечении равна

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = 0,0723 \ (7,23 \ \%). \tag{16}$$

В качестве контрольного метода определения напряжения в образце использовался метод статической тарировки, который основан на статическом нагружении образца силой F, измеряемой образцовым динамометром. Напряжение в образце рассчитывалось по известной силе с использованием формулы

$$\sigma = \frac{6F(l+a)}{bh^2}.$$
 (17)

Одновременно с показаниями образцового динамометра снимались данные измерителя линейных перемещений, определяющего деформацию при нагружении.

Получены следующие значения:

$$\sigma_{A} = 501A_{m} \cdot 10^{-6}, \Pi a,$$

$$\sigma_{F} = \frac{6(l+a)}{bh^{2}} F = 0,596 \cdot 10^{-6} F, \Pi a;$$
<sub>для образца a</sub>

$$\sigma_{A} = 485A_{m} \cdot 10^{-6}, \Pi a,$$

$$\sigma_{F} = \frac{6(l/2+a)}{bh^{2}} F = 0,444 \cdot 10^{-6} F, \Pi a.$$
<sub>для образца б</sub>

Отсюда видно, что напряжения в образцах, определенные по амплитуде деформации и по силе, измеренной образцовым динамометром, отличаются не более, чем на 10 %.

Чтобы оценить этот результат, рассчитаем погрешность определения напряжения в образце по формуле (17). Она складывается из погрешности определения силы  $\sigma_F = \frac{\Delta F}{F}$  и погрешности определения

линейных размеров образца  $\sigma_E = \frac{\Delta l + \Delta a}{l + a} + \frac{\Delta b}{b} \frac{z \Delta h}{h}$ :

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = \delta_F + \delta_e. \tag{18}$$

При определении размеров образца микрометром  $\Delta a = \Delta l = \Delta b = \Delta h = 0,01$  мм и погрешность  $\delta_e = 0,00075$  (0,075%) величина достаточно малая. Основную погрешность вносит процесс измерения силы образцовым динамометром. Эта величина составляет ~1% и полностью определяет погрешность тарировки.

Напряжение на образце, рассчитанное по амплитуде деформации  $\sigma_A$ , в обоих случаях на 8 – 10 % выше напряжения, рассчитанного по силе  $\sigma_F$  как на образцах, показанных на рис. 4, *a*, так и на образцах, представленных на рис. 4, *б*. Такое расхождение можно объяснить рядом факторов: погрешностью в определении модуля Юнга, допущениями, сделанными при выводе расчетных формул для  $\sigma_A$  и неучтенными при тарировке систематическими погрешностями.

#### Результаты и их обсуждение

В качестве примера применения представленного метода исследования частотной стабильности приведем исследование образца стали 03H18K9M5T-ЭЛ (рис. 4, *a*). Наибольший интерес представляет стабильность частоты

при нагрузках, близких к пределу усталости. Поэтому рассмотрим частотные характеристики для образца, который работал с нагрузкой 670 МПа при частоте около 200 Гц. Изменение частоты от начальной в сторону увеличения принято за положительное, в сторону уменьшения – за отрицательное. За контрольное число наработки принято 50 млн циклов нагружения. Максимальное изменение частоты составило 0,75 Гц, что в сравнении с другими образцами показало наилучший результат - самую высокую частотную стабильность. При этом установлено, что наиболее интенсивно частота изменялась при первых 10 млн циклов нагружения, за это время частота изменилась на 0,54 Гц. При непрерывной работе в течение дня образец нарабатывал примерно 10 млн циклов. Частота изменялась при остановке на ночь: утром, после 10-часовой паузы, частота больше, чем накануне вечером при остановке испытаний.

На частотных характеристиках, показанных на рис. 5, *a*, получены две огибающие кривые, одна из которых (1) соответствует частоте в момент включения, а другая (2) частоте в момент отключения после дневной работы. Следовательно, кривая 1 показывает изменение начальной частоты (частоты включения), а 2 – изменение конечной частоты при наработке циклов лежат в области, ограниченной этими двумя кривыми. На другой частотной характеристике (рис. 5,  $\delta$ ) приведена одна ломаная линия. Вертикальные скачки соответствуют



Рис. 5. Частотные характеристики при циклическом нагружении с перерывами в испытаниях:

1 – частота в момент включения; 2 – частота в момент отключения

Fig. 4. Frequency characteristics during cyclic loading with interruptions in tests:

- 1 frequency at the moment of switching on;
- 2- frequency at the moment of shutdown
изменению частоты после ночного перерыва испытаний. Наклонные линии показывают ход суточного изменения частоты по мере увеличения числа циклов работы.

#### Выводы

Предложен метод и алгоритмы расчета напряжений стальных образцов различной геометрической формы для оценки изменения амплитудно-частотных характеристик в процессе циклического нагружения по схеме поперечного консольного изгиба плоских образцов в режиме «мягкого» нагружения с синусоидальной формой приложения нагрузки. Данный метод является эффективным инструментом для анализа частотный стабильности материала и изменения частот колебаний образца с учетом перерывов испытаний на усталость. Кроме того, по полученным характеристикам несложно определить внутреннее трение материала и внутреннее рассеяние энергии для определения демпфирующей способности материала.

#### Список литературы / References

- Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: 1. Справочник. Москва: Металлургия; 1978:304.
- Gadolina I.V., Makhutov N.A., Erpalov A.V. Varied app-2. roaches to loading assessment in fatigue studies. International Journal of Fatigue. 2021;144:106035. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106035
- Suresh S. Fatigue of Metals. Cambridge University Press; 3. 2006:701.
- 4. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. Москва: Наука; 2015:479.
- 5. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron Beams. Cambridge; 2015:272.
- Mughrabi H., Christ H.-J. Cyclic deformation and fatigue of 6. selected ferritic and austenitic steels; specific aspects. ISIJ International. 1997;37(12):1154-1169. https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.1154
- Gadenin M.M. Study on damaging and fatigue life of const-7. ructions under single- and two-frequency loading modes based on deformational and energy approaches. Inorganic Materials. 2018;54(15):1543-1550.

https://doi.org/10.1134/S0020168518150049

8. Гаденин М.М. Влияние формы цикла нагружения на сопротивление циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов. Вестник научнотехнического развития. 2010;(9(37)):15-19.

Gadenin M.M. Influence of loading cycle form on resistance to cyclic deformation and destruction of structural materials. Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya. 2010;(9(37)): 15-19. (In Russ.).

Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Кондрашкин О.Б., Чер-9. нышов Е.А., Пронин А.И. Изменение показателей сопротивления усталости конструкционных сталей при различных спектрах нагружения. Известия вузов. Черная Металлургия. 2019;62(10):796-802.

https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-796-802

Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Kondrashkin O.B., Chernyshov E.A., Pronin A.I. Changes in fatigue resistance of structural steels at different loading spectra. Izvestiva. Ferrous Metallurgy. 2019;62(10):796-802. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-796-802

10. Гаденин М.М. Расчетно-экспериментальная оценка роли соотношения частот в измерении долговечности при двухчастотных режимах деформирования. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019;85(1-1):64-71. https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-1-I-64-71

Gadenin M.M. Calculation-and-experimental estimation of the role of the frequency ratio in changing the endurance at two-frequency deformation modes. Zavodskava laboratoriya. Diagnostika materialov. 2019;85(1-1):64-71. (In Russ.). https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-1-I-64-71

- 11. Troshchenko V.T., Khamaza L.A., Pokrovsky V.V., etc. Cyclic Deformation and Fatigue of Metals. Bily M. ed. Amsterdam: Elsevier; 1993:500.
- 12. Головин С.А., Тихонова И.В. Температурная зависимость внутреннего трения и свойства деформированных малоуглеродистых сплавов железа. Деформация и разрушение материалов. 2013;(7):16-21.

