

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 62 Номер 8 2019

### ◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Толстолистовой прокат с изменяющимися механическими свойствами по толщине

Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 1

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

Разработка и исследование гидропривода листовых ножниц

### ◦ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Структура и свойства слоя, наплавленного на сталь ХАРДОКС 450 борсодержащей проволокой

### ◦ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамическое моделирование изотерм растворимости кислорода в жидком металле системы Fe-Mg-Al-O



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

№ 8, 2019

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 62

---

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

**Главный редактор:** ЛЕОНТЬЕВ Л.И.  
(Российская Академия Наук, г. Москва)

**Заместитель главного редактора:** ПРОТОПОПОВ Е.В.  
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

**Заместитель ответственного секретаря:** БАЩЕНКО Л.П.  
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

#### Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)

АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветмет-обработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

БРОДОВ А.А., редактор раздела «**Экономическая эффективность металлургического производства**» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)

ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ГОРБАТНОК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «**Металлургические технологии**» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

ПРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)

ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тулский государственный университет, г. Тула)

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)

КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)

КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)

ЛИНН Х. (ООО «Линн Хаи Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)

МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом промышленном и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)  
РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «**Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «**Материаловедение**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

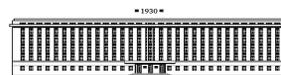
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

#### Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати  
Сибирским государственным индустриальным университетом

#### Адреса редакции:

119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Тел.: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27  
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru  
www.fermet.misis.ru

654007, Новокузнецк, 7,  
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42  
Сибирский государственный индустриальный университет,  
Тел.: (3843) 74-86-28  
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

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

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» индексируется в международной базе данных Scopus.

# IZVESTIYA

## VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

---

# IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

---

**Editor-in-Chief:** LEONT'EV L.I.  
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

**Deputy Editor-in-Chief:** PROTOPOPOV E.V.  
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

**Deputy Coordinating Editor:** BASHCHENKO L.P.  
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

---

### Editorial Board:

N.P. ALESHIN (Russian Academy of Sciences, Moscow)  
G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute  
Tsvetmetobrabotka", Moscow)

M.V. ASTAKHOV (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical  
Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

V.D. BELOV (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

A.A. BRODOV, Editor of the section "**Economic  
efficiency of metallurgical production**" (IP Bardin  
Central Research Institute for Ferrous Metallurgy,  
Moscow)

A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural  
Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal  
University, Ekaterinburg)

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow)

M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material  
science**" (National Research Technological University  
"MISIS", Moscow)

A.M. GLEZER (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

S.M. GORBATYUK (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "**Metallur-  
gical Technologies**" (Baikov Institute of Metallurgy and  
Materials Science of RAS, Moscow)

V.E. GROMOV (Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk)

A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and  
Materials Science of RAS, Moscow)

V.M. KOLOKOL'TSEV (Magnitogorsk State Technical  
University, Magnitogorsk)

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and  
Materials Science of RAS, Moscow)

K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)

YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State  
Technical University, Moscow)

V.V. KURNOSOV (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

S.S. LAZUTKIN (Group of Companies "MetProm",  
Moscow)

H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach,  
Germany)

V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University,  
Volgograd)

L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial  
University, Novokuznetsk)

S.A. NIKULIN (National Research Technological  
University "MISIS", Moscow)

O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales,  
Sidney, Australia)

G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section  
"**Resources Saving in Ferrous Metallurgy**" (National  
Research Technological University "MISIS", Moscow)

I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section  
"**Innovations in metallurgical industrial and  
laboratory equipment, technologies and materials**"  
(Russian Research Institute of the Pipe Industry,  
Chelyabinsk)

TS.V. RASHEV, Editor of the section "**Superduty steel**"  
(Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg  
Polytechnic University, Saint-Petersburg)

O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University,  
Ekaterinburg)

L.M. SIMONYAN, Editor of the section "**Ecology  
Rational Use of Natural Resources**" (National Research  
Technological University "MISIS", Moscow)

R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University,  
Germany)

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company,  
Moscow)

L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals",  
Ekaterinburg)

S.V. SOLODOV, Editor of the section "**Information  
Technologies and Automatic Control in Ferrous  
Metallurgy**" (National Research Technological University  
"MISIS", Moscow)

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg)

TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of  
Tsinghua University, Shenzhen, China)

M.V. TEMLYANTSEV (Siberian State Industrial  
University, Novokuznetsk)

E.P. VOLYNKINA (Siberian State Industrial  
University, Novokuznetsk)

A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)

V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and  
Materials Science of RAS, Moscow)

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

---

### Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

---

This issue of the journal was prepared by  
Siberian State Industrial University

### Editorial Addresses:

119991, Moscow, Leninskii prosp., 4  
National Research Technological University "MISIS",  
Tel.: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27  
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru  
www.fermet.misis.ru

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region,  
Kirova str., 42  
Siberian State Industrial University,  
Tel.: +7 (3843) 74-86-28  
E-mail: redjizvz@sibsiiu.ru

---

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

---

The journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is indexed in Scopus.

---

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is registered  
in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**

## СОДЕРЖАНИЕ

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Максимов А.Б., Шевченко И.П., Ерохина И.С.** Толстолистовой прокат с изменяющимися механическими свойствами по толщине ..... 587
- Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М.** Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 1 ..... 594
- Огарков Н.Н., Звягина Е.Ю., Исмагилов Р.Р.** Теоретический анализ формирования шероховатости автомобильного листа при дрессировке в валках обработанных дробью ..... 600
- Козырев Н.А., Михно А.Р., Крюков Р.Е., Калиногорский А.Н., Башенко Л.П.** Влияние введения добавок во флюсы, изготовленные из ковшевого электросталеплавильного шлака ..... 606

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Романов Д.А., Клопотов А.А., Рубанникова Ю.А.** Структура и свойства слоя, наплавленного на сталь ХАРДОКС 450 борсодержащей проволокой ..... 613
- Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И.** Об износостойкости стальных композитов в экстремальных условиях трения ..... 621
- Габелая Д.И., Кабаков З.К., Машченко М.А.** Расчет изменения удельных объемов сплавов системы Fe–C в зависимости от содержания углерода и температуры ..... 627

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

- Пилипенко С.С., Потапенков А.П.** Разработка и исследование гидропривода листовых ножниц ..... 632

### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Михайлов Г.Г., Самойлова О.В., Макровец Л.А., Смирнов Л.А.** Термодинамическое моделирование изотерм растворимости кислорода в жидком металле системы Fe–Mg–Al–O ..... 639

### НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

- Варламов В.В., Кипервассер М.В., Герасимук А.В.** Моделирование перегрузок механизма подъема мостовых кранов металлургических предприятий ..... 646

### ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н.** Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 2 ..... 652
- Леониду Андреевичу Смирнову – 85 лет** ..... 660
- Борису Александровичу Сиваку – 70 лет** ..... 661

## CONTENTS

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- A.B. Maksimov, I.P. Shevchenko, I.S. Erokhina** Sheet metal with variable mechanical properties over its thickness ..... 587
- O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, M.M. Shevelev** Production of three-layer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation. Report 1 ..... 594
- N.N. Ogarkov, E.Yu. Zvyagina, R.R. Ismagilov** Theoretical analysis of formation of automobile sheet roughness during temper rolling in shot-blasted rolls ..... 600
- N.A. Kozyrev, A.R. Mikhno, R.E. Kryukov, A.N. Kalinogorskii, L.P. Bashchenko** Effect of additives introduction to fluxes manufactured from ladle electric steel slag ..... 606

### MATERIAL SCIENCE

- Yu.F. Ivanov, V.E. Gromov, D.A. Romanov, A.A. Klopotov, Yu.A. Rubannikova** Structure and properties of layer, surfaced on HARDOX 450 steel by boron containing wire ..... 613
- V.V. Fadin, A.V. Kolubaev, M.I. Aleutdinova** On wear resistance of steel-containing composites under extreme friction conditions ..... 621
- D.I. Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko** Calculation of changes in specific volumes of Fe–C system alloys depending on carbon content and temperatures ..... 627

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

- S.S. Pilipenko, A.P. Potapenkov** Development and research of hydraulic drive of sheet shears ..... 632

### PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- G.G. Mikhailov, O.V. Samoilova, L.A. Makrovets, L.A. Smirnov** Thermodynamic modeling of isotherms of oxygen solubility in liquid metal of Fe–Mg–Al–O system ..... 639

### SCIENCE APPLICATION

- V.V. Varlamov, M.V. Kipervasser, A.V. Gerasimuk** Modeling of overloads of raising mechanism in metallurgical overhead cranes ..... 646

### ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

- S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov** Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 2 ..... 652
- To the 85th Anniversary of Leonid Andreevich Smirnov** ..... 660
- To the 70th Anniversary of Boris Aleksandrovich Sivak** ..... 661

УДК 621.771.23.09

## ТОЛСТОЛИСТОВОЙ ПРОКАТ С ИЗМЕНЯЮЩИМИСЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПО ТОЛЩИНЕ

*Максимов А.Б.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Машины и аппараты  
пищевых производств» (aleksandrmsk@yandex.ru)*

*Шевченко И.П.<sup>2</sup>, главный метролог*

*Ерохина И.С.<sup>1</sup>, старший преподаватель кафедры «Машины и аппараты  
пищевых производств»*

<sup>1</sup> Керченский государственный морской технологический университет  
(298309, Россия, Республика Крым, Керчь, ул. Орджоникидзе, 82)

<sup>2</sup> ООО «Судостроительный завод «Залив»  
(298310, Россия, Республика Крым, Керчь, ул. Танкистов, 4)

**Аннотация.** Исследовано влияние одностороннего ускоренного охлаждения толстолистовой судостроительной стали А32 толщиной 10 мм на структуру и механические свойства. Вследствие такого охлаждения по толщине заготовки формируется непрерывный спектр микроструктур от феррито-бейнитной на ускоренно охлажденной поверхности до феррито-перлитной на противоположной. Поэтому по толщине заготовки прочностные свойства уменьшаются от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной. Таким образом, градиент прочностных характеристик (твердости, предела текучести и временного сопротивления разрыву) по толщине заготовки направлен к ускоренно охлажденной поверхности. Для сравнительного анализа другие партии заготовок подвергали нормализации и закалке с высоким отпуском. Анализ механических свойств показал, что прочностные и пластические свойства образцов при одностороннем ускоренном охлаждении находятся на уровне свойств образцов при термоупрочненном состоянии. При испытании на ударный изгиб образцов с изменяющимся распределением механических свойств по толщине показано, что работа удара зависит от соотношения направлений градиента прочностных свойств и приложения нагрузки. Показано, что при испытании на ударный изгиб при температуре  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  в случае, если направление приложения нагрузки противоположно градиенту прочностных свойств, работа удара составляла более 300 Дж (образец не разрушился). При совпадении направлений градиента сопротивления деформации и приложения нагрузки работа удара составляла 262 Дж. Таким образом, если направление градиента сопротивления деформации совпадает с направлением действия внешней приложенной нагрузки, то это приводит к повышению пластичности стали. Показано, что, зная распределение прочностных характеристик (предела текучести, временного сопротивления разрыву) по толщине образца, можно рассчитать интегральные значения предела текучести и временного сопротивления разрыва образца. Величина относительного удлинения по толщине увеличивается от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной. Интегральное относительное удлинение образца не больше наименьшего значения относительного удлинения по толщине. При изменяющейся прочности по толщине заготовки при изгибе неизбежно смещение нейтральной линии деформации относительно геометрически средней линии в направлении градиента прочностных свойств. Положение нейтральной линии деформации при изгибе предлагается определять по значению экспериментального интегрального предела текучести (временного сопротивления разрыву).

**Ключевые слова:** одностороннее ускоренное охлаждение, термическое армирование, нейтральная линия деформации при изгибе, ударный изгиб, градиент механических свойств, низколегированная сталь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-587-593

### ВВЕДЕНИЕ

Свойства термически армированного листового проката из углеродистых и низколегированных сталей изложены в работах [1 – 3]. Суть термического армирования состоит в том, что нагретый до температуры аустенитизации листовой прокат избирательно ускоренно охлаждают по площади листа симметрично с двух сторон. В результате такой обработки образуются макрообласти с различной микроструктурой. Форма макрообластей может представлять, например, полосы, наклоненные к направлению длины листа на заданный угол. Возможен также локальный нагрев заданных областей металла с последующим ускоренным охлаждением.

Другой разновидностью термического армирования является одностороннее ускоренное охлаждение толстолистового проката, нагретого до температуры аустенитизации [4]. В результате такой термической обработки скорость охлаждения по толщине листа уменьшается от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной. Вследствие этого возникает непрерывно изменяющийся набор микроструктур распада аустенита. Поэтому механические свойства меняются по толщине листа: прочностные характеристики и твердость уменьшаются от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной, относительное удлинение при этом возрастает.

В работе [4] исследовалось влияние одностороннего ускоренного охлаждения листового проката

толщиной  $14 \cdot 10^{-3}$  м из стали 14Г2 на распределение твердости и изгиб до появления первой трещины на растянутой стороне. Получено, что на ускоренно охлажденной поверхности до глубины  $(2 - 3) \cdot 10^{-3}$  мм твердость составляла 350 – 450 HV, что соответствует твердости 37 – 45 HRC. На противоположной поверхности твердость на глубине  $(4 - 5) \cdot 10^{-3}$  мм составляет 250 – 260 HV (или примерно 26,6 HRC), что позволяет беспрепятственно проводить механическую обработку резанием. Например, для ряда деталей угольного машиностроения требуется удовлетворительная механическая обработка резанием, а другая сторона должна иметь хорошую износостойкость. Применение местных наплавов и усложнение химического состава приводит к удорожанию продукции и ухудшению свариваемости.

Для исследуемой стали 14Г2 углеродный эквивалент составлял 0,47, а для судостроительной стали А32 – 0,42. Значения углеродного эквивалента рассчитывались по формуле [5].

Целью настоящей работы является исследование влияния одностороннего ускоренного охлаждения толстолистного проката судостроительной стали А32 на структуру и механические свойства.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Из листов судостроительной стали А32 толщиной  $10 \cdot 10^{-3}$  м поперек направлению прокатки вырезали заготовки размером  $(350 \times 60 \times 10) \cdot 10^{-3}$  м. Заготовки нагревали в печи до 950 °С со временем выдержки 1,5 мин/мм и подвергали одностороннему ускоренному охлаждению водой в душирующей лабораторной установке. Плотность орошения водой составляла  $17,3 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$ . Скорость охлаждения металла на поверхности заготовок составляла 80 – 60 °С/с.

Для сравнительного анализа одна часть заготовок подвергалась нормализации: нагрев в печи до температуры 950 °С с выдержкой 1,5 мин/мм с последующим охлаждением на воздухе. Другая часть заготовок подвергалась закалке с отпуском: нагрев в печи до температуры 950 °С с выдержкой 1,5 мин/мм и охлаждением путем погружения в воду с последующим отпуском при температуре 650 °С с выдержкой 3 мин/мм.

Из термически обработанных заготовок вырезали образцы для испытания на изгиб по ГОСТ 14019 – 80 «Металлы. Методы испытания на изгиб» до угла изгиба с максимальным усилием. Испытания на растяжение проводили на плоских образцах без головок по ГОСТ 1497 – 84 «Металлы. Испытание на растяжение». Для испытания на ударную вязкость (ГОСТ 9454 – 78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах») поперек заготовки вырезали образцы размером  $(5 \times 10 \times 55) \cdot 10^{-3}$  м без надреза с двумя черными (необработанными) сторонами. Испытания проводили на маятниковом копре с номинальной потенциальной энергией

300 Дж при температуре –40 °С с регистрацией работы удара (K).

Твердость стали измеряли по ГОСТ 2999 – 75 «Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу» при нагрузке 20 Н.

Микроструктуру стали исследовали на оптическом микроскопе МИМ-8М с цифровым фотоаппаратом.

Математическую обработку экспериментальных данных проводили с применением программного обеспечения Excel.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При одностороннем ускоренном охлаждении заготовок скорость охлаждения по толщине убывает от ускоренно охлаждаемой поверхности к противоположной. В результате этого по толщине образца образуется набор микроструктур. Исследованиями установлено, что спектр микроструктур по толщине заготовки изменяется от феррито-бейнитной на ускоренно охлаждаемой поверхности до феррито-перлитной на неохлаждаемой. После нормализации формируется феррито-перлитная структура, а после закалки с отпуском – феррито-цементитная.

Вследствие формирования различных микроструктур при одностороннем охлаждении твердость по толщине заготовок будет изменяться. Таким образом по толщине заготовки возникает градиент механических свойств. На рис. 1 представлено изменение твердости

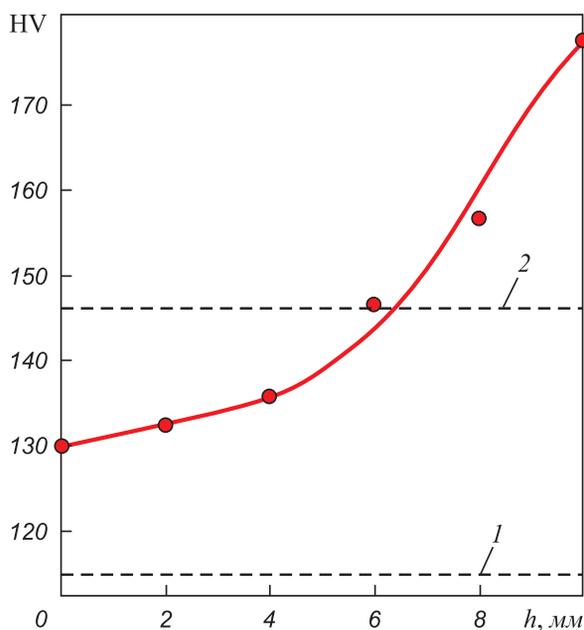


Рис. 1. Изменение твердости по сечению при одностороннем ускоренном охлаждении:

1 и 2 – твердость после нормализации и закалки с отпуском

Fig. 1. Change of hardness over the cross section at one-sided accelerated cooling:

1 and 2 – hardness after normalization and temper hardening, respectively

по толщине заготовки при одностороннем ускоренном охлаждении. Для прочностных характеристик (твердости, предела текучести, временного сопротивления разрыву, сопротивления деформации) градиент направлен в сторону ускоренно охлажденной поверхности.

В таблице представлены механические свойства стали А32 после термической обработки в различных режимах.

При испытании на изгиб и динамический изгиб возникают одинаковые напряженно-деформированные состояния, отличающиеся различной скоростью приложения нагрузки.

При однородной микроструктуре по толщине образца (например, после нормализации или закалки с отпуском) механические свойства одинаковые в любой точке. Поэтому сопротивление деформации  $\sigma_s$  по толщине образца не изменяется и может быть представлено как

$$\sigma_s = C, \quad (1)$$

где  $C$  – постоянная величина.

При пластическом изгибе одна часть металла подвергается растяжению, а другая – сжатию. Для выполнения условия равновесия момент сопротивления сил сжатия будет равен моменту сопротивления сил растяжения [6 – 8]. При однократном пластическом изгибе можно считать, что сопротивление металла растяжению и сжатию практически одинаковое [9], тогда условие равновесия моментов сил будет иметь следующий вид:

$$\sigma_s x_0 = \sigma_s (h - x_0), \quad (2)$$

где  $x_0$  – координата нейтральной линии деформации;  $h$  – толщина образца.

Из выражения (2) следует, что положение нейтральной линии деформации (н.л.д.) совпадает с положением геометрически средней линии (г.с.л.) образца.

Схема пластического изгиба с линейным упрочнением [8] при условии равенства сопротивлений растяжению (индекс «р») и сжатию (индекс «с») представлена на рис. 2. При этом значения деформаций на растянутой ( $\epsilon^p$ ) и сжатой ( $\epsilon^c$ ) сторонах равны по абсолютной величине.

Известно [10 – 12], что между пределом текучести ( $\sigma_T$ ) и твердостью (HV) существует устойчивая корреляционная зависимость линейного вида. По экспериментальным данным для стали марки А32 получаем

$$\sigma_T = 3,22HV. \quad (3)$$

При одностороннем ускоренном охлаждении вследствие различия микроструктур по толщине сопротивление деформации уменьшается от ускоренно охлаждаемой поверхности образца к неохлаждаемой. Величина сопротивления деформации равна пределу текучести [13, 14]:

$$\sigma_s = 3,22HV. \quad (4)$$

В соответствии с условием равновесия момент сил сопротивления сжатой части должен быть равен моменту сил сопротивления растянутой части. Пусть распределение сопротивления деформации изменяется от толщины  $x$  и имеет вид

$$\sigma_s = \sigma_s(x). \quad (5)$$

Тогда условие равенства моментов сил сопротивления растяжению ( $\sigma_s^p$ ) и сжатию ( $\sigma_s^c$ ) запишется так:

$$\int_0^{x_0} \sigma_s^p(x) dx = \int_{x_0}^h \sigma_s^c(x) dx. \quad (6)$$

Величина  $x_0$  представляет координату нейтральной линии деформации при изгибе. Сопротивление деформации изменяется по толщине: от максимального значения на ускоренно охлажденной стороне до минимального на противоположной. Поэтому нейтральная линия деформации сместится от геометрической средней линии на величину  $\Delta$  в сторону, где сопротивление деформации больше. Таким образом, при пластическом изгибе нейтральная линия деформации всегда смещается в направлении градиента прочности, то есть в сторону слоев с большей прочностью.