Golovin S.A., Tikhonova I.V. Temperature dependence of internal friction and properties of deformed low-carbon iron alloys. Deformatsiya i razrushenie materialov. 2013;(7): 16-21. (In Russ.).

13. Головин С.А., Петрушина А.Г. Температурный спектр внутреннего трения чугунов. Известия вузов. Черная металлургия. 2009;52(9):51-54.

Golovin S.A., Petrushina A.G. Temperature spectrum of internal friction of cast iron. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2009;52(9):51-54. (In Russ.).

- 14. McClaflin D., Fatemi A. Torsional deformation and fatigue of hardened steel including mean stress and stress gradient effects. International Journal of Fatigue. 2004;26(7):773-784. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.10.019
- 15. Головин И.С., Бычков А.С., Михайловская А.В., Добаткин С.В. Вклад фазовых и структурных превращений в многокомпонентных AL-MG сплавах в линейные и нелинейные механизмы неупругости. Физика металлов и металловедение. 2014;115(2):204.

https://doi.org/10.7868/ S0015323014020089

Golovin I.S., Bychkov A.S., Mikhailovskaya A.V., Dobatkin S.V. Contributions of phase and structural transformations in multicomponent Al-Mg alloys to the linear and nonlinear mechanisms of anelasticity. The Physics of Metals and Metallography. 2014;115(2):192-201.

https://doi.org/10.1134/S0031918X14020082

- 16. Kardashev B.K., Sapozhnikov K.V., Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V. Internal friction, Young's modulus, and electrical resistivity of submicrocrystalline titanium. Physics of the Solid State. 2017;59(12):2381-2386. https://doi.org/10.1134/S1063783417120204
- 17. Blanter M.S., Golovin I.S., Neuhäuser H., Sinning H.R. Internal friction in metallic materials. Springer Series in Materials Science. 2007;90:1-535. https://doi.org/10.1007/978-3-540-68758-0
- 18. Столяров В.В. Неупругость ультрамелкозернистых металлов. Известия вузов. Черная металлургия. 2010;53(11): 51-54.

Stolyarov V.V. Inelasticity of ultrafine-grained metals. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010;53(11):51–54. (In Russ.).

- Romaniv O.N., Laz'ko L.P., Krys'kiv A.S. Relationship of internal friction to the fatigue life of patented steel wire. *Soviet Mater Science*. 1984;19:522–527. https://doi.org/10.1007/BF00722120
- **20.** Пат. 2781466 RU. Установка для испытаний на усталость / Мыльников В.В., Шетулов Д.И.; заявл. 14.09.2021; опубл. 12.10.2022. Бюл. № 29.
- Демидов А.С., Кашелкин В.В. Определение поврежденности и напряженного состояния балочных образцов по изменению собственной частоты и амплитуды колебаний. Вестник Московского авиационного института. 2009;16(3):62–64.

Demidov A.S., Kashelkin V.V. Determination of damage and stress state of beam samples by changing the natural frequency and amplitude of vibrations. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*. 2009;16(3):62–64. (In Russ.).

Сведения об авторах	Information about the Authors
Владимир Викторович Мыльников, к.т.н., доцент кафедры	Vladimir V. Myl'nikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Build-
«Технологии строительства», Нижегородский государственный	ing Technology", Nizhny Novgorod State University of Architecture,
архитектурно-строительный университет	Building and Civil Engineering
ORCID: 0000-0001-5545-4163	ORCID: 0000-0001-5545-4163
E-mail: mrmylnikov@mail.ru	E-mail: mrmylnikov@mail.ru
<b>Эдуард Анатольевич Дмитриев,</b> д.т.н., доцент, ректор, Комсо-	<i>Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Rector,</i> Komsomolsk-
мольский-на-Амуре государственный университет	on-Amur State University
<b>ОRCID:</b> 0000-0001-8023-316X	<i>ORCID:</i> 0000-0001-8023-316X
<b>E-mail:</b> rector@knastu.ru	<i>E-mail:</i> rector@knastu.ru
Поступила в редакцию 12.02.2023	Received 12.02.2023
После доработки 12.03.2023	Revised 12.03.2023

Accepted 11.04.2023

Принята к публикации 11.04.2023

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY



удк 621.771.06 DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-376-386



Оригинальная статья Original article

## Параметрическая модель трехвалкового узла мини-стана радиально-сдвиговой прокатки

## Д. В. Троицкий 🖻, Ю. В. Гамин, С. П. Галкин, А. С. Будников

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

#### 🐱 d.v.troitskiy@gmail.com

**Аннотация**. В статье рассмотрены основные конструктивные особенности мини-станов радиально-сдвиговой прокатки (РСП), их наиболее распространенные типоразмеры. Описан обобщенный алгоритм проектирования таких станов с применением современных САD систем. Перечислены основные подходы к методологии программного адаптивного проектирования моделей в инжиниринге, приведены их особенности и различия. В частности, рассмотрены методологии горизонтального моделирования, моделирования с явными ссылками и устойчивого моделирования. Описана методика виртуальных пережимов, приведена основная геометрическая схема пространственного положения валков продольного профиля. Полученные в результате расчетов данные закодированы и сведены в таблицы. Приведенные формулы использованы при параметрическом проектировании валкового узла трехвалкового стана РСП на примере типоразмера «30-70» в программной среде Autodesk Inventor. Полученная параметрическая модель, используя классические формулы методики виртуальных пережимов, позволяет автоматически перестраивать очаг деформации для новых исходных параметров. Разработанная модель применима для трехвалковых станов, имеющих углы раскатки рабочих валков  $\delta = 5 - 15^{\circ}$  и углы подачи  $\beta = 18 - 22^{\circ}$ . Приведены эскизы и эпюры построенной модели для различных углов раскатки –5, 10 и 15°. При увеличении угла раскатки заметно значительное увеличение конусности валка. Обозначен вектор будущих исследований по доработке и совершенствованию полученной программной модели. Дальнейшие исследования по доработке параметрической модели будут включая опоры, подушение конусности в компьютерную модели рограммной модели. Дальнейшие исследования по доработке параметрической модели будут включая опоры, подушки, крышки, нажимное и уравновешивающее устройство и т. д.

- Ключевые слова: винтовая прокатка, радиально-сдвиговая прокатка (РСП), мини-станы, технологический пережим, угол подачи, угол раскатки, угол скрещивания, эксцентриситет, очаг деформации
- Для цитирования: Троицкий Д.В., Гамин Ю.В., Галкин С.П., Будников А.С. Параметрическая модель трехвалкового узла мини-стана радиально-сдвиговой прокатки. Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):376–386. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-376-386

## PARAMETRIC MODEL OF A THREE-ROLL UNIT OF RADIAL-SHEAR ROLLING MINI-MILL

## D. V. Troitskii <sup>a</sup>, Yu. V. Gamin, S. P. Galkin, A. S. Budnikov

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

#### 🖂 d.v.troitskiy@gmail.com

**Abstract**. The article discusses the main structural features of radial-shear rolling mini-mills and their most common sizes. A generalized algorithm for designing such mills using modern CAD systems is described. The main approaches to the methodology of software adaptive design of models in engineering are listed with their features and differences. In particular, the methodology of horizontal modeling, explicit modeling methodology, and resilient modeling strategy are considered. The article describes the method of virtual squeezes and presents the main geometric scheme of the spatial position of the rollers of the longitudinal profile. The data obtained as a result of the calculations were encoded and summarized in tables. The formulas presented were used in the parametric design of the roller unit of the three-roller mill 30-70 using Autodesk Inventor software. The obtained parametric model, using classical formulas of the virtual squeezes method, allows for automatic reconstruction of the deformation zone for new initial parameters. The developed model is applicable for three-roller mills with working roll angles  $\delta = 5 - 15^{\circ}$  and feed angles  $\beta = 18 - 22^{\circ}$ . The article presents sketches and diagrams of the constructed model for different rolling angles -5, 10, and  $15^{\circ}$ . As the rolling angle increases, a noticeable increase in the conicity of the roller is observed. The vector of future research on improving the obtained software model was indicated. Further research on improving the parameteric model will include expanding the set of existing parameters to include the frame and full set of roller connections – neck, cover, pressing device, etc.

Keywords: helical rolling, radial-shear rolling (RSR), mini-mills, technological squeeze, feed angle, rolling-off, crossing, eccentricity, deformation zone

For citation: Troitskii D.V., Gamin Yu.V., Galkin S.P., Budnikov A.S. Parametric model of a three-roll unit of radial-shear rolling mini-mill. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2023;66(3):376–386. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-376-386

#### Введение

Современные трехвалковые мини-станы радиально-сдвиговой прокатки (РСП) отличаются относительно простой схемой конструкции, основанной на рациональных углах подачи (18-22°) и раскатки (не более  $10 - 12^{\circ}$ ) [1]. Как правило, они собираются под выпуск конкретного сортамента, который определяется типоразмерами стана и его конструктивными особенностями. При этом такое оборудование сохраняет разнообразие полноразмерных станов и обладает высокой мобильностью и компактностью. Мини-станы винтовой прокатки в достаточной степени соответствуют современным требованиям к бережливому производству [2] и позволяют использовать инновационные методы РСП, повышающие свойства материала в длинномерных объемах путем интенсивной пластической деформации [3; 4]. Так, например, для чистого магния показано значительное повышение механических свойств за счет изменения микроструктуры при трехвалковой винтовой прокатке [5]. В работах [6; 7] описано формирование градиентной структуры и повышение свойств для аустенитной нержавеющей стали AISI 321. Технологические возможности мини-станов РСП протестированы на титановых прутках на предмет соответствия требованиям нормативной документации (НМД) [8].

Например, существует трехвалковый прошивной мини-стан «30-80», предназначенный для горячей прошивки заготовок в гильзу с дном [9–11]. В качестве нажимного устройства использовано клиновое устройство, а валки имеют конструктивно заданные углы подачи и раскатки. Особенностью мини-стана является его мобильность, компактность и отсутствие необходимости монтажа на силовом фундаменте.

Также на большом количестве производственных предприятий и научных организаций успешно работают трехвалковые мини-станы винтовой прокатки типоразмера «14-40» [1; 12]. Подробный обзор основных конструкций и характеристик трехвалковых министанов РСП представлен авторами в работе [1]. Данные мини-станы нового типа отличают пониженная металлоемкость, достаточно низкие энергозатраты и значительная простота эксплуатации по сравнению с мелкосортными станами продольной прокатки, что делает их привлекательными для предприятий малого и среднего бизнеса, работающих в области металлургии и машиностроения.

Ранее авторами [13 – 15] разработан новый системный подход к созданию конструкций клетей на основе единой конструкторско-технологической системы «деформация металла – конструкция стана», обеспечивающей получение изделий с заданными характеристиками.

В основу новых конструкций клетей положены следующие принципы: использование станины закрытого типа, расположение рабочих валков при постоянных углах подачи и раскатки, вывод исполнительного механизма установки валков из-под прямого действия усилия прокатки. Это упростило не только конструкцию мини-стана, но и условия его эксплуатации.

Как правило, проектирование таких станов начинают от очага деформации, в котором задаются основные геометрические профили валков и прокатываемой заготовки. Учитывая большое количество существующих типоразмеров станов РСП, а также необходимость проектирования уникального оборудования под конкретный запрос заказчика, при проектировании целесообразно использовать возможности параметризации, которые существуют в большинстве современных САD систем. Благодаря им можно значительно сократить затраченное время на проектирование компьютерных моделей, а также их последующий рефакторинг и исключение ошибок проектирования.

Современные CAD системы обладают большими встроенными возможностями по параметризации. Они позволяют создавать широкий набор параметров, которые могут быть статическими (как значение), расчетными (выраженные в виде математических формул, которые, в свою очередь, могут использовать статические параметры) или ссылочными (когда параметр ссылается на действительное значение имеющейся геометрии, чтобы быть использованным в иных геометрических узлах). САD системы позволяют привязывать строящуюся геометрию к созданным параметрам любого вида и, таким образом, создавать семантические связи между узлами проектируемого оборудования.

Немаловажную роль при этом имеют выбор и использование подходящей методологии проектирования. Она позволяет выработать единый подход к построению ассоциативных связей и формированию параметрических зависимостей между отдельными узлами [16]. Это позволяет формализовать методы, используемые в параметрическом моделировании, приблизить дизайн к изначальному замыслу инженера [17], достичь стандартизации и внутренней согласованности программной модели; тем самым сократить затраченное на разработку время, а также максимизировать возможности по дальнейшему повторному использованию уже созданных ранее деталей и узлов. Использование подходящей и хорошо продуманной методологии позволяет изменять и вносить модификации в модели в значительно более короткий срок, чем при использовании неформального подхода [18; 19]. Развитие методологий проектирования

напрямую связано с развитием CAD систем и их вовлечением в прикладные задачи инженерного дизайна. По большому счету, они представляют собой обобщенный инженерный опыт группы исследователей, нацеленный на увеличение гибкости и валидности проектируемых моделей [20]. Некорректная неформализованная методология негативно влияет на общее качество модели и затраченное на проектирования время [21]. Известны случаи, когда правильно выбранная методология, примененная в прикладной задаче MDO (*Multidisciplinary design optimization* – многопрофильная оптимизация дизайна), помогала добиться значительных результатов в авиастроении [22].