Рассмотрим смещение нейтральной линии деформации при пластическом изгибе, когда упрочненная область растянута, а неупрочненная – сжата (вариант 1).

### Механические свойства стали А32

#### Mechanical properties of A32 steel

Термообработка	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$K$ , Дж	Максимальная нагрузка при изгибе, Н	Угол изгиба, град
Нормализация	365	466	32,0	258	1250	118
Закалка с отпуском	487	595	21,3	262	1400	112
Одностороннее охлаждение	483	600	21,5	$\geq 300$ 262	$\frac{1450}{1380}$	$\frac{107}{117}$

Примечание. Числитель – сжатие со стороны ускоренного охлаждения (вариант 2); знаменатель – растяжение с неохлажденной стороны (вариант 1).

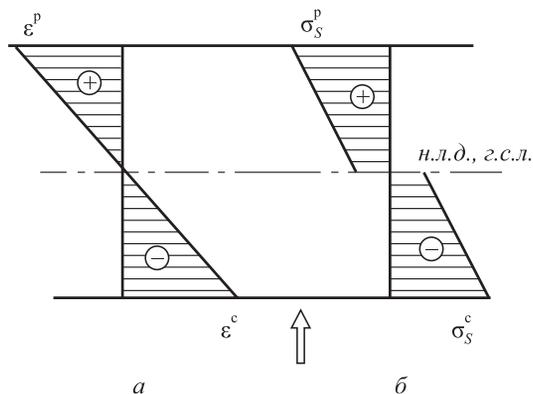


Рис. 2. Эпюры распределения деформации (а) и напряжений (б) при пластическом изгибе бруса с линейным упрочнением. Стрелкой указано направление внешней нагрузки

Fig. 2. Distribution diagrams of strain (a) and stresses (b) at plastic bending of a bar with linear hardening. → – direction of external load

При смещении нейтральной линии деформации на величину  $\Delta$  в сторону растянутых волокон ширина сжатой части составляет  $(h/2 + \Delta)$ , а растянутой –  $(h/2 - \Delta)$ , т.е. по варианту 1 ширина сжатой части больше, чем растянутой.

При изгибе по варианту 2, когда упрочненная сторона сжата, а неупрочненная – растянута, нейтральная линия деформации сместится на величину  $\Delta$  в сторону сжатых волокон. Тогда ширина растянутой части будет  $(h/2 + \Delta)$ , а сжатой –  $(h/2 - \Delta)$ . По варианту 2 ширина растянутой части больше, чем сжатой. Из этого следует, что по варианту 1 область сжатия больше, чем по варианту 2.

Известно [15 – 18], что наличие сжимающих напряжений повышает пластичность металла. Поэтому по варианту 1 сталь находится в более пластичном состоянии, чем по варианту 2 и при меньшем усилии подвергается деформации. Этим объясняется то, что работа удара  $K$  по варианту 2 больше, чем по варианту 1 (см. таблицу).

Аналогичная зависимость наблюдается при испытании на изгиб до максимального усилия.

Уравнение (3) определяет зависимость между твердостью стали и ее пределом текучести. При одностороннем ускоренном охлаждении твердость по толщине заготовки зависит от расстояния от охлаждаемой поверхности (рис. 1), поэтому предел текучести тоже будет изменяться:

$$\sigma_T(x) = 3,22 f_{HV}(x); \quad (7)$$

здесь  $f_{HV}(x)$  – функция изменения твердости по Виккерсу по толщине  $x$  заготовки.

Тогда расчетный интегральный предел текучести ( $\sigma_T^{инт}$ ) образца с изменяющейся прочностью по толщине можно вычислить по выражению

$$\sigma_T^{инт} = \frac{1}{h} \int_0^h \sigma_T(x) dx, \quad (8)$$

или с учетом выражения (7) получим

$$\sigma_T^{инт} = \frac{3,22}{h} \int_0^h f_{HV}(x) dx. \quad (9)$$

Из математического анализа по теореме Ньютона о среднем следует [19]

$$\sigma_T(\xi) = \frac{3,22}{h} \int_0^h f_{HV}(x) dx, \quad (10)$$

где  $\xi$  – величина, находящаяся в интервале  $0 < \xi < h$ ;  $\sigma_T(\xi)$  – расчетное значение предела текучести при  $x = \xi$ , МПа.

Экспериментальную зависимость твердости по толщине образца (рис. 1) с помощью программы Excel можно аппроксимировать линейным полиномом третьей степени:

$$f_{HV}(x) = -0,0313x^3 + 0,75x^2 - 0,6964x + 130,36, \quad (11)$$

где  $f_{HV}(x)$  – экспериментальное значение твердости по толщине образца на расстоянии  $x$  от ускоренно охлаждаемой поверхности.

Коэффициент корреляции уравнения парной регрессии (11) составляет 0,998.

Подставляя уравнение (11) в формулу (7), учитывая, что  $\sigma_S = \sigma_T$ , и используя соотношение (6), после интегрирования получим, что расчетное значение  $x_0 = 6,1 \cdot 10^{-3}$  м. Таким образом, в данном случае смещение нейтральной линии деформации при изгибе составляет  $1,1 \cdot 10^{-3}$  м (11 % от толщины образца). На рис. 3 представлена расчетная эпюра сопротивления деформации по толщине образца при изгибе.

Подставляя в уравнение (10) значение  $\xi = 6,1 \cdot 10^{-3}$  м и в выражение (9), получим, что расчетное интегральное значение предела текучести составляет 485 МПа. Экспериментальное значение предела текучести 483 МПа, то есть различие не превышает 0,7 %. Так как погрешность испытательной разрывной машины составляет

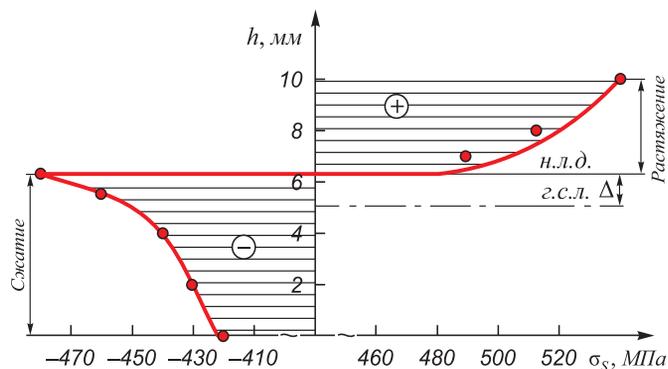


Рис. 3. Эпюра расчетного напряжения сопротивления деформации по толщине при изгибе

Fig. 3. Diagram of estimated strain of deformation resistance over the thickness at bending

1 %, то имеются основания полагать, что экспериментальное и расчетное значения предела текучести удовлетворительно совпадают, поэтому предложенная методика расчета применима на практике. На рис. 4 представлено изменение предела текучести по толщине, рассчитанное по формуле (7). Экспериментальное значение интегрального предела текучести соответствует положению нейтральной линии при изгибе. Аналогичные результаты получены при расчете смещения нейтральной линии деформации и интегрального временного сопротивления разрыву по зависимости временного сопротивления разрыву по толщине образца от расстояния до ускоренно охлаждаемой стороны.

Таким образом, зная экспериментальное интегральное значение предела текучести и распределение предела текучести по толщине образца, можно определить положение нейтральной линии при изгибе, а также наоборот.

В работе [20] показано, что для низколегированных сталей между относительным удлинением и пределом текучести наблюдается линейная зависимость. По экспериментальным данным настоящей работы такая же зависимость наблюдается для стали марки А32:

$$\delta = -0,25\sigma_T + 138. \quad (12)$$

Таким образом, величина относительного удлинения при одностороннем ускоренном охлаждении возрастает к неохлаждаемой поверхности. Зная характер распределения твердости, зависимость между твердостью и пределом текучести, можно рассчитать, как изменится относительное удлинение по толщине. Расчеты показали, что величина относительного удлинения по толщине заготовки от ускоренно охлаждаемой поверхности к неохлаждаемой изменяется от 24 до 33 %. Экспериментальное значение интегрального относительного удлинения образцов при одностороннем ускоренном охлаждении составляет 21,5 %. Отсюда следует, что при градиенте механических свойств по толщине интегральное относительное удлинение образца не превышает минимального значения.

Кроме того, пластичность стали можно оценить по соотношению предела текучести к временному сопротивлению разрыва [21, 22] ( $\sigma_T/\sigma_B$ ). Для стали А32 в нормализованном состоянии это соотношение составляет 0,763; для состояния после закалки с отпуском – 0,813; для одностороннего охлаждения – 0,787. Поэтому при одностороннем охлаждении пластичность не хуже, чем после закалки с отпуском.

При двухстороннем ускоренном охлаждении на обеих сторонах стальной заготовки возникают термические сжимающие и фазовые растягивающие напряжения. Вследствие симметричного охлаждения эти напряжения компенсируют друг друга и плоскостность заготовки практически не изменяется. При одностороннем ускоренном охлаждении на охлаждае-

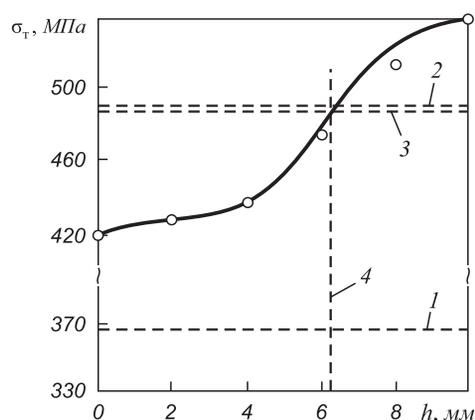


Рис. 4. Изменение расчетного предела текучести по толщине заготовки при одностороннем ускоренном охлаждении: 1 и 2 – значения пределов текучести соответственно после нормализации и закалки с отпуском; 3 – интегральный предел текучести после одностороннего ускоренного охлаждения; 4 – расчетное положение нейтральной линии деформации при изгибе

Fig. 4. Change in yield stress over the billet thickness at one-sided accelerated cooling:

1 and 2 – yield stress values after normalization and quenching with tempering, respectively; 3 – integral yield strength after one-sided accelerated cooling; 4 – calculated position of neutral axis of deformation at bending

мой поверхности возникают термические напряжения сжатия и фазовые – растяжения. Так как в результате одностороннего ускоренного охлаждения образец искривляется выпуклостью к охлаждаемой поверхности, следует, что фазовые напряжения растяжения преобладают над термическими. В пересчете на 1 м длины заготовки неплоскостность составляет 6 – 8 мм, что соответствует категории высокой плоскостности по ГОСТ 19903 – 2015 «Прокат листовой горячекатаный». Повысить категорию плоскостности можно в роликоправильной машине холодной правки.

## Выводы

Установлено, что при пластическом изгибе образцов с градиентом прочностных характеристик по толщине нейтральная линия деформации смещается относительно геометрически средней линии по направлению градиента прочности, то есть в направлении волокон с большей прочностью.

Если направления внешнего усилия при ударном изгибе и градиента прочностных свойств совпадают, то пластичность стали повышается по сравнению с противоположным их направлением. Повышение пластичности стали обусловлено увеличением зоны сжатия при смещении нейтральной линии деформации.

Установлена взаимосвязь между экспериментальным интегральным пределом текучести при растяжении и положением нейтральной линии при пластическом изгибе образцов с градиентом прочности по толщине. Положение нейтральной линии деформации

при изгибе соответствует слою металла со значением предела текучести, равным интегральному значению предела текучести при одноосном растяжении образцов с градиентом прочности по толщине. Аналогичная зависимость справедлива и для интегрального значения временного сопротивления разрыву.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. Украины № 75518. Способ упрочнения листового проката / Максимов А.Б. Оpubл. 17.04.2006. Бюл. № 4.
2. Maximov A.B., Gadeyev A.V. Thermally reinforced steel flat product // International Robotics & Automation Journal. 2018. Vol. 5. No. 4. P. 343 – 345.
3. Максимов А.Б. Особенности разрушения неоднородного материала // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2012. № 2. С. 130, 131.
4. Максимов А.Б., Гуляев М.В. Поверхностное упрочнение сталей для изделий шахтного оборудования // Актуальные проблемы в машиностроении. 2015. № 2. С. 370 – 375.
5. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
6. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. Учебник для вузов. – М.: МГТУ, 2000. – 592 с.
7. Danchenko V.N. Metal forming. – Dnepropetrovsk: NMetAU, 2007. – 183 p.
8. Gasko M., Rosenberg G. Correlation between hardness and tensile properties in ultra – high strength dual phase steel – short communication // Materials Engineering. 2011. No. 18. P. 155 – 159.
9. Nobuhito Fujeta, Kazukisa Kusumi, Tochmasa Tomokijo. Present Situation and Future Trend of Ultra – High Strength Steel Sheets of Auto – Body // Nippon Steel technical reports. 2013. No. 103. P. 99 – 103.
10. Douthwaite R.M. Relationship between the hardness, flow stress, and grain size of metals // Journal of the Iron and Steel Institute. March, 1970. P. 265 – 269.
11. Farrell K., Loh B.T.L. Hardness-Flow Stress-Grain-size relationships in iron // Journal of the Iron and Steel Institute. November, 1971. P. 915 – 917.
12. Чукин М.В., Полецков П.П., Гущина М.С., Бережная Г.А. Определение механических свойств высокопрочностных и сверхпрочностных сталей по твердости // Производство проката. 2016. № 12. С. 37 – 42.
13. Фридман А.В. Механические свойства металлов. Ч. 1. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение, 1972. – 472 с.
14. Atsushi Monden, Kei Miyanishi, Shingo Yamasaki Tatsuhiro Ochi / Development of Middle – carbon Steel Bars and Wire Rods for Cold Forging // Nippon Steel Technical Reports. 2013. No. 103. P. 127 – 132.
15. Liu D.L., Huo X.D., Wang Y.L. and Sun X.W. Aspects of microstructure in low carbon steels produced by the CSP process // J. Univ. Sci. Technol. B. 2003. Vol. 4. No. 10. P. 1 – 6.
16. Потапова Л.Б. Механика материалов при сложном напряженном состоянии. Как прогнозируют предельные напряжения. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 244 с.
17. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 60 с.
18. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
19. Фихтенгольц Г.М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Т. 2. – СПб.: Лань, 2018. – 612 с.
20. Wang Su-Fen, Peng-Yan, Li Zhi-Jie. Work – Hardening and Deformation Mechanism of Cold Rolled Low carbon Steel // Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology. 2013. Vol. 3. No. 5. P. 823 – 828.
21. ASM Handbook, Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. ASM Handbook Committee. P. 673 – 688.
22. Васильев Г.Г., Елагина Т.В. О целесообразности учета величины отношения предела текучести к временному сопротивлению при выборе труб для строительства в сложных условиях // Трубопроводный транспорт. Теория и практика. 2013. № 5 (39). С. 34 – 38.

Поступила в редакцию 21 марта 2018 г.

После доработки 25 января 2019 г.

Принята к публикации 28 января 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 8, pp. 587–593.

## SHEET METAL WITH VARIABLE MECHANICAL PROPERTIES OVER ITS THICKNESS

A.B. Maksimov<sup>1</sup>, I.P. Shevchenko<sup>2</sup>, I.S. Erokhina<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Kerch State Marine Technical University, Kerch, Crimea, Russia

<sup>2</sup> JSC “Shipbuilding plant “Zaliv”, Kerch, Crimea, Russia

**Abstract.** The influence of one-sided accelerated cooling of A32 plate shipbuilding steel with thickness of  $10 \cdot 10^{-3}$  m on structure and mechanical properties was investigated. As a result of such cooling, continuous spectrum of microstructures from ferrite-bainite on the rapidly cooled surface to ferrite-perlite on the opposite surface is formed along the billet thickness. Therefore, over the billet thickness strength properties are reduced from rapidly cooled surface to the opposite one. Thus, the gradient of strength characteristics (hardness, yield strength and rupture strength) along the billet thickness is directed to rapidly cooled surface. For comparative analysis, other batches of billets were subjected to normalization and hardening with high tempering. The analysis of mechanical properties has shown that strength and plastic properties of the samples at unilateral accelerated cooling are at level of heat-strengthened state. Testing on impact strength of the samples with variable distribution of mechanical properties over their thickness has shown that the impact depends on correlation of gradient directions of strength properties and load application. In impact bending

test at the temperature of  $-40$  °C, if the direction of load application is opposite to gradient of strength properties, the impact work was more than 300 J (the sample did not collapse). At coincidence of directions of the gradient deformation resistance and load, energy of the blow was 262 J. Thus, if the direction of deformation resistance gradient coincides with the direction of external applied load, then it leads to an increase in plasticity of steel. It is shown that, knowing distribution of strength characteristics over the sample thickness, it is possible to calculate integral values of yield strength and rupture strength of the sample. Value of relative through-thickness elongation increases from the rapidly cooled surface to the opposite one. Integral elongation of the billet is less than the smallest relative through-thickness elongation. With changing thickness strength of the billet during bending, displacement of the neutral deformation line relative to the geometrically average line in the direction of the strength properties gradient is inevitable. The position of neutral line of deformation during bending is proposed to be determined by the value of experimental integral yield strength (rupture strength).

**Keywords:** one-sided accelerated cooling, thermal reinforcement, neutral line of bending deformation, impact bending, gradient of mechanical properties, low-alloy steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-587-593

## REFERENCES

1. Maksimov A.B. *Sposob uprochneniya listovogo prokata* [The method of sheet metal hardening]. Patent Ua no. 75518. *Byulleten' izobretenii*. 2006, no. 4. (In Russ.).
2. Maximov A.B., Gadeyev A.V. Thermally reinforced steel flat product. *International Robotics & Automation Journal*. 2018, vol. 5, no. 4, pp. 343–345.
3. Maksimov A.B. Features of heterogeneous material destruction. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii*. 2012, no. 2, pp. 130–131. (In Russ.).
4. Maksimov A.B., Gulyaev M.V. Surface hardening of steels for mining equipment. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii*. 2015, no. 2, pp. 370–375. (In Russ.).
5. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.).
6. Feodos'ev V.I. *Soprotivlenie materialov. Uchebnik dlya vuzov* [Strength of materials. Textbook for universities]. Moscow: MGTU, 2000, 592 p. (In Russ.).
7. Danchenko V.N. *Metal forming*. Dnepropetrovsk: NMetAU, 2007, 183 p.
8. Gasko M., Rosenberg G. Correlation between hardness and tensile properties in ultra – high strength dual phase steel – short communication. *Materials Engineering*. 2011, no. 18, pp. 155–159.
9. Nobuhito Fujeta, Kazukisa Kusumi, Tochmasa Tomokijo. Present situation and future trend of ultra – high strength steel sheets of auto–body. *Nippon Steel technical reports*. 2013, no. 103, pp. 99–103.
10. Douthwaite R.M. Relationship between the hardness, flow stress, and grain size of metals. *Journal of the Iron and Steel Institute*. March, 1970, pp. 265–269.
11. Farrell K., Loh B.T.L. Hardness-flow stress-grain-size relationships in iron. *Journal of the Iron and Steel Institute*. November, 1971, pp. 915–917.
12. Chukin M.V., Poletskov P.P., Gushchina M.S., Berezhnaya G.A. Determination of mechanical properties of high-strength and super-strength steels by hardness. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 12, pp. 37–42. (In Russ.).
13. Fridman A.V. *Mekhanicheskie svoistva metallov. Ch. 1: Deformatsiya i razrushenie* [Mechanical properties of metals. Part 1. Deformation and destruction]. Moscow: Mashinostroenie, 1972, 472 p. (In Russ.).
14. Atsushi Monden, Kei Miyanishi, Shingo Yamasaki Tatsuro Ochi. Development of middle – carbon steel bars and wire rods for cold forging. *Nippon Steel Technical Reports*. 2013, no. 103, pp. 127–132.
15. Liu D.L., Huo X.D., Wang Y.L., Sun X.W. Aspects of microstructure in low carbon steels produced by the CSP process. *J. Univ. Sci. Technol. B*. 2003, vol. 4, no. 10, pp. 1–6.
16. Potapova L.B. *Mekhanika materialov pri slozhnom napryazhennom sostoyanii. Kak prognoziruyut predel'nye napryazheniya* [Mechanics of materials in complex stress state. How to predict limit stresses]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2005, 244 p. (In Russ.).
17. Finkel' V.M. *Fizicheskie osnovy tormozheniya razrusheniya* [Physical basis of the destruction braking]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 60 p. (In Russ.).
18. Knott J.F. *Fundamentals of fracture mechanics*. London: Butterworths, 1973. (Russ.ed.: Knott J.F. *Osnovy mekhaniki razrusheniya*. Moscow: Metallurgiya, 1978, 256 p.).
19. Fikhtengol'ts G.M. *Kurs differentsial'nogo i integral'nogo ischisleniya. T. 2* [Course of differential and integral calculus. Vol. 2]. St. Petersburg: Lan, 2018, 612 p. (In Russ.).
20. Wang Su-Fen, Peng-Yan, Li Zhi-Jie. Work – hardening and deformation mechanism of cold rolled low carbon steel. *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*. 2013, vol. 3, no. 5, pp. 823–828.
21. *ASM Handbook. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. ASM Handbook Committee, pp. 673–688.
22. Vasil'ev G.G., Elagina T.V. On feasibility of considering ratio of yield strength to temporal resistance when choosing pipes for construction in difficult conditions. *Truboprovodnyi transport. Teoriya i praktika*. 2013, no. 5 (39), pp. 34–38. (In Russ.).