Существуют три известные формализованные методологии построения компьютерных моделей, которые ставят своими целями придание модели бо́льшей гибкости для дальнейшего повторного использования и изменения, сокращение времени на разработку и модификацию, а также повышение общей устойчивости модели.

Методология горизонтального моделирования (The Horizontal Modeling Methodology) – это стратегия моделирования, запатентованная Delphi Technologies [23]. Она позволяет сократить количество критических ошибок, появляющихся в результате внесения изменений в модель за счет устранения зависимостей внутри имеющейся геометрии и параметров. Так, данные ошибки могут появляться в результате использования классической вертикальной древовидной структуры элементов, которая является неотъемлемой частью любой САD системы. Вместо этого методология предлагает устранить/минимизировать количество таких зависимостей, а вместо них ссылаться на исходные элементы, неподверженные никаким изменениям – базовые плоскости и центр системы координат. Таким образом, вертикальная древовидная структура будет превращена в горизонтальную.

Методология моделирования с явными ссылками (*The Explicit Reference Modelling* – ERM) была предложена в работе [18]. Она призвана минимизировать количество зависимостей и ограничений в модели, связанных с текущей геометрией (которая склонна меняться под действием изменений всей модели), и заменить их ссылочными объектами, которые могут представлять собой или ссылаться на объекты вспомогательной геометрии. При этом, в отличие от методологии горизонтального моделирования, данная методология ставит перед собой задачу сохранения глобального замысла параметрического подхода.

Методология устойчивого моделирования [24] была предложена в работе [25] и фокусируется на создании устойчивых моделей с широкими возможностями повторного использования узлов и элементов. Она предлагает оптимизировать зависимости *parent–child* и структурировать древовидную структуру элементов более понятным образом. Описанные методологии обладают своими преимуществами и недостатками, которые проявляются в зависимости от характера построенной модели. Основным критерием работоспособности параметрической модели является возможность адаптироваться к изменениям, внесенным в ее элементы. Работоспособность предложенных методологий проанализирована на примере различных сценариев оптимизации дизайна модели, включающей автоматическую генерацию большого количества геометрических вариаций и узлов [26].

В данной работе рассмотрено параметрическое моделирование валкового узла с использованием обобщенного алгоритма проектирования очага деформации трехвалкового стана РСП в программной среде Autodesk Inventor.

## Постановка задачи и методы исследования

### Геометрия пространственного положения валков продольного профиля

Для построения и расчета геометрии пространственного положения валков продольного профиля используется методика виртуальных пережимов, разработанная и предложенная для расчетов мини-станов РСП [13]. Данная методика основана на инвариантных соотношениях геометрии станов РСП с учетом изменения виртуальных углов подачи и раскатки вдоль оси очага деформации. Она позволяет выполнять эффективную параметризацию габаритных размеров валков и очага деформации [14]. Методика использует схему, представленную на рис. 1, *a*, где:

-3 – рассматриваемое сечение заготовки радиусом  $r_p$  с центром в точке O;

- В – сечение валка радиусом  $R_p$  с центром в точке  $O_p$ , контактирующее в точке F с сечением заготовки 3;

*– Оl* и *CL* – оси прокатки (заготовки, очага деформации) и валка соответственно;

–  $GG_{\rm B}$  – общий перпендикуляр (эксцентриситет) длиной *E* к осям валка и прокатки, т. е.  $\angle OGG_{\rm B} = = \angle CG_{\rm B}G = 90^{\circ};$ 

– OC – перпендикуляр к оси прокатки длиной *P*, пересекающий ось валка, т. е. ∠*COG* = 90°. В станах барабанного типа лежит на оси барабана;

 $-\,\beta,\,\delta,\,\gamma-$ углы подачи, раскатки и скрещивания соответственно.

Ряд используемых понятий – технологический пережим, геометрический пережим, конструктивная схема предложены в работах [27; 28]. Согласно методике, определение профиля валка по заданному профилю очага деформации сводится к расчету радиуса сечения валка, которое будет находиться в контакте с сечением заготовки известного радиуса  $r_i$  и расположенным на известном расстоянии  $\Delta l_i$  по оси про-

**IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2023;66(3):376–386.** *Troitskii D.V., Gamin Yu.V., etc.* Parametric model of a three-roll unit of radial-shear rolling mini-mill



Рис. 1. Схема взаимного расположения осей валка *CL* и прокатки *Ol* (*a*) и обозначения геометрических размеров очага деформации и валка (*б*):

красная толстая линия – <br/>очаг деформации; двойная – валок;  $l,\,2-$ сечения входа <br/>и выхода соответственно; P-сечение технологического пережима

Fig. 1. Diagram of the relative position of the axes of roll *CL* and rolling *Ol* (*a*); designations of geometric dimensions of deformation focus and roll ( $\delta$ ):

thick red line – deformation focus, double – roll; 1, 2 – sections of input and output, respectively; P – section of technological squeeze

катки от технологического пережима (от точки O) (рис. 1,  $\delta$ ).

#### Расчет калибровки валка по очагу деформации

Далее рассмотрим расчет по методике на примере определения радиуса валка в крайних сечениях очага

деформации при исходных данных для стана типоразмера «30-70» (табл. 1). Диаметр валка в пережиме выбирается, исходя из возможности получения минимального калибра без пересечения поверхностей валков. Для определения максимально возможного диаметра валка в пережиме с учетом углов подачи, раскатки и зазора между валками существует формула [29]

Таблица 1

#### Исходные данные для примера расчета

#### Table 1. Source data for the calculation example

Параметр	Обозначение	Единица измерения	Значение
Угол подачи	β	град.	20
Угол раскатки	δ	град.	5
Радиус валка в пережиме	$R_{p}$	ММ	80
Радиус заготовки в пережиме	r	ММ	15
Сечение очага деформации на входе:	r		
– радиус	$r_1$	MM	25
<ul> <li>– расстояние от пережима</li> </ul>	$\Delta \dot{l}_1$	MM	80
<ul> <li>– радиус сечения валка</li> </ul>	$R_1$	MM	?
– расстояние от центра сечения валка до центра	1		
сечения валка в технологическом пережиме	$X_{R1}$	MM	?
Сечение очага деформации на выходе:			
– радиус	$r_2$	MM	16,5
<ul> <li>– расстояние от пережима</li> </ul>	$\Delta \tilde{l}_2$	MM	-80
– радиус валка	$R_2^{}$	MM	?
– расстояние от центра сечения валка до центра	2		
сечения валка в технологическом пережиме	$X_{P2}$	MM	?

$$D_{\rm B}^{\rm max} = \frac{d_{\rm \kappa}^{\rm min} - \frac{\Delta}{\cos\phi}}{k},\tag{1}$$

где  $D_{\rm B}^{\rm max}$  — максимально возможный диаметр валка в пережиме, мм;  $d_{\rm k}^{\rm min}$  — минимальный диаметр калибра в пережиме, мм;  $\Delta$  — зазор между соседними валками, мм;  $\varphi$  — угол наклона образующей входного конуса валка, град.; k — коэффициент, связывающий диаметр валка с диаметром калибра.