**Information about the authors:**

**A.B. Maksimov**, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair “Machines and Devices of Food Production”

(aleksandrmsk@yandex.ru)

**I.P. Shevchenko**, Chief Metrologist

**I.S. Erohina**, Senior Lecturer of the Chair “Machines and Devices of Food Production”

Received March 21, 2018

Revised January 25, 2019

Accepted January 28, 2019

УДК 621.74.046

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ. СООБЩЕНИЕ 1

*Лехов О.С.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (MXLehov38@yandex.ru)*

*Михалев А.В.<sup>1</sup>, старший преподаватель кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (mialex@trubprom.com)*

*Шевелев М.М.<sup>2</sup>, начальник лаборатории неразрушающего контроля (MMShevelev@mail.ru)*

<sup>1</sup> Российский государственный профессионально-педагогический университет

(620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

<sup>2</sup> ЗАО «Центр тепловизионной диагностики»

(620057, Россия, Екатеринбург, ул. Таганская, 56)

**Аннотация.** Показана высокая техническая и экономическая эффективность применения биметаллов в химическом, нефтяном, транспортном и энергетическом машиностроении и других отраслях промышленности. Обоснована актуальность создания высокопроизводительных непрерывных процессов производства биметаллических полос. Изложены основные технологические задачи для развития процессов получения биметаллов широкого класса. Описана ресурсосберегающая технология производства трехслойных биметаллов легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Показаны возможности предлагаемой технологии с позиции улучшения качества биметаллических полос. Приведены исходные данные для определения изменения температуры во времени основной стальной полосы при ее прохождении через расплав металла легированной стали. Даны уравнения нестационарной теплопроводности, начальные и граничные условия для определения температурных полей основной полосы и плакирующего слоя при получении трехслойной биметаллической полосы на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Приведены значения плотности, теплопроводности и теплоемкости для стали Ст3 в заданном интервале температур. Описана процедура расчета температур в пакете ANSYS путем решения нестационарной задачи теплопроводности в плоской постановке методом конечных элементов. Приведены описание геометрической модели для расчета температур полосы и расплава металла плакирующего слоя, принятые для расчета значения коэффициента теплопередачи между основной полосой и расплавом металла плакирующих слоев биметаллической полосы. Указаны характерные точки в модели для расчета температур основной полосы и расплава плакирующего слоя, приведены зависимости изменения по времени температур основной полосы и расплава плакирующего слоя при получении трехслойной биметаллической полосы на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Приведены расчетные данные изменения во времени температуры основной полосы и расплава металла плакирующего слоя в характерных точках при различных значениях коэффициента контактной теплопередачи при получении трехслойного биметалла.

**Ключевые слова:** установка, совмещенный процесс, непрерывное литье, боек, полоса, расплав металла, трехслойный биметалл, температурное поле, напряжение, деформация, очаг деформации, плакирующий слой.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-594-599

### ВВЕДЕНИЕ

Биметаллы широко применяются в различных областях промышленности. Их использование позволяет не только повысить надежность и долговечность большого класса деталей и оборудования, но и существенно сократить расходы на их изготовление в результате экономии дорогостоящих металлов [1, 2]. Однако, несмотря на высокую техническую и экономическую эффективность, применение слоистых материалов и их производство существенно отстают от потребностей химического, нефтяного, транспортного и энергетического машиностроения и других отраслей промышленности. Необходима организация высокопроизводительных непрерывных процессов производства биметалличес-

ких полос [1]. К основным технологическим задачам в развитии этих процессов относятся увеличение ширины биметаллических полос, производимых рулонным методом, а также получение биметалла с повышенной толщиной плакирующих слоев (до 10 – 15 % от толщины основного слоя) [2].

### ОПИСАНИЕ УСТАНОВКИ И РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС

Изложенные выше проблемы производства биметаллических полос могут быть успешно решены с использованием установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации [3 – 5]. Разработана ресурсосбере-

гающая технология производства трехслойных биметаллических полос легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь на компактной установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации (рис. 1).

Предлагаемая технология непрерывного литья и деформации биметаллической полосы включает подачу в медный водоохлаждаемый кристаллизатор металла плакирующего слоя (легированной стали) в жидком состоянии. Технологией предусмотрено соединение полосы основного металла (конструкционная сталь) в твердом состоянии с выходящей из кристаллизатора оболочкой плакирующего слоя путем обжатия бойками биметаллического слитка с последующей калибровкой биметаллической полосы (рис. 1). Технология позволяет повысить качество биметалла за счет обжатия бойками биметаллического слитка с высокой степенью деформации в узком температурном интервале. Это обеспечивает надежное сцепление слоев, получение мелкозернистой и однородной структуры

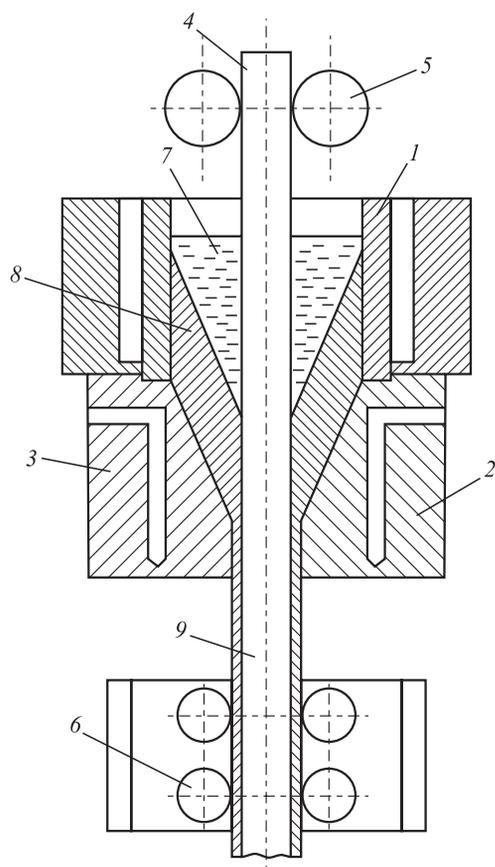


Рис. 1. Способ получения биметаллической полосы:  
1 – неразъемный кристаллизатор; 2, 3 – бойки; 4 – лист основного металла; 5 – направляющие ролики; 6 – тянущие ролики;  
7 – расплав металла плакирующего слоя; 8 – оболочка плакирующего металла; 9 – биметаллический лист

Fig. 1. The method of bimetall strip production:

1 – one-piece mold; 2, 3 – strikers; 4 – sheet of the base metal;  
5 – directing rolls; 6 – pinch rolls; 7 – molten metal of the cladding layer; 8 – shell of the cladding metal; 9 – bimetall sheet

металла плакирующего слоя, хорошее качество поверхности полосы и заданную точность толщины плакирующих слоев.

## РАСЧЕТЫ

Для оценки новой технологии получения трехслойного биметалла легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь необходимо на первом этапе расчета определить изменение температуры основной полосы при ее прохождении через расплав легированной стали во времени до момента обжатия бойками трехслойного слитка. На втором этапе расчета необходимо определить напряженно-деформированное состояние (НДС) в зоне очага деформации плакирующих слоев.

Для расчета была принята основная полоса из стали марки Ст3 толщиной и шириной соответственно 10 и 30 мм. Толщина полости кристаллизатора 60 мм, высота кристаллизатора 625 мм. Скорость вытягивания оболочки плакирующего слоя из кристаллизатора 5 м/мин. Толщину оболочки плакирующего слоя на выходе из кристаллизатора принимали равной 10 мм, температуру полосы из стали Ст3 на входе в расплав 20 °С. Между внутренними стенками кристаллизатора и основной полосой подается расплав легированной стали.

Температурное поле полосы определяется на основе решения уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями [5 – 10]:

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \sum_{i=1}^2 \frac{\partial}{\partial x_i} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x_i} \right), \quad (1)$$

где  $c$  – теплоемкость;  $\rho$  – плотность;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Все коэффициенты для полосы из стали Ст3, расплава и затвердевшей оболочки из стали марки 09Г2С принимаем в зависимости от температуры  $T$ .

Начальное условие для функции  $T(\vec{X}, t)$  имеет вид

$$T(\vec{X}, t) = T_0(\vec{X}). \quad (2)$$

В начальный момент времени принимаем, что температура полосы равна 20 °С, температура расплава 1450 °С, температура наружной грани оболочки 1200 °С (рис. 2).

Для расчета температурного поля во времени собственно полосы, расплава и затвердевшей оболочки между полосой и расплавом создана контактная пара с коэффициентом контактной теплопередачи. Для расчета температурного поля во времени для данной контактной пары приняты граничные условия четвертого рода с коэффициентом теплопередачи  $\alpha_1$  в зоне контакта основной полосы с расплавом металла плакирующего

Контактная пара между полосой и расплавом (для создания контакта находятся две линии)

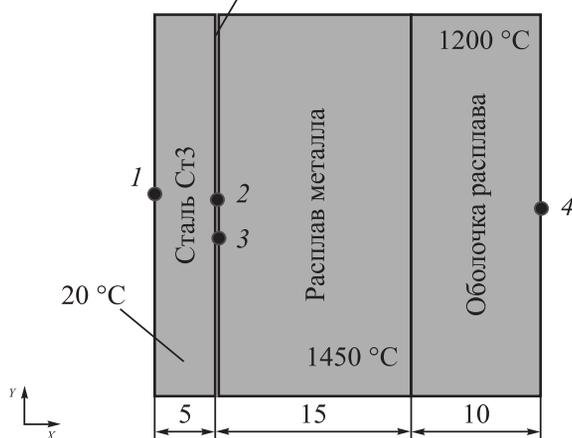


Рис. 2. Модель для расчета и положение точек, в которых дано изменение температуры во времени

Fig. 2. Model for calculation and the position of points in which the temperature change in time

слоя. Математически такие условия характеризуются равенством тепловых потоков, проходящих через линию контакта полосы и расплава, и могут быть представлены уравнением

$$\lambda_1 \left| \frac{\partial T}{\partial n} \right|_1 = \lambda_2 \left| \frac{\partial T}{\partial n} \right|_2,$$

где  $n$  – нормаль к линии раздела стали Ст3 и расплава;  $\lambda_1$  и  $\lambda_2$  – коэффициент теплопроводности полосы из стали Ст3 и расплава.

Кроме граничных условий для линии контакта на линии между расплавом и корочкой задано граничное условие первого рода:  $T(\tau) = 1450$  °С. Температура на этой линии на протяжении всего времени неизменна и равна 1450 °С. Такое допущение вполне оправдано из-за малого нахождения полосы в расплаве.

И, наконец, для линии симметрии и линии оболочки, где была задана начальная температура 1200 °С, принимаем граничные условия третьего рода (равенство нулю теплового потока на этих линиях  $\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = 0$ ).

Уравнения  $T(\tau) = 1450$  °С и  $\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = 0$  образуют начальную краевую задачу определения нестационарного поля температур для несвязанной задачи теплопроводности для полосы из стали Ст3, расплава и затвердевшей оболочки металла.

Принятые для расчета значения плотности  $\rho$ , теплопроводности  $\lambda$  и теплоемкости  $c$  для стали Ст3 приведены в табл. 1.

Расчет температур выполнен в программном пакете ANSYS 15.0 путем решения нестационарной задачи теплопроводности в плоской постановке методом конечных элементов [11 – 16]. При принятом тепловом элементе SOLID 70, заданных граничных условиях теплообмена и принятых теплофизических параметрах материала полосы (плотности, теплопроводности и теплоемкости) определяется температурное поле полосы в конце ее прохождения через расплав плакирующего слоя металла.

Рассечем по низу кристаллизатора полосу, расплав металла и затвердевшую оболочку металла плакирующего слоя горизонтальной плоскостью. Данное сечение будет являться геометрической моделью для расчета. В силу симметрии в модель включаем только половину сечения (рис. 2).

В начальный момент времени принимаем, что температура полосы равна 20 °С, температура расплава 1450 °С, температура наружной поверхности оболочки 1200 °С (рис. 2).

Между полосой и расплавом металла рассматривается контактная пара с коэффициентом контактной теплопередачи  $\alpha_1$  (рис. 2). Значение коэффициента  $\alpha_1$  между полосой и расплавом металла можно определить приближенно по литературным данным [17 – 20]. В связи с этим выполнен расчет для трех его значений: 5 000, 10 000, 100 000 Вт/(м<sup>2</sup>·К). Результаты расчета температур основной полосы и расплава плакирующего слоя приведены для четырех точек (рис. 2): двух точек полосы (1 и 2) и двух точек расплава (3 и 4).

Графики изменения этих температур при эффективном коэффициенте теплопередачи  $\alpha_1 = 100\,000$  Вт/(м<sup>2</sup>·К) даны на рис. 3. Для точек 1 и 2 значения температур приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 1

Значения плотности, теплопроводности, теплоемкости для стали Ст3 в интервале температур от 20 до 1450 °С

Table 1. Values of density, thermal conductivity and heat capacity for steel St3 in the temperature range from 20 to 1450 °С

Параметр	Значение параметра для температуры, °С								
	20	100	200	300	400	500	600	700	1450
$\rho \cdot 10^6$ , кг/мм <sup>3</sup>	7,870	7,850	7,810	7,780	7,750	7,716	7,670	7,630	7,600
$\lambda \cdot 10^3$ , Вт/(мм·°С)	55	55	54	50	45	39	34	30	26
$c$ , Дж/(кг·°С)	482	482	498	514	533	555	584	626	554

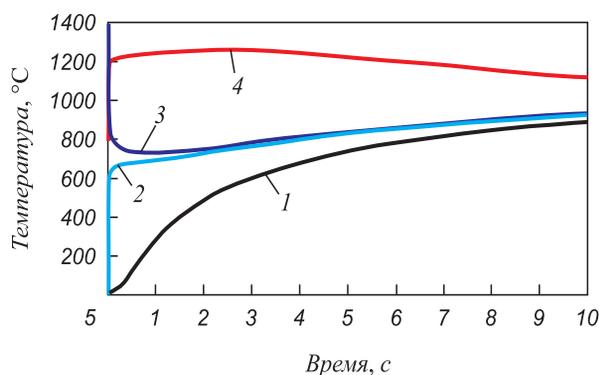


Рис. 3. Изменение температуры в точках 1 – 4 (положение точек смотри на рис. 2) при коэффициенте контактной теплопередачи 100 000 Вт/(м<sup>2</sup>·К)

Fig. 3. Temperature change in points 1 – 4 (see the position of the points in fig. 2) with a contact heat transfer coefficient of 100 000 W/(m<sup>2</sup>·K)

Если принять скорость вытягивания оболочки с жидкой фазой из кристаллизатора 5 м/мин, высоту кристаллизатора 625 мм, то время выхода полосы из кристаллизатора составит 7,5 с. К этому моменту температура полосы и расплава в зоне контакта составит 880 °С (табл. 2).

На рис. 3 показан характер изменения температуры полосы и расплава металла через 10 с прохождения полосы через расплав. Температура полосы в зоне контакта не превышает 1000 °С, т.е. при этом полоса не будет плавиться, а будет происходить только налипание на нее металла плакирующего слоя.

### Выводы

Поставлена и решена задача определения температурного поля основной полосы и расплава плакирующего слоя при получении стальной трехслойной

биметаллической полосы на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Полученное температурное поле трехслойного биметаллического слитка легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь будет использоваться на втором этапе расчета при определении напряженно-деформированного состояния биметаллического слитка.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Е.В., Кобелев А.Г. Биметаллы: современные технологии и применение. – В кн.: Пластическая деформация сталей и сплавов. Сб. научн. тр. – М.: Изд-во МИСИС, 1996. С. 296 – 302.
2. Кузнецов Е.В. Основные направления развития технологии производства биметаллов. – В кн.: Теория и технология процессов пластической деформации. Сб. трудов научно-технич. конф. – М.: Изд-во МИСИС, 1997. С. 111 – 119.
3. Пат. № 2064364 РФ, В22D11/00. Способ получения биметаллической полосы / О.С. Лехов; заявл. 15.02.1994; опубл. 27.07.1996. Бюл. № 87.
4. Лехов О.С., Лисин И.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства биметаллических полос // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2015. № 6. С. 30 – 35
5. Лехов О.С., Турлаев В.В., Лисин И.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Теория и расчет. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2014. – 112 с.
6. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
7. Гарбер Э.А., Гончарский А.А., Шаравин М.П., Надутов В.Г. Новый метод расчета конвективного теплообмена валков листовых станов // Производство толстолистовой стали. 1981. № 5. С. 54 – 57.
8. Астахов А.А., Мазур И.П. Разработка модели для исследования теплового состояния рабочих валков станов горячей прокатки // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2011. Т. 7. № 112. С. 83 – 86.
9. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transact. Iron and Steel Inst. Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510 – 518.
10. Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной

Т а б л и ц а 2

### Изменение температуры при различных значениях коэффициента контактной теплопередачи

Table 2. Temperature change at different values of the contact heat transfer coefficient

Точка	Значение температуры, °С, в моменты времени, с								
	2	3	4	5	6	7	8	9	10
При $\alpha_1 = 5000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$									
1	491	561	618	666	707	742	772	798	821
2	946	918	908	906	909	914	921	928	935
При $\alpha_1 = 10\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$									
1	602	664	714	754	788	815	840	861	879
2	849	844	851	864	878	891	903	915	926
При $\alpha_1 = 100\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$									
1	730	769	803	832	857	878	896	911	925
2	753	785	815	842	864	884	901	916	928

- балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 12. С. 15 – 19.
11. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0. <http://www.cadferm.ru>.
  12. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Wiley in Steel research international. 2011. Vol. 82. P. 1240 – 1247.
  13. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication // High Performance Computing for Computational Science – VECPAR 2012. Springer, Berlin, Heidelberg, 2013. P. 128 – 139.
  14. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numerical and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. 2013. Vol. 37. No. 10-13. P. 6918 – 6928.
  15. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. Metal forming and finite-element method. – New York: Oxford University Press, 1989. – 377 p.
  16. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. – In: Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Process Technological. Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. – New York, 1982. P. 264 – 270.
  17. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu to Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297 – 1304.
  18. Karfoul M.K., Gordon J.T., Murray R.T. The behavior of iron and aluminum during the diffusion welding of carbon steel to aluminum // Journal of Materials Science. 2007. Vol. 42. No. 14. P. 5692 – 5699.
  19. Rattana B., Mitsomwang P., Rattanachan S., Mutoh Y. Feasibility of using tig welding in dissimilar metals between steel / aluminum alloy // Energy Research Journal. 2010. Vol. 1. No. 2. P. 82 – 86.
  20. Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J. Mechanics of sheet metal forming. – Butterworth-Heinemann Elsevier Ltd, Oxford, 2002. P. 228.

Поступила в редакцию 1 октября 2018 г.

После доработки 15 ноября 2018 г.

Принята к публикации 20 ноября 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 8, pp. 594–599.