Коэффициент связи *k* включает в себя такие параметры, как угол подачи β, раскатки δ, количество рабочих валков и может быть определен по формуле

$$k = \frac{\cos \delta - 0.87 \sqrt{0.75 \cos \delta^2 + 0.25 \cos \beta^2}}{\cos \delta \sqrt{0.57 \cos \delta^2 + 0.19 \cos \beta^2}}.$$
 (2)

В дальнейшем данное условие проверяется с помощью анализа интерференции тел в CAD системе.

Полученных в результате расчета данных достаточно для построения калибровки валков по трем сечениям. Результаты расчета сведены в табл. 2.

Аналогичные расчеты калибровки валкового узла можно производить по большему количеству сечений для более высокой точности. Расчет каждого сечения в таком случае идентичен изложенному выше. По приведенному алгоритму возможно создать таблицу калибровки валка с требуемым шагом для нарезания на станках с числовым программным управлением.

#### Основные результаты исследования

В качестве основы для данного проектирования выбрана методология моделирования с явными ссылками. Все расчетные параметры из табл. 1 и 2 внесены в качестве пользовательских параметров в модели Autodesk Inventor. Данные параметры являются расчетными и определяются напрямую в программной среде Autodesk Inventor. Таблица 2

## Результаты расчета параметров калибровки по трем сечениям

 Table 2. Results of calculation of calibration parameters

 for three sections

Сечение	Очаг деформации, мм		Валок, мм	
	$\Delta l_i$	r <sub>i</sub>	XR <sub>i</sub>	$R_i$
Вход 1	80	25	78,001	80,512
Технологический пережим, Р	0	10	0	80
Выход 2	-80	16,5	-80,320	76,034

Все использованные параметры закодированы в переменные из двух символов (латинская буква и цифра), что позволяет значительно облегчить процедуру расчета в программной среде Autodesk Inventor:

 параметры X используются в качестве основных исходных данных для расчета модели;

 – параметры A используются для определения параметров технологического и геометрического пережимов;

 – параметры В используются для определения параметров виртуального пережима в сечении I входа в очаг деформации;

 – параметры С используются для определения параметров виртуального пережима в сечении 2 выхода из очага деформации.

Полный перечень параметров представлен в табл. 3. Для проверки корректности построенной модели используются параметры X1, X2, A2, B5, B6, C5 и C7. Для них справедливо отношение

$$\cos X1 \cos X2 = \cos B5 \cos B6 =$$
$$= \cos C5 \cos C7 = \cos A2. \tag{3}$$

Таблица З

Обоз- начение	Параметр	Формула в Autodesk Inventor	Формула		
Исходные (основные) параметры					
X1	Угол подачи β, град.	Явное значение (20)	Явное значение (20)		
X2	Угол раскатки б, град.	Явное значение (5)	Явное значение (5)		
Х3	Радиус валка в пережиме $R_p$ , мм	Явное значение (80)	Явное значение (80)		
<i>X</i> 4	Радиус заготовки в пережиме <i>r</i> <sub><i>p</i></sub> , мм	Явное значение (15)	Явное значение (15)		
X5	Радиус <i>r</i> <sub>1</sub> , мм	Явное значение (25)	Явное значение (25)		
<i>X</i> 6	Радиус <i>r</i> <sub>2</sub> , мм	Явное значение (16,5)	Явное значение (16,5)		

#### Таблица кодирования параметров

#### Table 3. Parameter coding table

Таблица 3 (продолжение)

#### Таблица кодирования параметров

#### *Table 3 (Continuation).* **Parameter coding table**

Обоз- начение	Параметр	Формула в Autodesk Inventor	Формула
	Параметры технологического и	геометрического пережимов	
<i>A</i> 1	Расстояние <i>Р</i> между осью прокатки и осью валка в пережиме, мм	$x4 + x3 / \cos(x2)$	$A1 = X4 + \frac{X3}{\cos X2}$
A2	Угол скрещивания γ, град.	$a\cos(\cos(x1) * \cos(x2))$	$\cos A2 = \cos X1 \cos X2$
A3	Длина общего перпендикуляра <i>Е</i> , мм	$a1 * \sin(x1) * \cos(x2) / \sin(a2)$	$A3 = A1 \frac{\sin X 1 \cos X 2}{\sin A2}$
<i>A</i> 4	Расстояние L между технологическим и геомет- рическим пережимами по оси прокатки, мм	$a1 * \sin(x2) / (\sin(a2) * \sin(a2))$	$A4 = A1 \frac{\sin X2}{\sin^2 A2}$
A5	Расстояния <i>l</i> между технологическими пережимами по оси прокатки, мм	$a4 * \cos(a2)$	$A5 = A4\cos A2$
<i>A</i> 6	Расстояния <i>LR</i> от центра сечения валка до геометрического пережима, мм	$a4 - x3 * \tan(x2)$	$A6 = A4 - X3\tan X2$
	Параметры виртуального пережима в с	сечении 1 входа в очаг деформац	ии
<i>B</i> 1	Расстояние <i>l</i> 1 до геометрического пережима по оси прокатки, мм	a5 + x3	B1 = A5 + X3
<i>B</i> 2	Расстояние L1 до геометрического пережима по оси валка, мм	<i>b</i> 1 / cos( <i>a</i> 2)	$B2 = \frac{B1}{\cos A2}$
<i>B</i> 3	Расстояние <i>P</i> 1 между осью прокатки и осью валка перпендикулярно к оси прокатки, мм	$\operatorname{sqrt}((b1 * \tan(a2)) \land 2 \operatorname{\delta p} + (a3)) \land 2 \operatorname{\delta p})$	$B3 = \sqrt{(B1\tan A2)^2 + A3^2}$
<i>B</i> 4	Расстояние <i>PN</i> 1 между осью прокатки и осью валка перпендикулярно к оси валка, мм	$\operatorname{sqrt}((b1 * \sin(a2)) \land 2 \operatorname{\delta p} + (a3)) \land 2 \operatorname{\delta p})$	$B4 = \sqrt{(B1\sin A2)^2 + A3^2}$
<i>B</i> 5	Угол раскатки δ1, град.	acos( <i>b</i> 4 / <i>b</i> 3)	$\cos B5 = \frac{B4}{B3}$
<i>B</i> 6	Угол подачи β1, град.	$\operatorname{atan}(a3 * \tan(a2) / b3)$	$\tan B6 = \frac{A3\tan A2}{B3}$
<i>B</i> 7	Радиус валка <i>R</i> 1, мм	$\cos(b5) * (b3 - x5)$	$B7 = \cos B5(B3 - X5)$
<i>B</i> 8	Расстояние <i>LR</i> 1 от центра сечения валка до геометрического пережима, мм	$b2 - b7 * \tan(b5)$	$B8 = B2 - B7 \tan B5$
<i>B</i> 9	Расстояние XR1 от центра сечения валка до центра сечения валка технологического пережима, мм	<i>b</i> 8 – <i>a</i> 6	B9 = B8 - A6
	Параметры виртуального пережима в сеч	нении 2 выхода из очага деформа	ции
<i>C</i> 1	Расстояние <i>l</i> 2 до геометрического пережима по оси прокатки, мм	a5 - x3	C1 = A5 - X3
<i>C</i> 2	Расстояние L2 до геометрического пережима по оси валка, мм	$c1 / \cos(a2)$	$C2 = \frac{C1}{\cos A2}$
С3	Расстояние <i>P</i> 2 между осью прокатки и осью валка перпендикулярно к оси прокатки, мм	$sqrt((c1 * tan(a2)) ^ 2 fb + (a3)) ^ 2 fb + (a3))$	$C3 = \sqrt{(C1\tan A2)^2 + A3^2}$
<i>C</i> 4	Расстояние <i>PN</i> 2 между осью прокатки и осью валка перпендикулярно к оси валка, мм	sqrt(( $c1 * sin(a2)$ ) ^ 2 $bp + (a3)$ ^ 2 $bp$	$C4 = \sqrt{(C1\sin A2)^2 + A3^2}$
С5	Угол раскатки δ2, град.	acos( <i>c</i> 4 / <i>c</i> 3)	$\cos C5 = \frac{C4}{C3}$
<i>C</i> 6	Угол подачи β2, град.	$\operatorname{atan}(a3 * \tan(a2) / c3)$	$\tan C \overline{6} = \frac{A3 \tan A2}{C3}$
<i>C</i> 7	Радиус валка R2, мм	$\cos(c5) * (c3 - x6)$	$C7 = \cos C5(C3 - X6)$
<i>C</i> 8	Расстояние XR2 от центра сечения валка до центра сечения валка технологического пережима, мм	$c2 - c7 * \tan(c5)$	$C8 = C2 - C7\tan C5$
<i>C</i> 9	Расстояние XR2 от центра сечения валка до центра сечения валка технологического пережима, мм	<i>c</i> 8 – <i>a</i> 6	C9 = C8 - A6

Для построения очага деформации в программной модели используется 3D-эскиз. Явные параметры этого эскиза при этом ссылаются на созданные пользовательские параметры. При корректно выстроенных зависимостях и заполненных исходных данных (X) модель будет иметь 0 степеней свободы на 3D-эскизе, т. е. построенный вариант геометрии является единственным возможным при заданных параметрах. Удаление какого-либо из исходных параметров (X) будет добавлять модели очага степени свободы.

Построенная схема взаимного положения осей валка и прокатки представлена на рис. 2.

На рис. 3 представлены параметры *A*, *B*, *C*, используемые для построения геометрического и технологического пережимов валка.

Построение очага деформации в системе происходит от технологического пережима на оси прокатки, который является общим центром координат модели O. Далее следует провести ось прокатки, проходящую через центр координат модели. По ней определяется расстояние lмежду технологическим и геометрическим пережимами по оси прокатки (параметр A5), чтобы получить отрезок OG. От точки O, в свою очередь, проводится вспомогательная прямая, перпендикулярная отрезку OG. По ней от точки O последовательно откладывается радиус прутка в пережиме  $r_p$  и радиус валка в пережиме  $R_p$ (параметры X4 и X3 соответственно), чтобы получить точку C. Отрезок  $CG_{\rm B}$  (A4) в таком случае будет совпадать с осью валка. После этого с помощью перпендикуляров от отрезка OG следует построить угол подачи



Рис. 2. Адаптивная схема взаимного положения осей валка и прокатки ( $\beta = 20^\circ, \delta = 5^\circ$ )

Fig. 2. Adaptive scheme of relative position of the axes of roll and rolling ( $\beta = 20^\circ, \delta = 5^\circ$ )



Рис. 3. Параметры, используемые для построения геометрических пережимов: А (а); В (б); С (в)

Fig. 3. Parameters used to construct geometric sections: A(a),  $B(\delta)$ , C(e)

 $\beta$  (параметр X1). Далее проводится вспомогательная прямая из вершины угла  $\beta$  и параллельная отрезку OC. После этого получаем точку  $G_{\rm B}$ , проведя эксцентриситет E (параметр A3) от точки G до пересечения с построенной вспомогательной прямой. Остальные виртуальные пережимы строятся аналогичным образом.

На рис. 4 – 6 представлены модели построенного валка-бочки для разных типоразмеров станов с помощью параметрической модели.

Полученный в результате проектирования очаг деформации и валок могут использоваться для построения трехвалкового узла мини-стана и моделей детали валка. Разработанная модель применима для трехвалковых станов, имеющих углы раскатки рабочих валков  $\delta = 5 \div 15^{\circ}$  и углы подачи  $\beta = 18 \div 22^{\circ}$ .

Особенностями таких моделей являются быстрое построение и перестроение валковых соединений с помощью параметризации. Используя универсальные модульные соединения между отдельными параметрами каждой модели и узлами мини-стана, можно значительно сократить затраченное на проектирование стана время. Построенная модель при этом будет обладать достаточными критериями для качественного выпуска продукции требуемого сортамента, от которой зависят исходные параметры модели *X*.

На рис. 7 представлен очаг деформации, составленный из трех валков. Очаг деформации можно получить с помощью кругового массива, или создав сборку, позиционируя валки вокруг эскиза прокатываемого прутка под углом 120° и на заданный угол раскатки и подачи.



Рис. 4. Адаптивная модель построенного валка-бочки типоразмера «30-70» с углом раскатки δ = 5°: аксонометрия (*a*); вид сбоку (*б*)

Fig. 4. Adaptive model of the constructed roll-barrel 30-70 with a rolling angle  $\delta = 5^{\circ}$ : axonometry (*a*); side view ( $\delta$ )



Рис. 5. Адаптивная модель построенного валка-бочки типоразмера «30-70» с углом раскатки δ = 10°: аксонометрия (*a*); вид сбоку (*б*)

Fig. 5. Adaptive model of the constructed roll-barrel 30-70 with a rolling angle  $\delta = 10^{\circ}$ : axonometry (*a*); side view ( $\delta$ )



Рис. 6. Адаптивная модель построенного валка-бочки типоразмера «30-70» с углом раскатки  $\delta = 15^{\circ}$ : аксонометрия (*a*); вид сбоку ( $\delta$ )

Fig. 6. Adaptive model of the constructed roll-barrel 30-70 with a rolling angle  $\delta = 15^{\circ}$ : axonometry (*a*); side view ( $\delta$ )

Метод параметризации способствует ускорению проектирования валковых соединений и прокатных станов, сокращая трудозатраты инженера на ручную корректировку деталей и отношений между узлами.

#### Выводы

Применение параметризируемого алгоритма проектирования значительно облегчает задачу инженера по созданию компьютерной модели. Так, метод построения очага деформации в зависимости от радиусов прокатываемой заготовки, валка, угла подачи и угла раскатки позволяет оперативно получить трехмерную модель калибровки валка и очаг деформации, на основании которого далее можно подобрать остальные конструктивные узлы стана. Разработан алгоритм проектирования очага деформации в зависимости от настраиваемых параметров, которые используются при параметризации в CAD системе. В основе алгоритма заложена методика виртуальных пережимов, которая позволяет использовать инвариантные соотношения геометрии валков РСП применительно к требуемым параметрам технологического пережима – диаметрам валка и прутка, углам подачи и раскатки вдоль оси прокатки и/или оси валка.