## PRODUCTION OF THREE-LAYER STEEL BIMETALLIC STRIPS IN THE UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 1

O.S. Lekhov<sup>1</sup>, A.V. Mikhalev<sup>1</sup>, M.M. Shevelev<sup>2</sup>

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-594-599

<sup>1</sup>Russian State Vocational Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>ZAO Center of Thermal Imaging Diagnostics, Ekaterinburg, Russia

### REFERENCES

**Abstract.** High technical and economic efficiency of the use of bimetals in chemical, oil, transport and energy engineering and other industries is described. The urgency of creating high-performance continuous processes for the production of bimetallic strips is substantiated. The authors have established the main technological tasks for development of the processes of obtaining bimetal of wide class. The paper describes resource-saving production technology of three-layer bimetals alloyed steel – constructional steel – alloyed steel at the unit of combined process of continuous casting and deformation. Possibilities of the proposed technology are outlined from the standpoint of improving the quality of bimetallic strips. The initial data are given to determine the temperature change over time of the main steel strip as it passes through the molten metal of the alloyed steel. The equations are given for non-stationary heat conduction, initial and boundary conditions for determining the temperature fields of main strip and cladding layer when obtaining a three-layer bimetallic strip on the unit of a combined process of continuous casting and deformation. The values of density, thermal conductivity and heat capacity for steel St3 were determined in a given temperature range. A procedure is described for calculating temperatures in the ANSYS package by solving a non-stationary heat conduction problem in a flat formulation by the finite element method. The authors have described the geometric model for calculating the temperature of strip and molten metal of the cladding layer. Values of the coefficient of heat transfer between the main strip and molten metal of the cladding layers of bimetallic strip are given adopted for calculation. Characteristic points are indicated in the model for calculating the temperatures of main strip and molten metal of the cladding layer. The graphs show temporal changes in these temperatures at production of a three-layer bimetallic strip on the unit of combined process of continuous casting and deformation. Calculated data on the time variation of temperature of main strip and molten metal of the cladding layer at characteristic points are given for different values of the contact heat transfer coefficient.

**Keywords:** red mud, sintering, residues, sinter pot, sinter burden, micro-structural examination, low-alkali red mud, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

1. Kuznetsov E.V., Kobelev A.G. Bimetals: modern technologies and applications. In: *Plasticheskaya deformatsiya staley i splavov. Sb. nauchnykh trudov* [Plastic deformation of steels and alloys. Coll. of sci. papers]. Moscow: Izd-vo MISIS, 1996, pp. 296–302. (In Russ.).
2. Kuznetsov E.V. Main directions in development of bimetals production. In: *Teoriya i tekhnologiya protsessov plasticheskoi deformatsii. Sb. trudov nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Theory and technology of plastic deformation. References of Sci.-Pract. Conf.]. Moscow: MISIS, 1997, pp. 111–119. (In Russ.).
3. Lekhov O.S. *Sposob polucheniya bimetallicheskoj polosy* [The method of bimetallic strip production]. Patent RF no. 2064364, V22D11/00. *Byulleten' izobretenii*. 1996, no. 87. (In Russ.).
4. Lekhov O.S., Lisin I.V. Unit of combined process of continuous casting and deformation for the production of bimetallic strips. *Izv. vuz. Tsvetnaya metallurgiya*. 2015, no. 6, pp. 30–35. (In Russ.).
5. Lekhov O.S., Turlaev V.V., Lisin I.V. *Ustanovka sovmeshchennogo protsessa nepreryvnogo lit'ya i deformatsii. Teoriya i raschet* [Unit of combined process of continuous casting and deformation. Theory and design]. Ekaterinburg: UrFU, 2014, 112 p. (In Russ.)
6. Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of heat conductivity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 600 p. (In Russ.).
7. Garber E.A., Goncharkii A.A., Sharavin M.P., Nadutov V.G. A new method for calculating convective heat transfer of rolls of sheet mills. *Proizvodstvo tolstolistovoi stali*. 1981, no. 5, pp. 54–57. (In Russ.).
8. Astakhov A.A., Mazur I.P. Development of a model for studying the thermal state of working rolls of hot rolling mills. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2011, vol. 7, no. 112, pp. 83–86. (In Russ.).
9. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transact. Iron and Steel Inst. Japan*. 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518.
10. Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 12, pp. 15–19. (In Russ.).

11. ANSYS. *Structural Analysis Guide. Rel. 15.0.* <http://www.cadfer.ru>.
12. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Wiley in Steel research international*. 2011, vol. 82, pp. 1240–1247.
13. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. *High Performance Computing for Computational Science – VECPAR 2012*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2013, pp. 128–139.
14. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of non-linear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013, vol. 37, no. 10-13, pp. 6918–6928.
15. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. *Metal forming and finite-element method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
16. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Process Technological Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982*. New York, 1982, pp. 264–270.
17. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu to Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304.
18. Karfoul M.K., Gordon J.T., Murray R.T. The behavior of iron and aluminum during the diffusion welding of carbon steel to aluminum. *Journal of Materials Science*. 2007, vol. 42, no. 14, pp. 5692–5699.
19. Rattana B., Mitsomwang P., Rattanachan S., Mutoh Y. Feasibility of using tig welding in dissimilar metals between steel/aluminum alloy. *Energy Research Journal*. 2010, vol. 1, no. 2, pp. 82–86.
20. Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J. *Mechanics of sheet metal forming*. Butterworth-Heinemann Elsevier Ltd, Oxford, 2002, p. 228.

**Information about the authors:**

**O.S. Likhov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy

(mxlehov38@yandex.ru)

**A.V. Mikhalev**, Senior Lecturer of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy

(mialex@trubprom.com)

**M.M. Shevelev**, Head of Nondestructive Testing Laboratory

(MMShevelev@mail.ru)

Received October 1, 2018

Revised November 15, 2018

Accepted November 20, 2018

УДК 621.771.07:621.787.6

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ АВТОМОБИЛЬНОГО ЛИСТА ПРИ ДРЕССИРОВКЕ В ВАЛКАХ ОБРАБОТАННЫХ ДРОБЬЮ

**Огарков Н.Н.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор кафедры машин и технологий обработки давлением  
и машиностроения (ogarkovnikolai@mail.ru)

**Звягина Е.Ю.<sup>1</sup>**, к.т.н., старший преподаватель кафедры машин и технологий обработки  
давлением и машиностроения (zviagina\_mmf@mail.ru)

**Исмагилов Р.Р.<sup>2</sup>**, к.т.н., ведущий специалист управления закупок оборудования  
и услуг (ismagilov.rr@mmk.ru)

<sup>1</sup>Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

(455000, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, ул. Ленина, 38)

<sup>2</sup>ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

(455026, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, ул. Правды, 27/1)

**Аннотация.** Представлены способы формирования микрогеометрии поверхности валков дрессировочных станов, обеспечивающих требуемую шероховатость холоднокатаной полосы. Установлено, что при электроэрозионном способе на поверхности валака формируется более равномерная структура, с плавно изменяющимся микрорельефом, по сравнению с механическим воздействием абразива. Рассмотрен наиболее эффективный абразив для формирования микрорельефа на поверхности прокатных валков: литая и колотая стальная дробь. Преимущественно процесс взаимодействия происходит с дробью округлой формы, так как острые грани колотой дроби в процессе работы затупляются. В настоящей работе микровпадина валака аппроксимирована сферической формой. Разработана модель переноса шероховатости валков на полосу с учетом вида обработки валака и условий дрессировки, что позволяет оценить степень заполнения рельефа единичной микровпадины при известных давлении на контакте полосы с валком, коэффициенте трения, параметрах шероховатости валака, режимах дрессировки. Получена количественная оценка репродукции шероховатости валака на дрессируемой полосе, характеризующая коэффициентом отпечатываемости, который представляет собой отношение глубины затекаемого металла в микровпадину полосы к глубине сферической микровпадины валака. Определены безразмерного давления, необходимого для затекания в нее деформируемого металла, выполнено методом суперпозиций для меридиальных сечений в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Представлены зависимости репродукции микрогеометрии валака дрессировочного стана на прокатываемой полосе от размера дроби, натяжения, высотного параметра шероховатости при дрессировке полос различной толщины, которые могут быть использованы при моделировании процесса переноса микрорельефа валака на прокатываемую полосу.

**Ключевые слова:** холоднокатаная полоса, прокатный валок, дробь, коэффициент трения, шероховатость, коэффициент отпечатываемости.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-600-605

### АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ

В настоящее время требования отечественных и зарубежных предприятий автомобилестроения (Renaul, АВТОВАЗ, Mercedes Benz, BMW, Audi, Volkswagen) к микрогеометрии поверхности автолиста ужесточились. Микрогеометрия поверхности холоднокатаной полосы существенно зависит от микрогеометрии поверхности рабочих валков дрессировочных станов [1 – 6], поэтому проблема формирования шероховатости на поверхности прокатных валков дрессировочных станов и перенос ее на поверхность холоднокатаной полосы являются весьма актуальными.

Из всех способов формирования микрогеометрии поверхности валков дрессировочных станов, обеспечивающих требуемую маслосъемность шероховатых поверхностей холоднокатаной полосы при штамповке деталей, наибольшее распространение полу-

чили два способа: электроэрозионный и дробеметный [7 – 13].

Электроэрозионное текстурирование (ЭРТ) поверхности прокатных валков, используемых на дрессировочном стане, характеризуется меньшей производительностью, но лучшими показателями шероховатости по высотным и шаговым параметрам, применяется преимущественно для лицевых кузовных деталей автомобилей [11 – 14].

Дробеметная обработка (ДМО) характеризуется высокой производительностью и поэтому используется для формирования микрорельефа на поверхности прокатных валков дрессировочных станов для получения требуемой шероховатости автомобильного листа, из которого изготавливают нелицевые детали: пороги, боковины, панели задка, центральные стойки, рамки дверей, внутренние панели дверей, капота и крышки багажника [15 – 18].

На сегодняшний день наиболее эффективным абразивом для обработки поверхности валков являются литая и колотая стальная дробь [19]. Литая дробь имеет круглую форму (рис. 1, а). Колотая дробь характеризуется наличием острых граней, которые в процессе работы затупляются, и формируется рабочая смесь, на 80–85 % состоящая из частиц округлой формы (рис. 1, б).

Таким образом, в процессе ДМО микрорельеф рабочих поверхностей валков формируется преимущественно в результате их взаимодействия с дробью округлой формы, что дает возможность аппроксимировать насеченные дробью микровпадины поверхности валка сферической поверхностью.

В процессе дрессировки холоднокатаной полосы микрорельеф валков репродуцируется на ней в результате частичного или полного заполнения микровпадин поверхности валка деформируемым металлом.

Цель настоящей работы – прогнозирование отпечатываемости микрорельефа поверхности прокатного валка на дрессируемой полосе при известных давлении на контакте полосы с валком, коэффициенте трения, режимах дрессировки.

### МЕТОДИКА

Количественную оценку репродукции шероховатости валка на дрессируемой полосе определим через коэффициент  $K$  отпечатываемости, который представляет собой отношение глубины  $y_k$  затекаемого металла в микровпадину полосы к глубине  $l$  сферической микровпадины валка (рис. 2).

Решение плоской задачи для меридионального сечения впадины, моделируемой сферой по определению безразмерного давления  $\left(\frac{P_{cp}}{\sigma_s}\right)$ , необходимого для затекания в нее деформируемого металла, с учетом работы [19] имеет вид:

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_s} = \frac{4}{\sqrt{3\pi}} \left[ 2 \ln \left( \frac{r}{x_k} \right) - \arcsin \left( \frac{2x_k}{d} \right) + \frac{\pi}{2} \left( 1 + \frac{d}{2h} \right) \right], \quad (1)$$

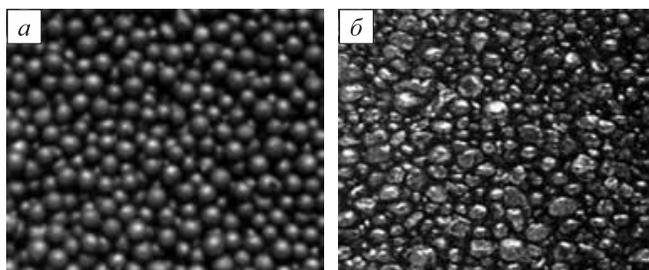


Рис. 1. Дробь диам. 1,4 мм при пятикратном увеличении: а – литая дробь; б – колотая дробь

Fig. 1. Shot  $\varnothing$  1.4 mm at 5-fold magnification: а – cast shot; б – split shot

где  $x_k$  – конечное значение координаты  $x$  затекаемого металла в меридиональном сечении впадины;  $d$  – диаметр отпечатка дробы на поверхности валка;  $h$  – толщина дрессируемой полосы.

Между параметрами  $x_k$  и  $y_k$  имеет место зависимость:

$$x_k = \sqrt{(l - y_k)d}, \quad (2)$$

где  $l$  – глубина микровпадины на поверхности валка;  $y_k$  – конечное значение координаты  $y$  затекаемого металла в меридиональном сечении впадины.

Применяя метод суперпозиции к процессам, протекающим во взаимно перпендикулярных плоскостях, подставляя значение  $x_k$  в уравнение (1) и учитывая, что  $\frac{y_k}{l} = K$ , преобразуем уравнение (1) к следующему виду:

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_s} = \frac{8}{\sqrt{3\pi}} \left[ 2 \ln \left( \frac{r}{\sqrt{(1-K)ld}} \right) - \arcsin \left( \frac{\sqrt{(1-K)ld}}{r} \right) + \frac{\pi}{2} \left( 1 + \frac{d}{2h} \right) \right]. \quad (3)$$

Полученное уравнение является трансцендентным по отношению к коэффициенту  $K$  отпечатываемости.

Решение выполняем приближенным методом. Разлагая функции  $\ln$  и  $\arcsin$  в ряды и удерживая только первые члены, получим

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_s} = \frac{8}{\sqrt{3\pi}} \left[ \frac{2}{\sqrt{1-K}} - 2 - \sqrt{1-K} + \frac{\pi}{2} \left( 1 + \frac{d}{2h} \right) \right]. \quad (4)$$

Решая полученное уравнение относительно коэффициента отпечатываемости, получаем приведенное квадратное уравнение:

$$aK^2 + bK - c = 0, \quad (5)$$

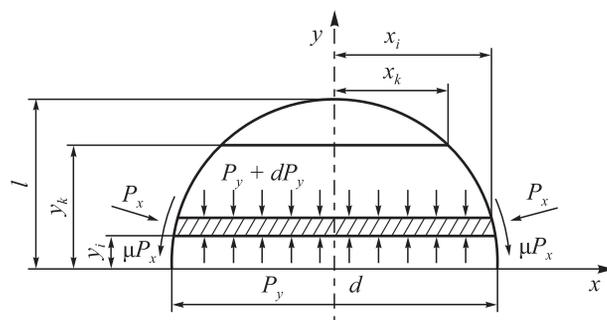


Рис. 2. Схема напряженного состояния дрессируемого металла при затекании его в микровпадину валка при моделировании ее сферической формой ( $P_x$  и  $P_y$  – давление, соответствующее текущим координатам  $x_i$  и  $y_i$ )

Fig. 2. Scheme of stressed state of the tempered metal when it flows into the microdepression of the roll during simulation by its spherical shape ( $P_x$  and  $P_y$  – pressure corresponding to the current  $x_i$  and  $y_i$  coordinates)

где

$$a = 1; b = \left[ \frac{P_{cp} \sqrt{3\pi}}{8\sigma_s} + 2 - \frac{\pi}{2} \left( 1 + \frac{\sqrt{dl}}{h} \right) \right]^2 + 2;$$

$$c = \left[ \frac{P_{cp} \sqrt{3\pi}}{8\sigma_s} + 2 - \frac{\pi}{2} \left( 1 + \frac{2\sqrt{dl}}{h} \right) \right]^2 - 1.$$

Из выражения (5) имеем только один положительный корень:

$$K = \frac{1}{2} \left( \sqrt{b^2 + 4ac} - b \right). \quad (6)$$

Безразмерное давление  $\frac{P_{cp}}{\sigma_s}$ , действующее на валки дрессировочного стана без учета их шероховатостей, определим по зависимости [8]

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_s} = \left( 1 - \frac{\sigma_1}{\sigma_s} \right) \frac{h_0(1-\varepsilon)}{\mu L} \left[ \exp \left( \frac{\mu L}{h_0(1-\varepsilon)} \right) - 1 \right], \quad (7)$$

где  $\sigma_s$  – среднее значение предела текучести дрессируемого металла;  $\sigma_1$  – среднее значение натяжения полосы;  $\mu$  – коэффициент трения между валком и дрессируемым металлом;  $L$  – длина контакта дрессируемой полосы с валком;  $h_0$  – толщина дрессируемой полосы на входе;  $\varepsilon$  – степень деформации.

Уравнение (7) справедливо при допущении, что нейтральное сечение находится в середине дуги контакта, а толщина прокатываемой полосы от нее до плоскости выхода из очага деформации не изменяется. Ввиду специфики процесса дрессировки металла такие допущения являются обоснованными.

Применительно к процессу «сухой» дрессировки, реализуемой при больших (до  $\mu = 0,5$ ) коэффициентах трения, длина контакта дрессируемого металла с валком согласно исследованиям [18, 19] определяется зависимостью:

$$L = \frac{1}{4} \left[ D_b \varepsilon \mu + \sqrt{(D_b \varepsilon \mu)^2 + 8 D_b h_0 \varepsilon} \right], \quad (8)$$

где  $D_b$  – диаметр рабочего валка.

Особенностью процесса дрессировки металла является то, что репродукция шероховатой поверхности валка на шероховатой поверхности полосы реализуется в пределах их шероховатых слоев и того «фундамента», на котором они расположены. Принимая во внимание, что несущая способность шероховатых слоев при сближении определяется их опорными поверхностями, закономерность изменения которых зависит от степени участия микронеровностей, допускаем возможность использовать их среднеинтегральные значения [16], характеризующие относительное количество материала в шероховатом слое.

Сближение шероховатых поверхностей валка и дрессируемой полосы приводит к возникновению общей опорной поверхности шероховатых слоев. Допускаем, что общая опорная поверхность определяется соотношением

$$q = \frac{q_1 + q_2}{2}, \quad (9)$$

где  $q_1$  и  $q_2$  – относительное количество материала в шероховатых слоях валка и полосы [7].

Значения параметра  $q_1$  для различных видов обработки рабочих поверхностей валков дрессировочных станов представлены ниже (в числителе и знаменателе указаны максимальные и минимальные значения величины  $R_{max}$ ):

$R_{max}$ , мкм	$q_1$
Дробеметная обработка	
8,6/5,8	0,482/0,538
4,8/3,2	0,503/0,564
1,2/0,8	0,548/0,576
Электроэрозионное текстурирование	
12,1/7,2	0,489/0,543
9,6/4,9	0,533/0,564
4,2/1,2	0,567/0,576

Значения  $q_1$ , представленные для электроэрозионного текстурирования, приведены для сравнения формируемых опорных поверхностей при переносе на дрессируемую полосу. Параметр  $q_2$ , характеризующий количество металла в шероховатом слое полосы при прокатке ее шлифованными валками, составляет 0,43 – 0,59 в зависимости от состояния рабочих поверхностей прокатных валков. Меньшие значения соответствуют шероховатости поверхности полосы, прокатанной изношенными валками.

Фактическое контактное давление шероховатых поверхностей в очаге деформации составляет

$$P_{ш} = \frac{P}{q}. \quad (10)$$

С учетом выражений (9) и (10) безразмерное давление металла на валки дрессировочного стана запишется в следующем виде:

$$\frac{P_{cp}}{\sigma_s} = \left( \frac{\sigma_s - \sigma_1}{q\sigma_s} \right) \frac{h_0(1-\varepsilon)}{\mu L} \left[ \exp \left( \frac{\mu L}{h_0(1-\varepsilon)} \right) - 1 \right]. \quad (11)$$

Таким образом, уравнение (6) с учетом зависимостей (7), (8), (11) позволяет рассчитать коэффициент отпечатываемости для различных условий дрессировки металла валками, обработанными дробью.