Методология моделирования с явными ссылками использована при создании компьютерной модели валкового соединения стана типоразмера «30-70» с параметризируемыми характеристиками, которые можно изменять в зависимости от целевого назначения стана и выбранной конструкции. Построенная модель является адаптивной и позволяет быстро определять габа-



Рис. 7. Параметрическая модель очага деформации: валковое соединение, построенное с помощью метода параметризации (*a*); очаг деформации, полученный массивом круговых элементов (*б*)

Fig. 7. Constructed parametric model of deformation focus: roll joint constructed by parametrization method (*a*); deformation focus obtained by an array of circular elements ( $\delta$ )

ритные размеры и пространственное положение валков и очага деформации мини-стана.

Дальнейшая работа будет направлена на разработку адаптивной параметрической модели, включающей сборочный узел валковых узлов (вал и бочка рабочего валка, подшипниковые опоры, подушки), нажимное устройство и станины.

#### Список литературы / References

 Галкин С.П., Гамин Ю.В., Алещенко А.С., Романцев Б.А. Современное развитие элементов теории, технологии и мини-станов радиально-сдвиговой прокатки. *Черные металлы*. 2021;(12).

https://doi.org/10.17580/chm.2021.12.09

Galkin S.P., Gamin Yu.V., Aleshchenko A.S., Romantsev B.A. Modern development of elements of radial shift rolling theory, technology, and mini-rolling. *Chernye metally*. 2021;(12). (In Russ.).

#### https://doi.org/10.17580/chm.2021.12.09

2. Галкин С.П. Технология и мини-станы радиально-сдвиговой прокатки – оптимальная техника для создания бережливого производства. *Сталь.* 2014;(1):39–42.

Galkin S.P. Radial shear rolling as an optimal technology for lean production. *Steel in Translation*. 2014;44(1):61-64. *https://doi.org/10.3103/S0967091214010069* 

- Naizabekov A., Lezhnev S., Arbuz A., Panin E., Koinov T. Simulation of radial-shear rolling of austenitic stainless steel AISI-321. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2019;54(5):1086–1094.
- Arbuz A., Kawalek A., Ozhmegov K., Panin E., Magzhanov M., Lutchenko N., Yurchenko V. Obtaining an equiaxed ultrafine-grained state of the longlength bulk zirconium alloy bars by extralarge shear deformations with a vortex metal flow. *Materials*. 2023;16(3):1062. https://doi.org/10.3390/ma16031062
- Mashekov S., Smailova G., Alshynova A., Uderbayeva A., Sembaev N., Zhauyt A. Structure formation of aluminum alloy D16 while rolling bars in the radial shear mill. *Metalurgija*. 2020;59(2):195–198.
- Diez M., Kim H.-E., Serebryany V., Dobatkin S., Estrin Y. Improving the mechanical properties of pure magnesium by three-roll planetary milling. *Materials Science and Engineering: A.* 2014;612:287–292. https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.061
- Naizabekov A., Lezhnev S., Panin E. Formation of a gradient structure in austenitic stainless steel AISI 321 by radial-shear rolling. *Solid State Phenomena*. 2021;316:246–251. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.316.246
- Негодин Д.А., Галкин С.П., Харитонов Е.А., Карпов Б.В., Харьковский Д.Н., Дубовицкая И.А., Патрин П.В. Тестирование технологии радиально-сдвиговой прокатки и предпроектный выбор мини-станов для гибкого производства титановых прутков малых сечений в условиях АО ЧМЗ. Металлург. 2018;(11):40–46.

Negodin D.A., Galkin S.P., Kharitonov E.A., Karpov B.V., Khar'kovskii D.N., Dubovitskaya I.A., Patrin P.V. Testing of radial-shear rolling technology and pre-project selection of mini rolling mills for flexible production of titanium rods of small cross sections in conditions of JSC "CMP". *Metallurg*. 2018;(11):40–46. (In Russ.).

- Mishin I., Naydenkin E., Ratochka I., Lykova O., Vinokurov V., Manisheva A. Effect of radial shear rolling and aging on the structure and mechanical properties of titanium alloy VT35. *AIP Conference Proceedings*. 2020;2310(1):020206. https://doi.org/10.1063/5.0034081
- Shatalov R., Medvedev V., Bogdanov S. Development and use of an electromagnetic unit for controlling the mechanical properties along the steel vessel height at the exit from a rolling-pressing line. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022;2022(6):628–633. https://doi.org/10.1134/S0036029522060210
- Shatalov R., Medvedev V. Effect of deformed workpiece temperature inhomogeneity on mechanical properties of thin-walled steel vessels during treatment in a rolling and pressing line. *Metallurgist*. 2019;63(1–2):176–182. https://doi.org/10.1007/s11015-019-00807-w
- Stefanik A., Szota P., Mróz S. Analysis of the effect of rolling speed on the capability to produce bimodal-structure AZ31 alloy bars in the three-high skew rolling mill. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2020;65(1):329–335. https://doi.org/10.24425/amm.2020.131734
- 13. Галкин С.П., Фадеев В.А., Гусак А.Ю. Методика виртуальных пережимов для расчета мини-станов радиально-сдвиговой (винтовой) прокатки. *Производство проката*. 2016;(2):27–35.

Galkin S.P., Fadeev V.A., Gusak A.Yu. Methodology of virtual squeezing for calculation of mini-mills of shear-radial (helical) rolling. *Proizvodstvo prokata*. 2016;(2):27–35. (In Russ.).

 Галкин С.П., Фадеев В.А., Гусак А.Ю. Сопоставительный анализ геометрии мини-станов радиально-сдвиговой (винтовой) прокатки. Производство проката. 2015;(12):19–25.

Galkin S.P., Fadeev V.A., Gusak A.Yu. Comparative analysis of geometry of mini-mills of radial-shear (helical) rolling. *Proizvodstvo prokata*. 2015;(12):19–25. (In Russ.).

15. Белевич А.В., Гончарук А.В., Даева Е., Романцев Б.А. Исследование технологических и конструктивных параметров рабочих клетей винтовой прокатки с помощью современных конечно-элементных систем. Известия вузов. Черная металлургия. 2002;45(9):32–35.

Belevich A.V., Goncharuk A.V., Daeva E., Romantsev B.A. Study of technological and structural parameters of helical working stands with the help of modern finite element systems. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2002;45(9):32–35.

 Company P., Naya F., Contero M., Camba D.J. On the role of geometric constraints to support design intent communication and model reusability. *Computer-Aided Design & Applications*. 2020;17(1):61–76.

https://doi.org/10.14733/cadaps.2020.61-76

Otey J., Company P., Contero M, Camba D.J. Revisiting the design intent concept in the context of mechanical CAD education. *Computer-Aided Design & Applications*. 2018;15(1):47–60.

https://doi.org/10.1080/16864360.2017.1353733

 Bodein Y., Rose B., Caillaud E. Explicit reference modeling methodology in parametric CAD system. *Computers in Industry*. 2014;65(1):136–147. https://doi.org/10.1016/j.compind.2013.08.004

- Camba J.D., Contero M., Company P. Parametric CAD modeling: An analysis of strategies for design reusability. *Computer-Aided Design*. 2016;74:18–31. https://doi.org/10.1016/j.cad.2016.01.003
- 20. Cheng Z., Ma Y. A functional feature modeling method. Advanced Engineering Informatics. 2017;33:1–15. https://doi.org/10.1016/j.aei.2017.04.003
- Aranburu A., Justel D., Contero M., Camba J.D. Geometric variability in parametric 3D models: Implications for engineering design. *Procedia CIRP*. 2022;109:383–388. https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.05.266
- Amadori K., Tarkian M., Ölvander J., Krus P. Flexible and robust CAD models for design automation. *Advanced Engineering Informatics*. 2012;26(2):180–195. https://doi.org/10.1016/j.aei.2012.01.004
- **23.** Landers D.M., Khurana P. *Horizontally-structured CAD/ CAM modeling for virtual concurrent product and process design.* Patent no. US6775581B2 USA. 10.08.2004.

- 24. *Resilient Modeling Strategy*. 2018; URL: https://www.resilientmodeling.net (Дата обращения: 15.12.2022)
- 25. Gebhard R. A resilient modeling strategy. *Solid Edge University 2013*. Siemens; 2013.
- 26. Aranburu A., Cotillas J., Justel D., Contero D., Camba D.J. How does the modeling strategy influence design optimization and the automatic generation of parametric geometry variations? *Computer-Aided Design*. 2022;151:103364. https://doi.org/10.1016/j.cad.2022.103364
- Миронов Ю.М. Геометрические параметры процесса косой прокатки. Производство труб. 1962;(6):37–46.
   Mironov Yu.M. Geometric parameters of skew rolling. Proiz-
- *vodstvo trub.* 1962;(6):37–46. (In Russ.). 28. Тетерин П.К. *Теория поперечно-винтовой прокатки*. Москва: Металлургия; 1971:386.
- 29. Будников А.С. Совершенствование процессов раскатки и калибрования труб в трехвалковых станах винтовой прокатки: Дисс. ... канд. техн. наук. Москва: 2020:147.

#### Сведения об авторах

Даниил Владимирович Троицкий, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» ORCID: 0009-0006-9930-5403 *E-mail:* d.v.troitskiy@gmail.com

Юрий Владимирович Гамин, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» ORCID: 0000-0001-6654-4236 *E-mail:* y.gamin@mail.ru

Сергей Павлович Галкин, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» ORCID: 0000-0002-0853-3966 *E-mail:* glk-omd@yandex.ru

Алексей Сергеевич Будников, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» ORCID: 0000-0002-2629-7741 *E-mail:* budnikov.as@misis.ru

Вклад авторов

Д. В. Троицкий – написание текста статьи, построение трехмерных адаптивных моделей, подготовка и оформление статьи.
Ю. В. Гамин – научное руководство, идея работы, постановка задач исследования, редактирование текста статьи.
С. П. Галкин – научное руководство, разработка методики проектирования и расчета, выбор методов решения подзадач, редактирование и корректировка финальной версии.
А. С. Будников – поиск и анализ публикаций, сбор и анализ данных, разработка расчета допустимого диаметра валков, оформление статьи.

Поступила в редакцию 24.02.2023 После доработки 07.03.2023 Принята к публикации 11.04.2023

#### Information about the Authors

Daniil V. Troitskii, Postgraduate of the Chair "Metal Forming", National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0009-0006-9930-5403 E-mail: d.v.troitskiy@gmail.com

Yurii V. Gamin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metal Forming", National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0001-6654-4236 E-mail: y.gamin@mail.ru

Sergei P. Galkin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Metal Forming", National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0002-0853-3966 E-mail: glk-omd@yandex.ru

Aleksei S. Budnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metal Forming", National University of Science and Technology "MISIS" ORCID: 0000-0002-2629-7741 E-mail: budnikov.as@misis.ru

#### Contribution of the Authors

*D. V. Troitskii* – writing the text, building three-dimensional adaptive models, preparation and design of the article.

*Yu. V. Gamin* – scientific guidance, formation of the idea of the work, setting research objectives, editing the text.

*S. P. Galkin* – scientific guidance, development of design and calculation methods, selection of methods for solving subproblems, editing and correcting the final version.

*A. S. Budnikov* – search and analysis of publications, collection and analysis of data, development of calculation of rolls permissible diameter, design of the article.

Received 24.02.2023 Revised 07.03.2023 Accepted 11.04.2023

# НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели. Данные предоставлены сайтами <u>https://www.scopus.com</u>, <u>https://www.scimagojr.com</u> и <u>https://www.scival.com</u>

Издатель: Статистика просмотра статей мисис с сайта fermet.misis.ru Национальный исследовательский ехнологический университет «МИСИС» ISSN: 0368-0797 Периоды индексирования: 1971, 1974 - 1988, 2001 - 2004, 2017 – н.в. **Science Index THE** место в рейтинге за 2021 г. Учредители: по тематике «Металлургия» мисис двухлетний импакт-фактор РИНЦ СибГИУ ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ пеци ПОЛИТЕХ Сибирский государственный Энаука и инновации едеральный OFILIEE ниверситет количество 11 цитирований EBPA3 H Index Среднее 2022 - **O**2 цитирование **SJR** Science Index Metals and Alloys на статью 2021 0.293 0.592 0,300 0.534 0.253 0,369 0.564 9,442 1.096 2-лет импакт-фактор 1,096

#### Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, главный редактор

Е.В. Протопопов, заместитель главного редактора

Е.А. Ивани, заместитель главного редактора

Л.П. Бащенко, заместитель ответственного секретаря

Е.Ю. Потапова, заместитель главного редактора по развитию

О.А. Долицкая, научный редактор

Е.М. Запольская, ведущий редактор

А.О. Гашникова, ведущий редактор

В.В. Расенець, верстка, иллюстрации

Г.Ю. Острогорская, менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.06.2023. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 15,25. Заказ 17676. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС. 119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1. Тел./факс: (499) 236-76-17 Degree and depth of hardening under pendulum surface plastic deformation of carbon steel

Investigation of thermal mode of hot-rolling mill working rolls in order to improve the accuracy of calculating the thermal profile of their barrels' surface

Reserves for reducing energy consumption when rolling section bars on modern rolling mills

Structure formation of Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manufacturing

Electrospark deposition of metalloceramic Fe-Al/HfC coating on steel 1035

Effect of accelerated cooling after cross-helical rolling on formation of structure and low-temperature fracture toughness of low-carbon steel

Patterns of localized deformation at pre-fracture stage in carbon steel - stainless steel bimetal

Evolution of structural-phase state and properties of hypereutectoid steel rails at long-term operation

Wagner interaction coefficients of nitrogen with chromium and molibdenum in liquid nickelbased alloys

Using calcium-containing injection wire filled with electrolytic calcium in steel ladle treatment

Lead and zinc selective extraction from EAF dust while heating in resistance furnace with flowing argon

Structure and properties of steels for manufacture of core catcher vessel of nuclear reactor

A method for studying the frequency stability of materials during tests for multi-cycle fatigue of steel

Parametric model of a three-roll unit of radial-shear rolling mini-mill

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-35456.

Подписной индекс 70383.