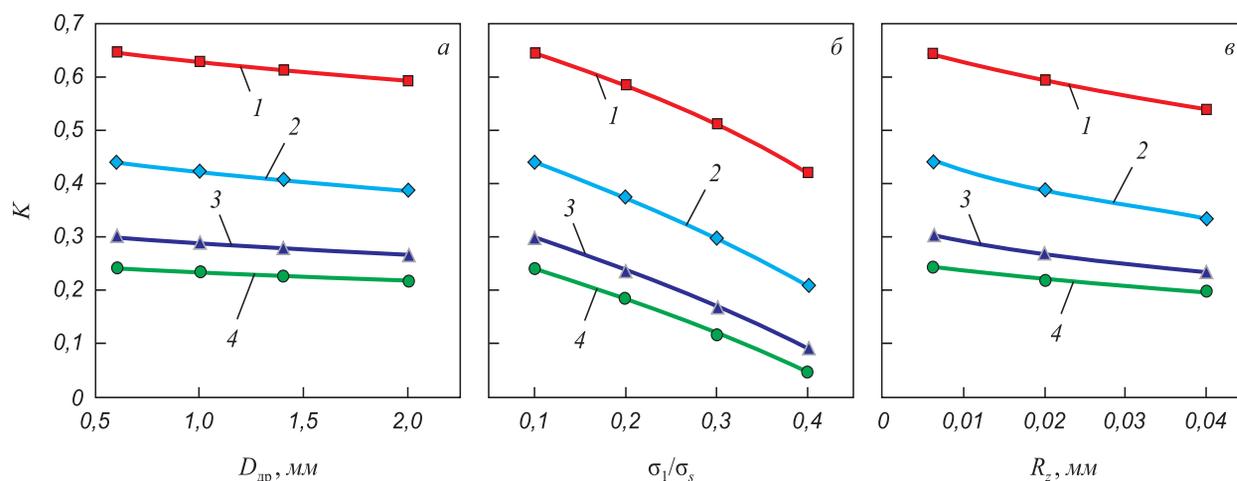


Рис. 3. Зависимость коэффициента отпечатываемости от фракции дроби (а), натяжения (б), параметра шероховатости (в) при  $h = 0,6$  (1), 1,0 (2), 2,0 (3) и 3,2 (4)

Fig. 3. Dependence of the roughness ratio on the shot fraction (a), tension (b), roughness parameter (c) at  $h = 0,6$  (1), 1,0 (2), 2,0 (3) and 3,2 (4)

На рис. 3 представлена зависимость репродукции микрогеометрии валка дрессировочного стана на прокатываемой полосе от различных факторов.

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ результатов показывает, что наибольшее влияние на коэффициент отпечатываемости оказывает натяжение, при увеличении которого в четыре раза коэффициент отпечатываемости уменьшается на 38,5 % независимо от толщины полосы. Незначительное влияние на коэффициент отпечатываемости оказывает фракция дроби. При увеличении размеров дроби в 3,3 раза коэффициент отпечатываемости уменьшается на 8 %.

При уменьшении толщины полосы в 5,3 раза коэффициент отпечатываемости на деформируемой полосе увеличивается в 2,6 раза. Соответственно, наиболее полно микрорельеф валка репродуцируется на полосе толщиной 0,6 мм.

Полученные теоретические результаты сравнены с экспериментальными данными, взятыми на ПАО «ММК» в ЛПЦ-5. Экспериментальные значения репродукции микрорельефа варьируются в диапазоне 0,60 – 0,78 при дрессировке тонкой полосы. Расхождение расчетных значений и экспериментальных данных находится в пределах 7 – 17 %, что позволяет сделать вывод об адекватности расчетной модели и возможности принятых допущений.

#### Выводы

Полученные зависимости позволяют управлять шероховатостью на дрессируемой полосе и могут быть использованы при моделировании процесса формирования микрогеометрии на полосе.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gorbunov A.V., Belov V.K., Begletsov D.O., Sotnikov A.S. Influence of roller treatment on the surface topography of cold-rolled sheet // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. No. 1. P. 68 – 73.
- Гусев Ю.В., Косоногова С.А., Дубов Д.А. Оценка микрогеометрии поверхности листа для деталей кузовов автомобилей // *Сталь*. 2001. № 8. С. 84, 85.
- Терентьев Д.В., Огарков Н.Н., Платов С.И., Козлов А.В. Влияние режимов эксплуатации и маслосмачиваемости контактных поверхностей на толщину смазочной пленки в тяжело нагруженных узлах трения металлургических агрегатов // *Черные металлы*. 2018. № 9. С. 60 – 64.
- Tang Jing Gang. Test and analysis on surface roughness and micro-profile of cold-rolled steel sheet // *Iron Steel Vanadium Titanium*. 2004. No. 2. P. 66 – 70.
- Огарков Н.Н., Звягина Е.Ю., Залетов Ю.Д., Хоменко Н.Н., Керимова Л.Ф. Повышение плотности пиков микрогеометрии автомобильного листа за счет совершенствования конструкции дробеметной установки // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 12. С. 886 – 890.
- Звягина Е.Ю. Совершенствование оборудования и технологии насечки валков дрессировочных станков дробью для улучшения качества поверхности автолиста: Автореф. дис... канд. тех. наук: 05.02.09. – Магнитогорск, 2017. – 175 с.
- Bocharov Y., Kobayashi S., Thomsen E.G. The Mechanics of the Coining Process. – *Trans. ASME, Series B, J. Eng. Ind.* 1962. Vol. 84. P. 491 – 501.
- Дьяченко В.Ф., Горбунов А.В., Жарков Е.В. и др. Сравнительный анализ микротопографии поверхности оцинкованного проката для лицевых деталей автомобиля // *Производство проката*. 2008. № 10. С. 12 – 17.
- Roberts W.L. An Approximate Theory of Temper Rolling // *Iron and Steel Engineer Year Book*. 1972. P. 530 – 542.
- Мишнев П.А., Адигамов Р.Р., Антонов П.В., Сушкова С.А. Технологические возможности и новые продукты Северстали для автопрома // *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2012. № 4. С. 84 – 89.
- Sun Dale, Yao Lisong, Fan Qun etc. Research on Service Performances between Different Textured Cold Rolls // *AIS Tech 2006 Proceedings*. 2006. Vol. II. P. 285 – 289.
- Мухин Ю.А., Рыблов А.В., Бобков Е.Б., Черный В.А. Формирование микрогеометрии поверхности холоднокатаных полос: Учебное пособие. – Липецк: Изд-во Липецкого государственного технического университета, 2014. – 138 с.

13. Rumyantsev M., Belov V., Razgulin I. Prediction model of the flow stress for the computer-aided desing hot rolling sheet and strips pattern // METAL 2015: Conference proceedings. – Ostrava: TANGER Ltd.. 2015. T. 2015. С. 395 – 403.
14. Польшин А.А., Бельский С.М., Мухин Ю.А. Особенности технологии текстурирования рабочих валков станов холодной прокатки // Вестник Липецкого государственного технического университета. 2017. Т. 33. № 3. С. 36 – 39.
15. Gorbunov A.V., Belov V.K., Krivko O.V., Begletsov D.O. Microtopography of the free surface in trimming // Steel in Translation. 2008. Vol. 38. No. 1. P. 53 – 56.
16. Огарков Н.Н., Залетов Ю.Д., Ласьков С.А., Звягина Е.Ю., Пожидаев Ю.А. Совершенствование дробеметной обработки прокатных валков для производства автомобильного листа // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2010. № 2. С. 41 – 43.
17. Naizabekov A., Lezhnev S., Koinov T., Mazur I., Panin E. Research and Development of Technology for Rolling of High-Quality Plates of Non-Ferrous Metals and Alloys in Relief Rolls // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. Vol. 51. No. 4. P. 363 – 370.
18. Rasp W., Wichern C.M. Effects of surface-topography directionality and lubrication condition on frictional behavior during plastic deformation // Journal of material processing technology. 2002. No. 125-126. P. 379 – 386.
19. Borisov S.S., Pogodaev A.K., Mazur I.P. Deformational strip heating effect on the deformation stress of high-strength automotive steels at cold rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. Vol. 51. No. 6. P. 715 – 719.
20. Paesold Dieter. Texturiervverfahren bei der Herstellung kaltgewalzter Stahlbänder // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2006. Vol. 37. No. 7. С. 619 – 622.

Поступила в редакцию 27 февраля 2019 г.

После доработки 28 марта 2019 г.

Принята к публикации 9 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 600–605.

## THEORETICAL ANALYSIS OF FORMATION OF AUTOMOBILE SHEET ROUGHNESS DURING TEMPER ROLLING IN SHOT-BLASTED ROLLS

*N.N. Ogarkov<sup>1</sup>, E. Yu. Zvyagina<sup>1</sup>, R.R. Ismagilov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

<sup>2</sup>PJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

**Abstract.** The methods of microgeometry formation for the surface of temper mills rolls are presented providing the required roughness of the cold rolled strip. It was established that with the electroerosion processing a more uniform structure is formed on the roll surface with a smoothly changing microrelief, compared with the mechanical action of the abrasive. The most effective abrasive for the microrelief formation on the rolls surface is cast and split steel shot. The process of interaction predominantly occurs with round-shaped shot, since the sharp edges of the split shot also become blunt during it. In the present work, the microdepression of the roll is approximated by a spherical shape. A model of roll roughness transfer to the strip was developed taking into account the type of roll processing and tempering conditions, which makes it possible to evaluate the degree of filling of a single microdepression relief at known pressures at contact of the strip with the roller, friction coefficient, roll roughness parameters and tempering modes. A quantitative estimation of reproduction of the roll roughness on the trained strip was obtained, characterized by the roughness ratio, which is the ratio of the depth of the metal flow into the strip microdepression to the depth of the roll spherical microdepression. Determination of the dimensionless pressure required for flowing a deformable metal into it was performed using the superposition method for meridian sections in two mutually perpendicular planes. The reproduction dependencies of the micro-geometry of a temper mill roll on a rolled strip on the shot size, tension, and the height parameter of roughness are presented during the tempering of stripes with various thickness, which can be used to simulate the transfer of the roll micro-relief to the rolled strip.

**Keywords:** cold rolled strip, mill roll, shot, coefficient of friction, roughness, roughness ratio.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-600-605

### REFERENCES

1. Gorbunov A.V., Belov V.K., Begletsov D.O., Sotnikov A.S. Influence of roller treatment on the surface topography of cold-rolled sheet. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 1, pp. 68–73.
2. Gusev Yu.V., Kosonogova S.A., Dubovov D.A. Evaluation of surface microgeometry of sheets for automotive body parts. *Stal'*. 2001, no. 8, pp. 84–85. (In Russ.).
3. Terentyev D.V., Ogarkov N.N., Platov S.I., Kozlov A.V. Effect of operating modes and contact surface oil absorption on lubricant film thickness in heavy-duty friction units of metallurgical plants. *Chernye metally*. 2018, no. 9, pp. 60–64. (In Russ.).
4. Tang Jing Gang. Test and analysis on surface roughness and microprofile of cold-rolled steel sheet. *Iron Steel Vanadium Titanium*. 2004, no. 2, pp. 66–70.
5. Ogarkov N.N., Zvyagina E.Yu., Zaletov Yu.D., Khomenko N.N., Kerimova L.F. Increasing the density of peaks microgeometry of automobile sheet due to improvement of the shot-blasting unit design. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 12, pp. 886–890. (In Russ.).
6. Zvyagina E.Yu. *Sovershenstvovanie oborudovaniya i tekhnologii nasechki valkov dressirovochnykh stanov drob'yu dlya uluchsheniya kachestva poverkhnosti avtolista: Avtoref. dis... kand. tekhn. nauk* [Improving the equipment and technology of notching the rolls of temper mills by shot to improve the quality of sheet surface: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Magnitogorsk, 2017, 175 p. (In Russ.).
7. Bocharov Y., Kobayashi S., Thomsen E.G. The Mechanics of the Coining Process. *Trans. ASME, Series B, J. Eng. Ind.* 1962, vol. 84, pp. 491–501.
8. D'yachenko V.F., Gorbunov A.B., Zharkov E.V. etc. Comparative analysis of microtopography of galvanized steel surface for the car front parts. *Proizvodstvo prokata*. 2008, no. 10, pp. 12–17. (In Russ.).
9. Roberts W.L. An approximate theory of temper rolling. *Iron and Steel Engineer Year Book*. 1972, pp. 530–542.
10. Mishnev P.A., Adigamov R.R., Antonov P.V. Sushkova S.A. Technological capabilities and new products of Severstal for the automotive industry. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2012, no. 4, pp. 84–89. (In Russ.).
11. Sun Dale, Yao Lisong, Fan Qun etc. Research on service performances between different textured cold rolls. *AIS Tech 2006 Proceedings*. 2006, vol. II, pp. 285–289.
12. Mukhin Yu.A., Ryblov A.V., Bobkov E.B., Chernyi V.A. *Formirovanie mikrogeometrii poverkhnosti kholodnokatanykh polos: Uchebnoe posobie* [Formation of the surface microgeometry of cold-rolled strips: Tutorial]. Lipetsk: Izd-vo Lipetskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2014. 138 p. (In Russ.).
13. Rumyantsev M., Belov V., Razgulin I. Prediction model of the flow stress for the computer-aided desing hot rolling sheet and strips pat-

- tern. In: *METAL 2015: Conference proceedings*. Ostrava: TANGER Ltd, 2015, pp. 395–403.
14. Pol'shin A.A., Bel'skii S.M., Mukhin Yu.A. Features of texturing technology for work rolls of cold rolling mills. *Vestnik Lipetskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2017, vol. 33, no. 3, pp. 36–39. (In Russ.).
  15. Gorbunov A.V., Belov V.K., Krivko O.V., Begletsov D.O. Microtopography of the free surface in trimming. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 1, pp. 53–56.
  16. Ogarkov N.N., Zaletov Yu.D., Las'kov S.A., Zvyagina E.Yu., Pozhidaev Yu.A. Improving the shot blasting of rolling rolls for the production of automotive sheet. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2010, no. 2, pp. 41–43. (In Russ.).
  17. Naizabekov A., Lezhnev S., Koinov T., Mazur I., Panin E. Research and development of technology for rolling of high-quality plates of non-ferrous metals and alloys in relief rolls. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 363–370.
  18. Rasp W., Wichern C.M. Effects of surface-topography directionality and lubrication condition on frictional behavior during plastic deformation. *Journal of material processing technology*. 2002, no. 125-126, pp. 379–386.
  19. Borisov S.S., Pogodaev A.K., Mazur I.P. Deformational strip heating effect on the deformation stress of high-strength automotive steels at cold rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 6, pp. 715–719.
  20. Paesold D. Texturierverfahren bei der Herstellung kaltgewalzter Stahlbänder. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2006, vol. 37, no. 7, pp. 619–622. (In Germ.).

**Information about the authors:**

**N.N. Ogarkov**, Dr. Sci. (Eng), Professor of the Chair of Machinery and Technologies for Pressure Processing and Mechanical Engineering (ogarkovnikolai@mail.ru)

**E.Yu. Zvyagina**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Machinery and Technologies for Pressure Processing and Mechanical Engineering (zviagina\_mmf@mail.ru)

**R.R. Ismagilov**, Cand. Sci. (Eng.), Leading Specialist of the Department of Equipment and Services Procurement (ismagilov.rr@mmk.ru)

Received February 27, 2019

Revised March 28, 2019

Accepted April 9, 2019

УДК 621.791:624

## ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ ДОБАВОК ВО ФЛЮСЫ, ИЗГОТОВЛЕННЫЕ ИЗ КОВШЕВОГО ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА

*Козырев Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного  
и сварочного производства (kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)*

*Михно А.Р., магистрант кафедры материаловедения, литейного  
и сварочного производства (mikno-mm131@mail.ru)*

*Крюков Р.Е., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного  
и сварочного производства (rek\_nzrmk@mail.ru)*

*Калиногорский А.Н., к.т.н., и.о. заведующего кафедрой металлургии  
черных металлов (mchmsis@mail.ru)*

*Бащенко Л.П., к.т.н., старший преподаватель кафедры теплоэнергетики  
и экологии (luda.baschenko@gmail.com)*

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

**Аннотация.** Проведены исследования сварочного и наплавочного флюсов, содержащего ковшевой шлак электросталеплавильного производства рельсовой стали АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Сварку под флюсами проводили на образцах из листовой стали марки 09Г2С проволокой Св-08ГА с использованием сварочного трактора ASAW1250 при отработанных режимах. Определены химические составы сварочных флюсов, шлаковых корок, сварных образцов. Химический состав исследуемых сварных образцов определяли по ГОСТ 10543 – 98 рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомноэмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Проведены металлографические исследования с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51. С помощью анализатора LECO TC-600 исследовано содержание общего кислорода и поверхностного. Показана возможность использования техногенных отходов металлургического производства для изготовления сварочных флюсов. Для изготовления сварочного флюса использовали: ковшевой шлак электросталеплавильного производства рельсовой стали АО «ЕВРАЗ ЗСМК»; барийстронциевый модификатор БСК по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 производства ООО «НПК Металлотехнопром»; шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода; пыль электрофильтров алюминиевого производства ОК «РУСАЛ» (углеродфторсодержащая добавка). Проведенные исследования показали пригодность использования ковшевого электросталеплавильного шлака для сварки и наплавки легированного металла. Введение различных флюс-добавок снижает концентрацию общего кислорода в металле сварных швов, что, в свою очередь, повышает ударную вязкость. С точки зрения концентрации кислорода в металле сварного шва и ударной вязкости наилучшим является использование в качестве флюс-добавок шлака силикомарганца и углеродфторсодержащей добавки.

**Ключевые слова:** сварка, наплавка, сварочные флюсы, техногенные отходы, ковшевой электросталеплавильный шлак, ударная вязкость, общий кислород.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-606-612

### **ВВЕДЕНИЕ**

Загрязненность сварных швов и наплавленного металла неметаллическими включениями предопределена при прочих равных условиях вязкостью и окисленностью шлаковой системы. Причем механические свойства сварного шва предопределены наличием неметаллических включений как эндогенного, так и экзогенного типа [1, 2].

Для удешевления производства и изготовления сварочных и наплавочных материалов, а также снижения уровня загрязненности по неметаллическим включениям в последнее время используются более легкоплавкие шлаковые системы, в том числе с применением техногенных отходов металлургического производства [3 – 18].

Ранее в работах [19 – 21] были изучены различные составы сварочных флюсов с использованием ковшевого электросталеплавильного шлака: исследован химический состав образцов, проведены испытания на износостойкость, изучен количественный состав неметаллических включений.

Целью настоящей работы является проведение исследований зависимости механических свойств сварного шва от концентрации кислорода.

### **МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ**

Химический состав исследуемых сварных образцов определяли по ГОСТ 10543 – 98 рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атом-

ноэмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Металлографические исследования проводили по ГОСТ 1778 – 70 на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении 100. Фракционный газовый анализ проводили с помощью анализатора LECO TC-600. Исследование сварных образцов на ударную вязкость (KCV) при положительных и отрицательных температурах проводили с помощью маятникового копра по ГОСТ 9454 – 78.

**РЕЗУЛЬТАТЫ И ВСЕСТОРОННЕЕ РАССМОТРЕНИЕ ВОПРОСА**

В настоящей работе проведены дальнейшие исследования сварочного и наплавочного флюсов, содержащего ковшевой шлак электросталеплавильного производства рельсовой стали АО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбтнат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»). По результатам ранее проведенных исследований [19 – 21] для изучения ударной вязкости и общего содержания кислорода в металле сварных швов были выбраны лучшие образцы сварочного флюса.

Для изготовления сварочного флюса использовали компоненты следующего химического состава:

– ковшевой шлак электросталеплавильного производства рельсовой стали АО «ЕВРАЗ ЗСМК», % (по массе): 1,31 FeO, 0,22 MnO, 36,19 CaO, 36,26 SiO<sub>2</sub>, 6,17 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 11,30 MgO, 0,28 Na<sub>2</sub>O, 0 K<sub>2</sub>O, 3,34 F, <0,12 C, 1,26 S, 0,02 P;

– барий-стронциевый модификатор БСК по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 производства ООО «НПК Металлотехнопром», % (по массе): 13,0 – 19,0 BaO, 3,5 – 7,5 SrO, 17,5 – 25,5 CaO, 19,8 – 29,8 SiO<sub>2</sub>, 0,7 – 1,1 MgO, 2,5 – 3,5 K<sub>2</sub>O, 1,0 – 2,0 Na<sub>2</sub>O, 1,5 – 6,5 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0 – 0,4 MnO, 1,9 – 3,9 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0,7 – 1,1 TiO<sub>2</sub>, 16,0 – 20,0 CO<sub>2</sub>;

– шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода, % (по массе): 6,91 – 9,62 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 22,85 – 31,70 CaO, 46,46 – 48,16 SiO<sub>2</sub>, 0,27 – 0,81 FeO, 6,48 – 7,92 MgO, 8,01 – 8,43 MnO, 0,28 – 0,76 F, 0,26 – 0,36 Na<sub>2</sub>O, до 0,62 K<sub>2</sub>O, 0,15 – 0,17 S, 0,01 P;

– пыль электрофильтров алюминиевого производства ОК «РУСАЛ» (углеродфторсодержащая добавка), % (по массе): 21,00 – 46,23 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 18 – 27 F, 8 – 15 Na<sub>2</sub>O, 0,4 – 6,0 K<sub>2</sub>O, 0,7 – 2,3 CaO, 0,50 – 2,48 SiO<sub>2</sub>, 2,10 – 3,27 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 12,5 – 30,2 C<sub>общ</sub>, 0,07 – 0,90 MnO, 0,06 – 0,90 MgO, 0,09 – 0,19 S, 0,10 – 0,18 P.

Состав сварочных флюсов представлен в табл. 1.

Схема изготовления сварочного флюса и флюс-добавок описана в ранее проведенных работах [19 – 21]. Сварку под флюсами проводили встык без скоса кромок с двух сторон на образцах размером 500×75 мм толщиной 16 мм из листовой стали марки 09Г2С. Процесс проводили проволокой Св-08ГА диам. 4 мм с использованием сварочного трактора ASAW1250. Режим сварки: сила тока (*I<sub>св</sub>*) 680 А, напряжение (*U<sub>д</sub>*) 28 В, скорость сварки (*V<sub>св</sub>*) 28 м/ч.

После сварки образцов были определены химические составы сварочных флюсов (табл. 2), шлаковых корок (табл. 3), сварных образцов (табл. 4).

Из сваренных образцов были вырезаны образцы для исследования неметаллических включений, определения содержания кислорода в металле сварных швов

Т а б л и ц а 1

**Состав сварочных флюсов**

Table 1. Composition of welding fluxes

Образец	Содержание в сварочном флюсе, %			
	Ковшевой шлак	Шлак силико-марганца	Барий-стронциевый модификатор	Углеродфторсодержащая добавка
1	100	–	–	–
2	94	–	6	–
3	20	80	–	–
4	44	50	–	6
5	94	–	–	6

Т а б л и ц а 2

**Химический состав исследуемых флюсов**

Table 2. Chemical composition of the studied fluxes

Флюс	Массовая доля элементов, %													
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	TiO <sub>2</sub>
1	0,50	7,97	31,34	46,09	6,61	5,74	1,40	0,010	0,33	0,011	0,004	0,050	0,45	0,07
2	1,30	7,35	33,64	44,87	4,77	5,44	1,52	0,210	0,34	0,009	0,080	0,050	2,09	0,28
3	0,42	6,90	32,06	46,20	6,85	4,03	1,40	0,082	0,34	0,011	0,003	0,024	0,89	0,11
4	1,12	7,58	32,26	45,15	5,56	5,63	1,34	0,022	0,35	0,010	0,004	0,040	1,45	0,24
5	1,05	7,12	33,05	46,03	7,03	5,15	1,45	0,035	0,33	0,012	0,006	0,020	1,86	0,21

Таблица 3

**Химический состав шлаковых корок**

*Table 3. Chemical composition of slag crusts*

Флюс	Массовая доля элементов, %													
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	TiO <sub>2</sub>
1	1,69	7,78	32,35	42,50	6,59	5,55	0,30	0,01	0,21	0,011	0,012	0,04	0,37	0,07
2	4,44	6,53	33,61	39,46	4,47	6,89	4,32	0,22	0,555	0,023	0,007	0,007	2,37	0,30
3	1,78	6,36	33,10	43,13	7,23	4,38	1,19	0,088	0,23	0,012	0,004	0,034	0,83	0,12
4	1,86	6,87	33,25	42,56	5,74	5,26	2,13	0,046	0,28	0,014	0,006	0,024	2,55	0,18
5	1,74	6,56	33,51	41,78	6,38	5,44	1,86	0,074	0,41	0,018	0,007	0,014	2,68	0,15

Таблица 4

**Химический состав сварных образцов**

*Table 4. Chemical composition of welded samples*

Флюс	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Mo	S	P
1	0,10	0,43	1,16	0,05	0,11	0,14	0,007	0,021	0,019	0,012
2	0,10	0,18	0,50	0,05	0,14	0,15	0,006	0,017	0,046	0,013
3	0,04	0,41	1,22	0,04	0,09	0,13	0,001	0,010	0,031	0,010
4	0,08	0,42	1,22	0,03	0,07	0,14	0,001	0,010	0,031	0,009
5	0,12	0,18	0,72	0,02	0,10	0,17	0,002	0,013	0,027	0,008

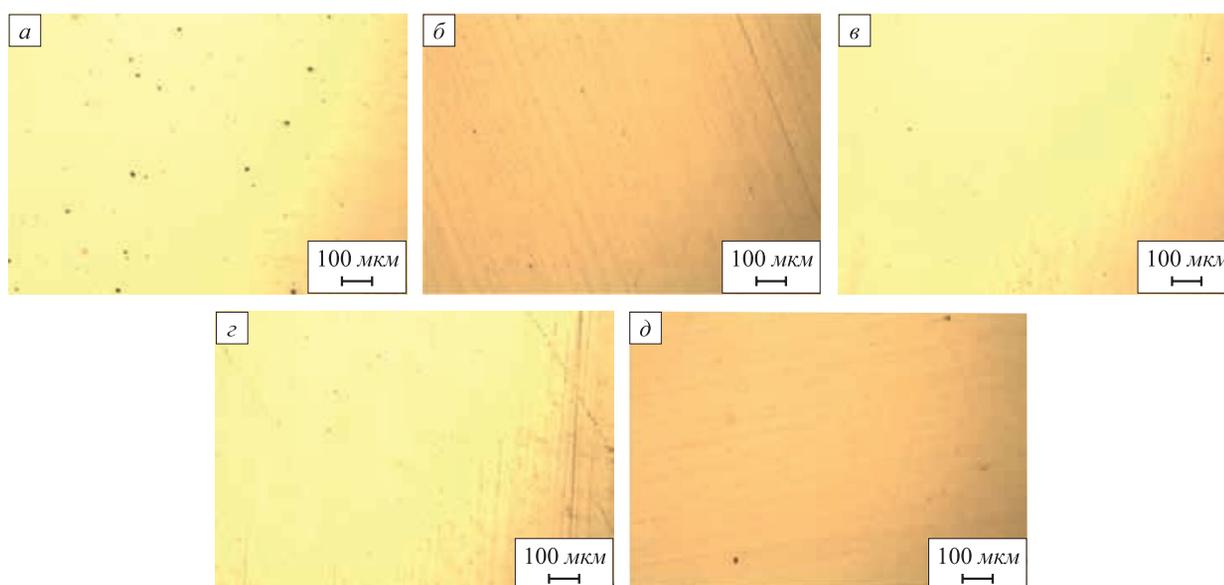


Рис. 1. Неметаллические включения в зоне сварных образцов 1 – 5 (а – е)

Fig. 1. Non-metallic inclusions in zone of welded samples 1 – 5 (a – e)

и определения ударной вязкости (KCV) при положительных и отрицательных температурах.

Металлографические исследования проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 на микрошлифах без травления при увеличении 100 (рис. 1).

Оценка неметаллических включений проведена согласно ГОСТ 1778 – 70, результаты приведены в табл. 5.

Исследования содержания общего кислорода и поверхностного проводили с помощью анализатора LECO TC-600 (табл. 6, рис. 2).

Т а б л и ц а 5

**Неметаллические включения в металле сварных швов**

*Table 5. Non-metallic inclusions in the welds' metal*

Флюс	Неметаллические включения, балл	
	силикаты недеформирующиеся	оксиды точечные
1	16, 26, 36	3а
2	16, 26	2а
3	16, 26	2а
4	16, редко 26	1а
5	16, 26	1а

При введении различных флюс-добавок в ковшевой электросталеплавильный шлак снижается концентрация кислорода в сварных швах.

Результаты исследования ударной вязкости (KCV) при положительных и отрицательных температурах представлены ниже и на рис. 3.

Образец	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	
	KCV <sup>+20 °C</sup>	KCV <sup>-20 °C</sup>
0	49,0	16,3
1	65,7	27,3
2	65,7	27,0
3	65,7	29,3
4	74,3	27,7

При исследовании ударной вязкости сварных образцов было выявлено, что с использованием различных флюс-добавок возрастает ударная вязкость при положительных и отрицательных температурах.

**Выводы**

Проведенные исследования показали пригодность использования ковшевого электросталеплавильного шлака для сварки и наплавки легированного металла. При этом введение различных флюс-добавок снижает

Т а б л и ц а 6

**Содержание кислорода и соединений в сварных швах**

*Table 6. Content of oxygen and compounds in welds*

Образец	Содержание, %			
	Кислород общий и поверхностный	Силикаты	Алюминаты	Алюмосиликаты кальция, силикаты кальция, магниевые шпинели
1	0,10785	0,00122	0,12595	0,08074
2	0,04205	0,0042	0,01347	0,015135
3	0,0561	0,00294	0,003595	0,04803
4	0,0276	0,00205	0,009135	0,010175
5	0,042	0,00303	0,007175	0,029505

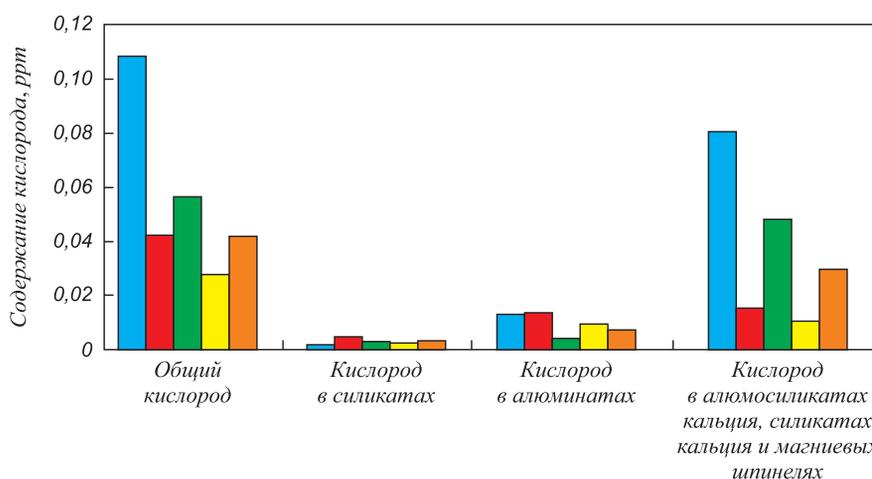


Рис. 2. Содержание кислорода в сварных швах:

■ – 1; ■ – 2; ■ – 3; ■ – 4; ■ – 5

Fig. 2. Oxygen content in welds:

■ – 1; ■ – 2; ■ – 3; ■ – 4; ■ – 5

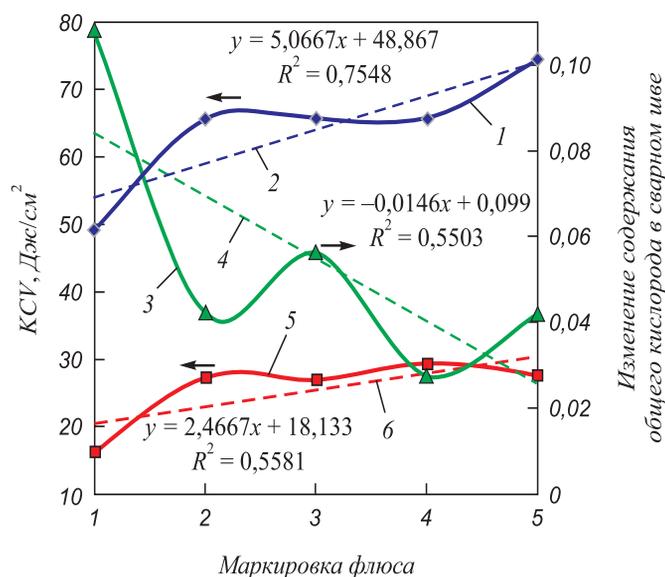


Рис. 3. Изменение ударной вязкости и содержания общего кислорода в металле сварного шва:

1 и 2 – изменение и линейное изменение ударной вязкости (KCV) при  $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 3 и 4 – изменение и линейное изменение содержания общего кислорода; 5 и 6 – изменение и линейное изменение ударной вязкости (KCV) при  $t = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 3. Change in toughness and total oxygen content in a weld:  
1 and 2 – change and linear change in impact strength (KCV) at  $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 3 and 4 – change and linear change in the state of total oxygen; 5 and 6 – change and linear change in impact strength (KCV) at  $t = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$

концентрацию общего кислорода в сварных швах, что, в свою очередь, повышает ударную вязкость при положительных и отрицательных температурах. Определено, что наилучшими, с точки зрения концентрации кислорода в металле сварного шва и ударной вязкости является использование в качестве флюс-добавок шлака силикомарганца и углеродфторсодержащей добавки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Поволоцкий Д.Я., Рошин В.Е., Мальков Н.В. Электрометаллургия стали и ферросплавов: учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1995. – 592 с.
3. Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н., Мосыпан В.В., Бабенко М.А., Телюк Д.В., Тарасенко В.В. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой // Сварочное производство. 2013. № 7. С. 29 – 32.
4. Kondratiev I.A., Ryabtev I.A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling // The Paton Welding Journal. 2014. No. 6. P. 95 – 96.
5. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P. etc. Obtaining a submerged arc welding flux of the  $\text{MnO-SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$  system by fusion // Welding International. 2007. Vol. 21. No. 7. P. 502 – 511.
6. Наумов С.В., Канина А.Е., Игнатова А.М., Игнатов М.Н. О фракционном составе сварочных флюсов // Научно-технический вестник Поволжья. 2012. № 2. С. 126 – 169.

7. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // Welding International. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 – 893.
8. Огарков Н.Н., Беляев А.И. Стойкость и качество прокатных валков. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2008. – 131 с.
9. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S. etc. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 4. P. 298 – 300.
10. Рыбин В.В., Калинин В.Т., Брусницын Ю.Д. и др. Высококачественные компоненты сварочных материалов из минерального сырья Кольского полуострова и горнопромышленных отходов. – В кн.: Научные основы химии и технологии переработки комплексного сырья и синтеза на его основе функциональных материалов. Материалы научно-технической конференции. Т. 1. – Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2008. С. 22 – 23.
11. Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 9. P. 730 – 733.
12. Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 10. P. 800 – 804.
13. Шебаниц Э.Н., Омеляненко Н.И., Куракин Ю.Н., Матвиенко В.Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72 – 75.
14. Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-la E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 649 – 653.
15. Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes // Welding International. 1995. Vol. 9. No. 4. P. 329 – 332.
16. Kazakov Yu.V., Koryagin K.B., Potekhin V.P. Effect of activating fluxes on penetration in welding steels thicker than 8 mm // Welding International. 1991. Vol. 5. No. 3. P. 202 – 205.
17. Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 646 – 648.
18. Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steel // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 10. P. 800 – 803.
19. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Уманский А.А., Михно А.Р., Думова Л.В. Исследование и разработка сварочных флюсов с использованием ковшевого электросталеплавильного шлака и барий-стронциевого модификатора для наплавки прокатных валков // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 4. С. 274 – 279.
20. Козырев Н.А., Крюков Р.Е. Эффективное использование шлака силикомарганца при изготовлении сварочных флюсов. – В кн.: Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник трудов международной научно-практической конференции, 18-21 апреля 2017 г. – Кемерово: КузГТУ, 2017. С. 133 – 139.
21. Кислов А.И., Михно А.Р., Козырев Н.А. Исследование сварочных флюсов на основе шлака силикомарганца и ковшевого электросталеплавильного шлака. – В кн.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, 13-15 июня 2018 г. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2018. Вып. 22. Ч. 2: Естественные и технические науки. С. 208 – 210.

Поступила в редакцию 15 мая 2019 г.  
После доработки 18 июня 2019 г.  
Принята к публикации 20 июня 2019 г.

## EFFECT OF ADDITIVES INTRODUCTION TO FLUXES MANUFACTURED FROM LADLE ELECTRIC STEEL SLAG

N.A. Kozyrev, A.R. Mikhno, R.E. Kryukov, A.N. Kalinogorskii, L.P. Bashchenko

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

**Abstract.** Studies of welding and surfacing fluxes containing ladle slag of electric-steel production of rail steel of JSC “EVRAZ ZSMK” were carried out. Welding under the flux was performed on the samples of sheet steel 09G2S by Sv-08GA wire using the welding tractor ASAW1250 at exhaust modes. Chemical compositions of welding fluxes and slag crusts were determined. Also chemical composition of the studied welded samples was determined according to GOST 10543 – 98 by x-ray fluorescence method on XRF-1800 spectrometer and by atomic emission method on DFS-71 spectrometer. Metallographic studies were carried out with the use of an optical microscope OLYMPUS GX-51. The content of total oxygen and surface oxygen was studied using the LECO TC-600 analyzer. The possibility of using technogenic waste products of metallurgical production is shown for the production of welding fluxes. The following components were used for production of welding flux: ladle slag of electric steelmaking of rail steel from “EVRAZ ZSMK” JSC; BSK barium-strontium modifier produced under the terms of 1717-001-75073896 – 2005 by “NPK Metallotekhnoprom”; slag of silicomanganese production from “West Siberian steel plant”; electrostatic dust of aluminum production from “RUSAL” (carbon-fluor-containing supplement). The studies have shown the suitability of the use of ladle electric steel slag for welding and surfacing of alloyed metal. The introduction of various flux additives reduces the concentration of total oxygen in the weld metal, which in turn increases the toughness. From the point of oxygen concentration in weld metal and impact toughness, it is better to use silica-manganese slag and carbon-fluoride additive as flux additives.

**Keywords:** welding, surfacing, welding fluxes, industrial waste, ladle furnace slag, toughness, total oxygen.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-606-612

### REFERENCES

- Gulyaev A.P. *Metallovedenie. Uchebnik dlya vuzov* [Metal science. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
- Povolotskii D.Ya., Roshchin V.E., Mal'kov N.V. *Elektrometallurgiya stali i ferrosplavov: uchebnik dlya vuzov* [Electrometallurgy of steel and ferroalloys: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1995, 592 p. (In Russ.).
- Titarenko V.I., Golyakevich A.A., Orlov L.N., Mosypan V.V., Babenko M.A., Telyuk D.V., Tarasenko V.V. Restoration surfacing of rolling mills rolls with flux-cored wire. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 7, pp. 29–32. (In Russ.).
- Kondratiev I.A., Ryabtsev I.A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling. *The Paton Welding Journal*. 2014, no. 6, pp. 95–96.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P. etc. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO-SiO<sub>2</sub>-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaF<sub>2</sub> system by fusion. *Welding International*. 2007, vol. 21, no. 7, pp. 502–511.
- Naumov S.V., Kanina A.E., Ignatova A.M., Ignatov M.N. On fractional composition of welding fluxes. *Nauchno-tekhnicheskii vestnik Povolzh'ya*. 2012, no. 2, pp. 126–169. (In Russ.).
- Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.
- Ogarkov N.N., Belyaev A.I. *Stoikost' i kachestvo prokatnykh valkov* [Durability and quality of mill rolls]. Magnitogorsk: izd. MGТУ, 2008, 131 p. (In Russ.).
- Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S. etc. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 4, pp. 298–300.
- Rybin V.V., Kalinnikov V.T., Brusnitsyn Yu.D. etc. High-quality components of welding materials from minerals of the Kolsky Peninsula and mining wastes. In: *Nauchnye osnovy khimii i tekhnologii pererabotki kompleksnogo syr'ya i sinteza na ego osnove funktsional'nykh materialov. Materialy nauchno-tekhnicheskoi konferentsii. T. 1* [Scientific fundamentals of chemistry and processing technology of complex raw materials and synthesis of functional materials on its basis. Materials of the Sci. and Tech. Conf. Vol. 1]. Apatity: Izd-vo Kol'skogo nauchnogo tsentra RAN, 2008, pp. 22–23. (In Russ.).
- Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 9, pp. 730–733.
- Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 10, pp. 800–804.
- Shebanits E.N., Omel'yanenko N.I., Kurakin Yu.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hard-faced hot-rolling-mill rolls. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 7-8, pp. 613–617.
- Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-la E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 649–653.
- Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes. *Welding International*. 1995, vol. 9, no. 4, pp. 329–332.
- Kazakov Yu.V., Koryagin K.B., Potekhin V.P. Effect of activating fluxes on penetration in welding steels thicker than 8 mm. *Welding International*. 1991, vol. 5, no. 3, pp. 202–205.
- Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 646–648.
- Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steel. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 10, pp. 800–803.
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Umanskii A.A., Mikhno A.R., Dumova L.V. Investigation and development of welding fluxes with the use of ladle electric-furnace slag and barium-strontium modifier for rolls surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 4, pp. 274–279. (In Russ.).
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E. Effective use of silicomanganese slag in welding fluxes production. In: *Innovatsii v toplivno-energeticheskoi komplekse i mashinostroenii: sbornik trudov mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, 18-21 aprelya 2017 g.* [Innovations in fuel and energy complex and engineering: Proceedings of Int. Sci.-Pract. Conf., April 18-21, 2017]. Kemerovo: KuzGTU, 2017, pp. 133–139. (In Russ.).
- Kislov A.I., Mikhno A.R., Kozyrev N.A. Investigation of welding fluxes on the basis of silicomanganese slag and ladle electric steel slag. In: *Nauka i molodezh': problemy, poiski, resheniya: trudy Vserossiiskoi nauchnoi konferentsii studentov, aspirantov i molo-*

*dykh uchenykh, 13-15 iyunya 2018 g. Vyp. 22. Ch. 2: Estestvennye i tekhnicheskie nauki* [Science and youth: problems, searches, solutions: Papers of All-Russ. Sci. Conf. of Students, Graduate Students and Young Scientists, June 13-15, 2018. Vol. 22. Part 2: Natural and Technical Sciences]. Novokuznetsk: Izd. tsentr SibGIU, 2018, pp. 208–210. (In Russ.).

**Information about the authors:**

**N.A. Kozyrev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”  
(kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

**A.R. Mikhno**, MA Student of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (mikno-mm131@mail.ru)

**R.E. Kryukov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (rek\_nzrmk@mail.ru)

**A.N. Kalinogorskii**, Cand. Sci. (Eng.), Acting Head of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

**L.P. Bashchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair “Thermal Power and Ecology” (luda.baschenko@gmail.com)

Received May 15, 2019

Revised June 18, 2019

Accepted June 20, 2019

---

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО  
НА СТАЛЬ ХАРДОКС 450 БОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ПРОВОЛОКОЙ\***

**Иванов Ю.Ф.**<sup>1,2</sup>, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

**Громов В.Е.**<sup>3</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой  
естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Романов Д.А.**<sup>3</sup>, д.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин  
им. профессора В.М. Финкеля (romanov\_da@physics.sibsiu.ru)

**Клопотов А.А.**<sup>4</sup>, д.ф.-м.н., профессор, научный сотрудник (klopotovaa@tsuab.ru)

**Рубанникова Ю.А.**<sup>3</sup>, магистрант кафедры естественнонаучных дисциплин  
им. профессора В.М. Финкеля (rubannikova96@mail.ru)

<sup>1</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН  
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

<sup>4</sup> Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова Томского государственного университета  
(634050, Россия, Томск, пл. Новособорная, 1)

**Аннотация.** Методами современного физического материаловедения выполнен анализ структурно-фазовых состояний и свойств слоев, сформированных на низкоуглеродистой стали Хардокс 450 наплавочными проволоками с содержанием бора 4,5 и 6,5 % (по массе). В исходном состоянии сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного мартенсита, в объеме и по границам кристаллов которого расположены частицы цементита. Частицы, расположенные в объеме, имеют игольчатую форму, а по границам – преимущественно округлую. Выявленные экстинкционные изгибные контуры свидетельствуют о кривизне кручения кристаллической решетки данного участка материала, начинаются и заканчиваются на границах раздела кристаллов мартенсита. Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций и формирующих сетчатую субструктуру составляет  $6,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Микротвердость наплавленного на сталь Хардокс 450 слоя более чем в два раза превышает микротвердость основы. Анализ диаграмм состояния систем Fe–C, Fe–B, B–C и политермических сечений в системе Fe–C–B показал, что быстрое охлаждение из жидкого состояния сплавов  $\text{Fe}_{23}\text{C}_6$ – $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  способствует образованию многофазных структурных состояний. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что причинами высокой микротвердости поверхностных слоев являются: образование боридов железа и кристаллов ультрамелкодисперсного (до 100 нм) пакетного мартенсита с высокой ( $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) скалярной плотностью дислокаций; наличие в объеме и по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и бора; высокий уровень кривизны кручения кристаллической решетки боридов железа и зерен  $\alpha$ -фазы, обусловленный внутренними полями напряжений вдоль межфазных (границы раздела кристаллов боридов железа и зерен  $\alpha$ -фазы) и внутрифазных (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границ. Увеличение концентрации бора от 4,5 до 6,5 % сопровождается значительным (в 1,2 – 1,5 раза) повышением твердости наплавляемого слоя, что обусловлено увеличением размеров и относительного содержания областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза.

**Ключевые слова:** наплавка, борсодержащая проволока, структура, микротвердость, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-613-620

**ВВЕДЕНИЕ**

В большинстве случаев именно состояние и свойства поверхностного слоя материала и изделий определяют их эксплуатационные характеристики, и поэтому формирование многофазных градиентных субмикронных и нанокристаллических слоев и нанесение защитных, упрочняющих и износостойких покрытий на инстру-

мент, детали, узлы и агрегаты технологического оборудования, изделия горнодобывающей, металлургической и машиностроительной отраслей промышленности является эффективным способом повышения их физико-механических характеристик, работоспособности и срока службы [1 – 3].

Перспективным методом получения протяженных многофазных градиентных слоев, отличающихся высокими свойствами, является электроконтактная наплавка проволокой оплавлением, широко используемая при ремонте деталей машин различного назначения: сельскохозяйственной техники, городского

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ Кемеровской области в рамках научного проекта № 18-48-420001 р\_а, и при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 19-08-00248, № 18-32-00075 мол\_а.

и железнодорожного транспорта, технологического оборудования и т.д.

Целью настоящей работы является анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств слоя, наплавленного электроконтактным методом на сталь Хардокс 450 борсодержащей проволокой.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала основы использовали сталь марки Хардокс 450, элементный состав которой следующий: 0,19 – 0,26 % С; 0,70 % Si; 1,60 % Mn; 0,25 % Cr; 0,25 % Ni; 0,25 % Mo; 0,004 % В; 0,025 % Р; 0,010 % S, остальное – железо (по массе).

Формирование наплавленного слоя осуществляли проволоками, элементный состав которых приведен ниже:

- Fe–C–Ni–В: 0,7 % С, 2,0 % Mn, 1,0 % Si, 2,0 % Ni, 4,5 % В, остальное – железо;

- Fe–C–Ni–В: 0,7 % С, 2,0 % Mn, 1,0 % Si, 2,0 % Ni, 6,5 % В, остальное – железо.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали и наплавленного металла осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг) [4–6]. Фольги изготавливали из пластинок, вырезанных электроискровым методом из наплавленного металла (слой, расположенный на половине толщины наплавленного металла). Утонение вырезанных таким образом пластинок до толщины 100–200 нм (тонкая фольга, необходимая для анализа методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии) осуществляли распылением металла ионным пучком на установке «IonSlicer» (фирма изготовитель JEOL). Механические свойства наплавленного металла и стали: микротвердость (метод Виккерса), нагрузка на индентор 5 Н.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования микротвердости (поперечный шлиф) представлены на рис. 1. Отчетливо видно, что наплавленный слой характеризуется высокой микротвердостью, превышающей микротвердость основы стали более, чем в два раза. Повышение концентрации бора в наплавочной проволоке приводит к значимому (в 1,2–1,5 раза) увеличению микротвердости модифицированного слоя.

Исходя из элементного состава наплавочной проволоки можно предположить, что высокие прочностные свойства наплавленного слоя обусловлены упрочнением материала карбидами бора, боридами и карбоборидами железа. Проведен анализ диаграмм состояния систем Fe–C, Fe–В, В–С и Fe–В–С.

В системе Fe–C выявлено образование двух стабильных карбидов Fe<sub>3</sub>C (символ Пирсона *oP16*, прост-

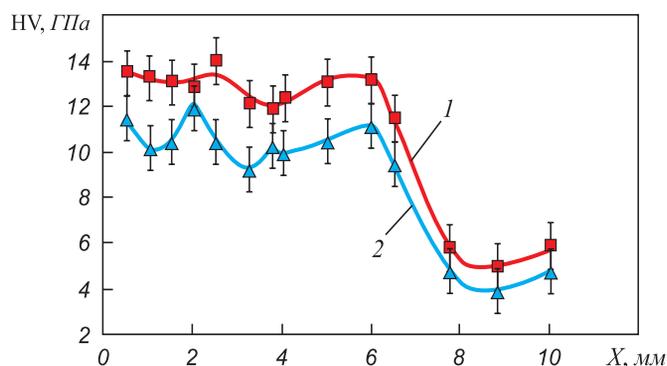


Рис. 1. Профиль микротвердости системы наплавленный слой – сталь с содержанием в наплавленном слое 6,5 % В (1) и 4,5 % В (2)

Fig. 1. Microhardness profile of “welded-on layer – steel” system with boron content in welded-on layer of 6.5 % (1) and 4.5 % (2)

ранственная группа *Pnma*,  $a = 0,5428$  нм,  $b = 0,6669$  нм,  $c = 0,4439$  нм) и Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (*oP40*, *Pnma*, Mn<sub>7</sub>C<sub>3</sub>,  $a = 0,4540$  нм,  $b = 0,6879$  нм,  $c = 1,1942$  нм) [7, 8], и, как минимум, одного метастабильного карбида Fe<sub>2</sub>C (*oP6*, *Pnnm*, Fe<sub>2</sub>C,  $a = 0,4704$  нм,  $b = 0,4318$  нм,  $c = 0,2830$  нм) [8]. Карбид Fe<sub>2</sub>C («карбид Хэгга») представляет собой упорядоченный твердый раствор углерода в ε-железе на основе ГПУ решетки [7].

Для системы В–С установлено наличие соединения В<sub>4</sub>С с широкой областью гомогенности; дискутируется возможность образования двух соединений В<sub>4</sub>С и В<sub>13</sub>С<sub>2</sub>, разделенных двухфазной областью. При помощи химических реакций получают большое количество карбидов бора: В<sub>13</sub>С<sub>2</sub>, В<sub>13</sub>С<sub>3</sub>, В<sub>11</sub>С<sub>4</sub>, В<sub>51</sub>С, В<sub>48</sub>С<sub>2</sub>, В<sub>49</sub>С<sub>3</sub>, В<sub>25</sub>С, В<sub>8</sub>С и В<sub>4</sub>С [7, 9]. Элементарные ячейки этих карбидов достаточно сложные. Так, например, карбид В<sub>11</sub>С<sub>4</sub> обладает триклинной сингонией ( $a = 0,512$  нм,  $b = 0,513$  нм,  $c = 0,517$  нм,  $\alpha = 65,33^\circ$ ,  $\beta = 64,42^\circ$ ,  $\gamma = 65,75^\circ$ ), В<sub>8</sub>С – ромбической структурой ( $a = 3,5909$  нм,  $b = 1,7653$  нм,  $c = 0,5094$  нм), В<sub>4</sub>С (символ Пирсона *hR15*, пространственная группа *R-3m*,  $a = 0,563$  нм,  $c = 1,214$  нм), В<sub>25</sub>С (*tP52*, *P-42m*,  $a = 0,8722$  нм,  $c = 0,508$  нм). В других карбидах бора наблюдается подобная же ситуация.

Система FeВ характеризуется наличием двух стабильных соединений: Fe<sub>2</sub>В и FeВ [7] и целого спектра метастабильных фаз, формирующихся при охлаждении с высокими (~10<sup>6</sup> °C/c) скоростями сплавов из жидкого состояния. Такими соединениями являются фаза Fe<sub>23</sub>В<sub>6</sub> с кубической решеткой (символ Пирсона *cF116*, пространственная группа *Fm-3m*, прототип Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>,  $a = 1,069$  нм) [10]; фаза с ромбической структурой ( $a = 0,6726$  нм,  $b = 0,4311$  нм,  $c = 0,5468$  нм); фаза с тетрагональной объемно-центрированной структурой ( $a = 0,862$  нм,  $c = 0,427$  нм) [7]; фаза Fe<sub>3</sub>В имеет две модификации: высокотемпературную со структурой типа (*tI32*, *I-4*, Fe<sub>3</sub>P,  $a = 0,8655$  нм,  $c = 0,4297$  нм) и низкотемпературную со структурой типа Fe<sub>3</sub>P<sub>0,37</sub>В<sub>0,63</sub> (*tP32*, *P42/n*, Ti<sub>3</sub>P,  $a = 0,8648$  нм,  $c = 0,4314$  нм) [11].

В системе Fe–B–C обнаружен карборид состава  $Fe_3(B_xC_{1-x})$  ( $\rho$ -фаза), имеющий орторомбическую решетку, параметры элементарной ячейки которой зависят от значений  $x$  ( $a = 0,533$  нм,  $b = 0,666$  нм,  $c = 0,447$  нм при  $x = 0,4$  [12];  $a = 0,537$  нм,  $b = 0,666$  нм,  $c = 0,445$  нм при  $x = 0,8$  [13]) и карборид состава  $Fe_{23}(B_xC_{1-x})_6$  ( $\tau$ -фаза), имеющий кубическую решетку ( $a = 1,0634$  нм при  $x = 0,63$  [13]).

Температурные и концентрационные области существования трехкомпонентных  $\rho$ - и  $\tau$ -фаз, а также двух- и трехфазных областей представлены на политермических сечениях на рис. 2 [13, 14]. Видно, что область существования  $\rho$ -фазы значительна в температурном и концентрационном интервалах. Однофазная область существования  $\tau$ -фазы существенно меньше, чем область существования  $\rho$ -фазы, но при этом двухфазная ( $\tau + \rho$ )-область значительна по размерам и находится в высокотемпературном интервале значений.

Политермические сечения (рис. 2) отражают важную особенность тройной системы Fe–B–C. В этой системе более равновесное состояние из смеси двух и трех фаз реализуется в сечении  $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$ , чем в сечении  $Fe_3C - Fe_3B$ . При этом  $\rho$ -фаза образуется непосредственно при кристаллизации из жидкого состояния и занимает значительную температурную и концентрационную область в сечении  $Fe_3C - Fe_3B$  на политермической диаграмме. Выявленная особенность существования фазовых областей в системе Fe–B–C показывает, что быстрое охлаждение из жидкого состояния сплавов из сечения  $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$  будет способствовать образованию многофазных структурных состояний.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг установлено, что сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного мартенсита [15, 16]. Мартенсит по морфологическому признаку относится к пакетному [17, 18].

В объеме кристаллов мартенсита и по их границам располагаются частицы цементита (карбид железа). Частицы, расположенные в объеме, имеют игольчатую форму и ориентированы в двух-трех направлениях. Частицы, расположенные по границам кристаллов мартенсита, имеют преимущественно округлую форму. На электронно-микроскопических изображениях кристаллов мартенсита присутствуют экстинкционные изгибные контуры, что свидетельствует о кривизне-кручении кристаллической решетки данного участка материала [19–21]. Как правило, контуры начинаются и заканчиваются на границах раздела кристаллов мартенсита. Это свидетельствует о том, что именно границы раздела кристаллов являются источниками напряжения в исследуемом материале [22]. В объеме кристаллов мартенсита выявляется дислокационная субструктура. Дислокации распределены хаотически или формируют сетчатую субструктуру. Скалярная плотность дислокаций составляет  $6,2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Следует отметить, что

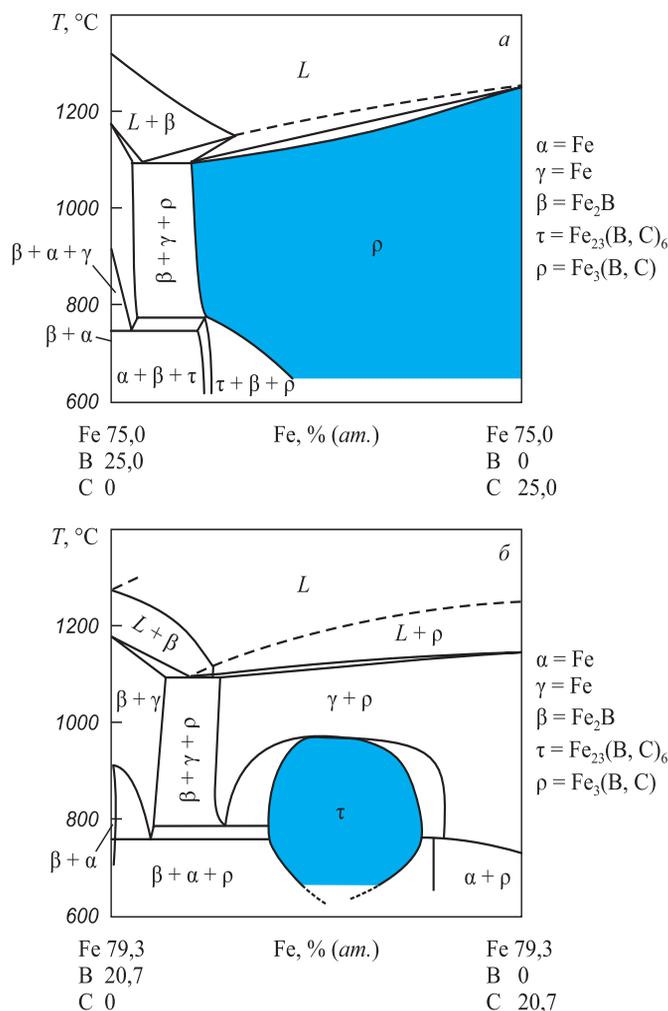


Рис. 2. Политермические сечения в тройной системе Fe–B–C: а –  $Fe_3C - Fe_3B$  [13]; б –  $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$  [14]

Fig. 2. Polythermal cross-sections in three-component system Fe–B–C: а –  $Fe_3C - Fe_3B$  system [13]; б –  $Fe_{23}C_6 - Fe_{23}B_6$  [14]

в закаленной стали скалярная плотность дислокаций превышает  $10^{11}$  см<sup>-2</sup> [17, 23].

Кристаллизация наплавленного слоя сопровождается (независимо от концентрации атомов бора) формированием структуры преимущественно пластинчатого типа, характерное изображение которой представлено на рис. 3.

Повышение концентрации атомов бора в наплавленном слое от 4,5 до 6,5 % (по массе) сопровождается увеличением размеров областей боридов железа в 1,5–2,0 раза (рис. 3).

Второй (по занимаемому объему) структурной составляющей наплавленного слоя является  $\alpha$ -фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), расположенная в виде прослоек, разделяющих кристаллиты боридов железа (рис. 4),  $\alpha$ -фаза имеет пластинчатую структуру. Поперечные размеры пластин в большинстве случаев не превышают 100 нм. Для сравнения, в закаленной с печного нагрева стали средние

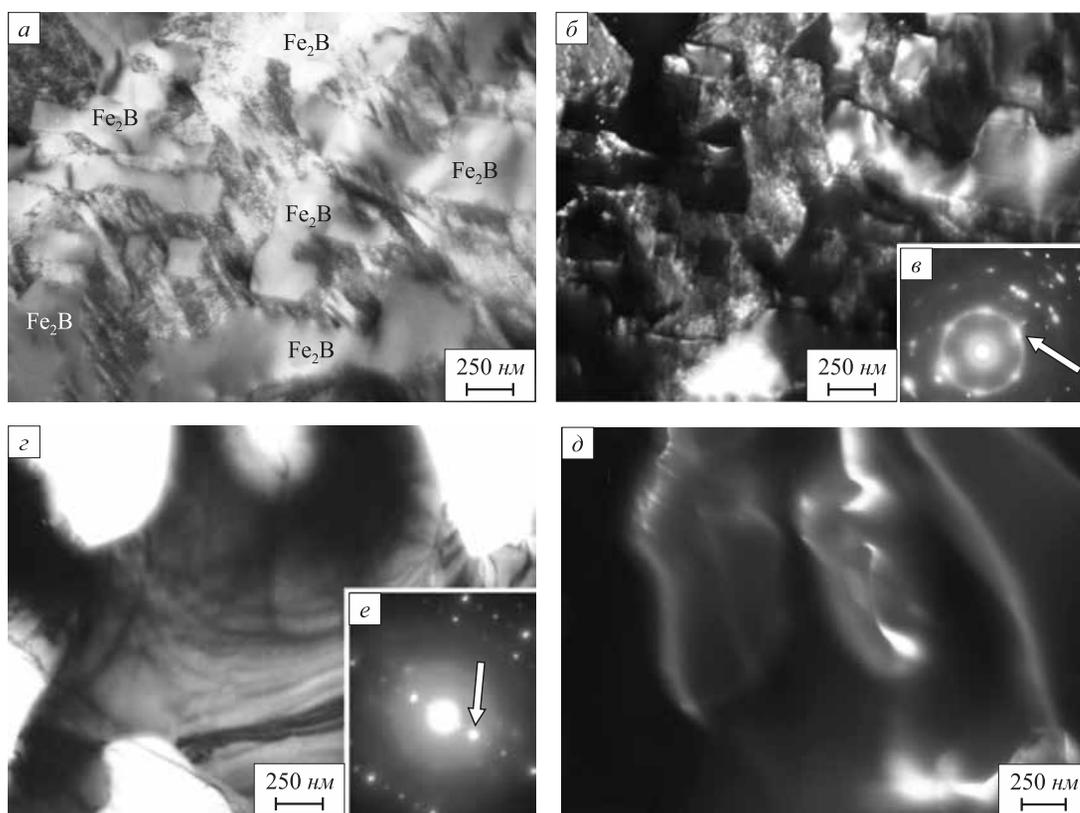


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 4,5 % (а – в) и 6,5 % (з – е):

а, з – светлое поле; б – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах [130] Fe<sub>2</sub>B и [110] α-Fe; в, е – микроэлектроннограммы (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле); д – темное поле, полученное в рефлексе [004] Fe<sub>2</sub>B

Fig. 3. Electron microscope image of the structure of layer welded on steel by wire with boron concentration of 4.5 % (a – в) and 6.5 % (z – e):  
a, z – light field; б – dark field produced in closely located reflections [130] Fe<sub>2</sub>B and [110] α-Fe; в, e – microelectron diffraction patterns, the arrows designate the reflections in which dark field is obtained; д – dark field produced in reflection [004] Fe<sub>2</sub>B

поперечные размеры кристаллов пакетного мартенсита изменяются в пределах 150 – 200 нм; поперечные размеры кристаллов пластинчатого мартенсита достигают единиц микрометров [15 – 18, 24]. В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций которой достигает  $10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Тип дислокационной субструктуры, высокая плотность дислокаций, характерная морфология пластин позволяют заключить, что они сформировались по мартенситному механизму. В отличие от кристаллов мартенсита кристаллиты боридов железа не содержат дислокационной субструктуры (рис. 3), что кардинально отличает их от прилегающих слоев α-фазы.

Индексирование микроэлектроннограмм, полученных с кристаллов мартенсита, позволило выявить рефлексы карбида железа (цементит) и карбида бора (рис. 5). Частицы карбидной фазы располагаются в объеме и по границам кристаллов мартенсита (рис. 5, б). Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 15 нм до 30 нм.

В отдельных случаях в структуре слоя, наплавленного проволокой, содержащей 6,5 % бора, выявляются области размерами 200 – 300 нм с ячеистой дислокаци-

онной субструктурой и разделяющие кристаллиты боридов железа (рис. 6). Ячейки округлой формы, размеры ячеек изменяются в пределах от 30 до 50 нм (рис. 6, б).

Особенностью электронно-микроскопических изображений структуры наплавленного слоя является наличие в объеме кристаллитов боридов железа большого количества изгибных экстинкционных контуров (рис. 7, а, контуры указаны стрелками). Наличие изгибных экстинкционных контуров, как отмечалось выше, указывает на формирование в материале внутренних полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению кристаллической решетки материала [19 – 21, 24]. Источниками полей напряжений (концентраторами напряжений) являются в исследуемом материале границы раздела кристаллитов боридов железа и α-фазы, внутрифазные границы (границы раздела кристаллитов боридов железа и пластин мартенсита). В отдельных случаях в объеме кристаллитов боридов железа выявляются микродвойники (рис. 7, б).

Таким образом, методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выявлено формирование в наплавленном слое многофазной поликристаллической структуры эвтектического типа,

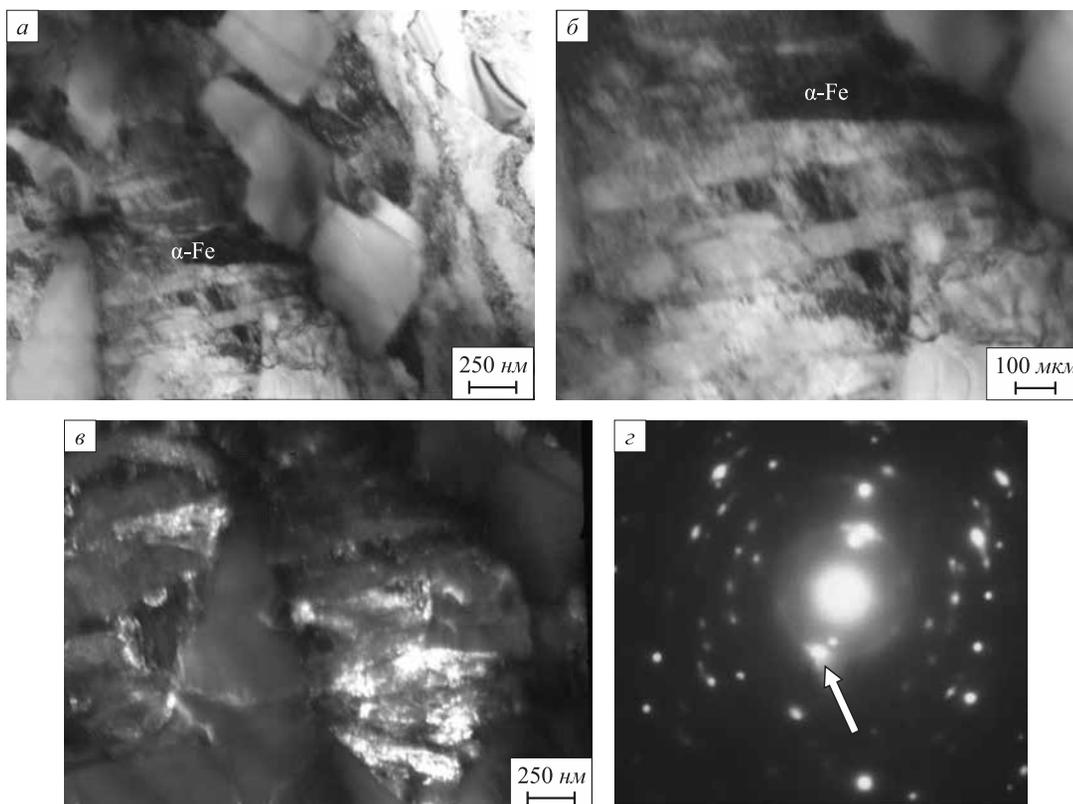


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры  $\alpha$ -фазы при наплавке проволокой с концентрацией бора 6,5 %:  $a, b$  – светлое поле;  $c$  – темное поле, полученное в рефлексе  $[110]$   $\alpha$ -Fe;  $d$  – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 4. Electron microscope image of  $\alpha$ -phase structure at welding by wire with boron concentration of 6.5 %:  $a, b$  – light fields;  $c$  – a dark field produced in reflection  $[110]$   $\alpha$ -Fe;  $d$  – microelectron diffraction pattern, the arrow designate the reflection of dark field production

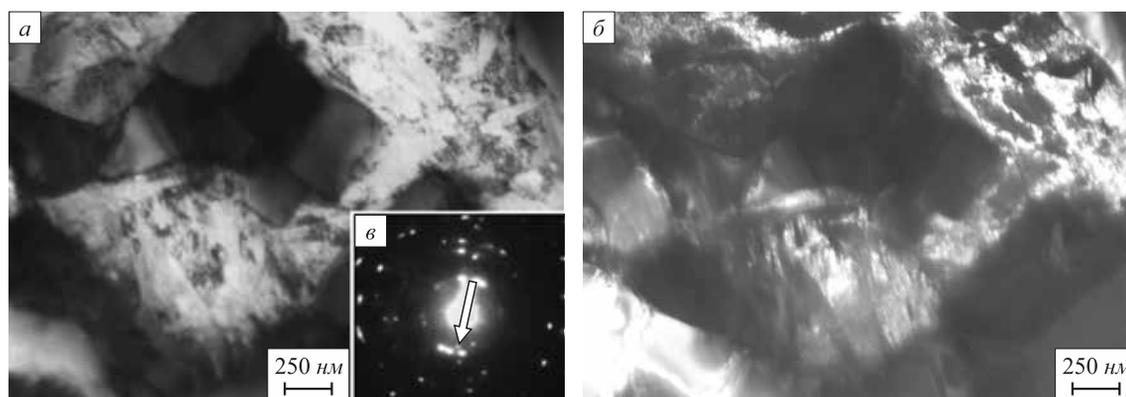


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 6,5 %:  $a$  – светлое поле;  $b$  – темное поле, полученное в рефлексах  $[1410]$   $B_8C$  +  $[110]$   $\alpha$ -Fe +  $[211]$  FeB;  $c$  – микроэлектроннограмма (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле)

Fig. 5. Electron microscope image of structure of layer welded on steel with the wire with boron concentration 6.5 %:  $a$  – light field;  $b$  – dark field produced in reflection  $[1410]$   $B_8C$  +  $[110]$   $\alpha$ -Fe +  $[211]$  FeB;  $c$  – microelectron diffraction pattern, the arrow designate the reflection of dark field production

основными фазами которой являются бориды железа и  $\alpha$ -фаза. Повышение концентрации атомов бора в наплавленном слое от 4,5 до 6,5 % (по массе) сопровождается увеличением размеров областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза;  $\alpha$ -фаза имеет структуру пакетного мар-

тенсита, характеризующуюся ультрамелким (в пределах до 100 нм) поперечным размером кристаллов. В объеме и на границах кристаллов мартенсита присутствуют наноразмерные частицы карбидов бора и железа. Наплавленный слой находится в упругонапряженном

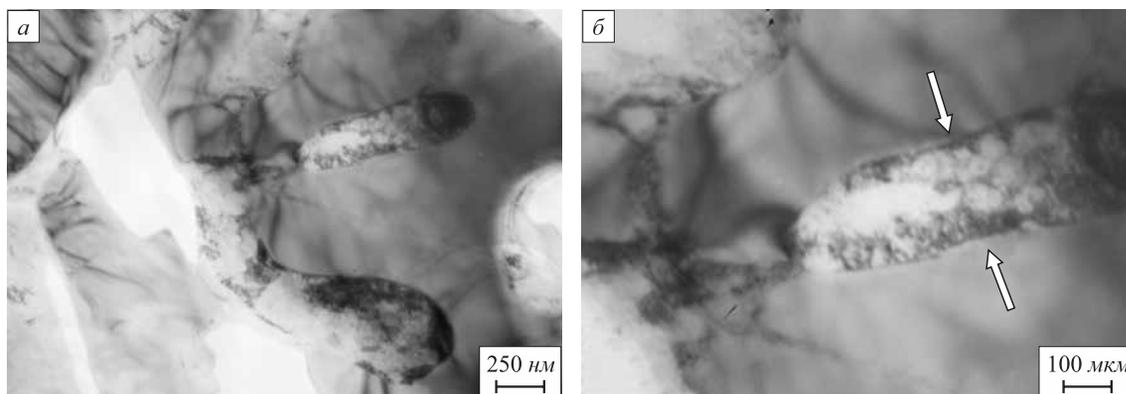


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры слоя, наплавленного на сталь проволокой с концентрацией бора 6,5 %

Fig. 6. Electron microscope image of dislocation structure of layer welded on steel by wire with boron concentration of 6.5 %

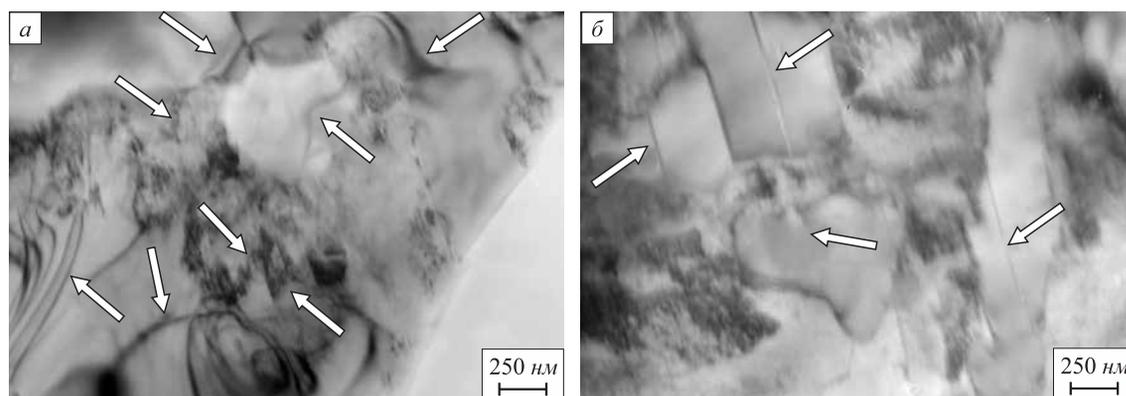


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение изгибных экстинкционных контуров в слое, наплавленном проволокой с концентрацией бора 6,5 %

Fig. 7. Electron microscope image of bend extinction contours in the layer welded on by wire with boron concentration of 6.5 %

состоянии, о чем свидетельствуют присутствующие на электронно-микроскопических изображениях кристаллитов боридов железа и пакетов мартенсита изгибные контуры экстинкции. Концентраторами напряжений являются межфазные (границы раздела кристаллитов бора и зерен  $\alpha$ -фазы) и внутрифазные (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границы.

## Выводы

В исходном состоянии сталь Хардокс 450 имеет структуру отпущенного пакетного мартенсита, в объеме и по границам которого расположены частицы цементита. Скалярная плотность дислокаций, распределенных хаотически или формирующих сетчатую субструктуру, составляет  $6,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Наплавленный на сталь Хардокс 450 борсодержащими проволоками слой характеризуется высокой микротвердостью, превышающей микротвердость основы более чем в два раза. При анализе политермических сечений в системе Fe–C–B выявлено, что быстрое охлаждение из жидко-

го состояния сплавов будет способствовать образованию многофазных структурных состояний. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что причиной высокой микротвердости поверхностных слоев является: во-первых, формирование структуры эвтектического типа, образованной кристаллитами боридов железа и зернами  $\alpha$ -фазы со структурой пакетного мартенсита, характеризующейся ультрамалым (в пределах до 100 нм) поперечным размером кристаллов и высокой (до  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) скалярной плотностью дислокаций; во-вторых, присутствие в объеме и на границах кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов бора и железа; в-третьих, высокий уровень кривизны кручения кристаллической решетки боридов железа и зерен  $\alpha$ -фазы, обусловленный контактными напряжениями, которые формируются вдоль межфазных (границы раздела кристаллитов боридов железа и зерен  $\alpha$ -фазы) и внутрифазных (границы раздела боридов железа и кристаллов мартенсита в пакете) границ. Установлено, что увеличение концентрации бора в наплавочной проволоке (в пределах от 4,5 до 6,5 % (по массе)) сопровождается значимым (в 1,2 – 1,5 раза)

повышением микротвердости наплавленного слоя. Одной из причин этого является увеличение размеров (и, соответственно, относительного содержания) областей боридов железа в 1,5 – 2,0 раза.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gromov V.E., Kapralov E.V., Raikov S.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Structure and properties of the wear-resistant coatings fused on steel with flux cored wires by an electric arc method // *Progress in Physics of Metals*. 2014. Vol. 15. No. 4. P. 213 – 234.
- Райков С.В., Капралов Е.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. Строение по глубине износостойкого покрытия, полученного электродуговым методом на стали // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 2. С. 121 – 126.
- Raykov S.V., Kapralov E.V., Vaschuk E.S., et al. Structure of the Surface Layer of a Wear-Resistant Coating after Treatment with a High-Intensity Electron Beam // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015. Vol. 9. No. 5. P. 934 – 938.
- Kumar C.S.S.R. (Ed.) *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
- Barry Carter C., David B. *Transmission Electron Microscopy*. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
- Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy (An Introduction to TEM, SEM, and AEM)*. Second Edition. – Springer International Publishing Switzerland, 2016. – 191 p.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1-3.
- Villars P., Calvert L.D. *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. Vols. 1-3. – Ohio: Metals Park, 1986. – 3258 p.
- Rogl P.F., Vrestal J., Tanaka T., Takenouchi S. The B-rich side of the B–C phase diagram // *Calphad*. 2014. Vol. 44. P. 3 – 9.
- Khan Y., Wibbeke H. Formation of the  $\tau$ -Phase in the Fe-B Alloys // *Z. Metallkd.* 1991. Vol. 82. No. 9. P. 703 – 705.
- Rogl P. The System B-N-Fe. – In book: *Phase Diagrams of Ternary Boron Nitride and Silicon Nitride Systems* / P. Rogl, J.C. Schuster eds. – ASM, Materials Park, OH, 1992. P. 33 – 36.
- Zhang Y.D., Budnick J.L., Sanchez, Hines W.A., Yang D.P., Livingston J.D. NMR-studies in Orthorhombic  $Fe_3B_{1-x}C_x$  ( $0.1 \leq x \leq 0.4$ ) // *Journal of Applied Physics*. 1987. Vol. 61. No. 8. P. 4358 – 4360.
- Lentz J., Röttger A., Theisen W. Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 99. P. 119 – 129.
- Borlera M.L., Pradelli G. On the System Fe-B-C (in Italian) // *La Metallurgia Italiana*. 1968. Vol. 60. No. 3. P. 140 – 146.
- Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
- Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСИС, 1997. – 336 с.
- Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Электронно-микроскопический анализ мартенситной фазы стали 38ХН3МФА // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1991. № 8. С. 38 – 41.
- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, Н.А. Конева. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
- Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // *Изв. вуз. Физика*. 1982. № 8. С. 3 – 14.
- Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнейшие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты. – В кн.: *Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела*. Сб. трудов международной конференции. – Томск: ТГУ, 1990. С. 83 – 93.
- Иванов Ю.Ф. Исследование дислокационной субструктуры кристаллов мартенситной фазы конструкционных сталей, подвергнутых различным режимам термической обработки. – В кн.: *Сб. трудов «Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов»*. – Томск: ТГУ, 1992. С. 52 – 59.
- Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.

Поступила в редакцию 25 февраля 2019 г.

После доработки 11 марта 2019 г.

Принята к публикации 4 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, PP. 613–620.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF LAYER, SURFACED ON HARDOX 450 STEEL BY BORON CONTAINING WIRE

*Yu.F. Ivanov<sup>1,2</sup>, V.E. Gromov<sup>3</sup>, D.A. Romanov<sup>3</sup>, A.A. Klopotov<sup>4</sup>, Yu.A. Rubannikova<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Institute of High Current Electronics, SB RAS, Tomsk, Russia

<sup>2</sup>National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

<sup>3</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

<sup>4</sup>V.D. Kuznetsov Siberian Physics and Technics Institute (SPTI TSU), Tomsk, Russia

**Abstract.** Analysis of structure phase states and properties of the layers formed on HARDOX 450 low alloy steel by welded-on wires with boron content of 4.5 and 6.5 % wt. was made by the methods of modern physical material science. In the initial state HARDOX 450 steel has the structure of tempered martensite, in the volume and along the boundaries of crystals of it the cementite particles are located. The particles located in the volume have acicular shape and those along

boundaries are mainly round. The presence of extinction bend contours has been revealed, indicative of the curvature torsion of crystal lattice of martensite crystals. Scalar density of chaotically located dislocations and forming the netlike substructure is  $6.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . The layer welded on HARDOX 450 steel has microhardness increasing by more than two-fold that of the base. Analysis of state diagrams of Fe–C, Fe–B, B–C systems and polythermal cross-sections in Fe–C–B system has shown that the rapid cooling of  $Fe_{23}C_6$ – $Fe_{23}B_6$  alloys from liquid state would facilitate the formation of multiphase structural states. It is stated by the methods of transmission electron diffraction microscopy that the reasons for the high microhardness level of the surface layers are the following: formation of iron borides and crystals of ultrafine-dispersion (up to 100 nm) packet martensite with high level ( $\sim 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ ) of scalar density of dislocations; presence of nanodimensional particles of iron and boron carbides in the volume and on the boundaries of martensite crystals; high level of curvature torsion of crystal lattice of iron borides

and  $\alpha$ -phase grains, caused by the internal stress fields along interphase (interface of iron boride crystals and  $\alpha$ -phase grains) and intraphase boundaries (interface of iron borides and martensite crystals packet). Increase in boron concentration from 4.5 to 6.5 % is accompanied by the sufficient increase (by 1.2 – 1.5 times) in hardness of welded layer. It is caused by the increase of dimensions and relative content of iron boride regions by 1.5 – 2.0 times.

**Keywords:** welding, boron containing wire, structure, microhardness, phase composition.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-613-620

## REFERENCES

- Gromov V.E., Kapralov E.V., Raikov S.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Structure and properties of the wear-resistant coatings fused on steel with flux cored wires by an electric arc method. *Progress in Physics of Metals*. 2014, vol. 15, no. 4, pp. 213–234.
- Raikov S.V., Kapralov E.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Depth structure of wear resistant coating on steel obtained by electric arc method. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 2, pp. 121–126. (In Russ.).
- Raykov S.V., Kapralov E.V., Vaschuk E.S., etc. Structure of the surface layer of a wear-resistant coating after treatment with a high-intensity electron beam. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015, vol. 9, no. 5, pp. 934–938.
- Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. Kumar C.S.S.R. ed. New York: Springer, 2014, 717 p.
- Barry Carter C., David B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
- Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy (An Introduction to TEM, SEM, and AEM)*. 2<sup>nd</sup> ed. Springer International Publishing Switzerland, 2016, 191 p.
- Diagrammy sostoyaniya dvoynkh metallicheskikh sistem* [State diagrams of double metallic systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996 – 2000, vols. 1-3. (In Russ.).
- Villars P., Calevrt L.D. *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. Vols. 1-3. Ohio: Metals Park, 1986, 3258 p.
- Rogl P.F., Vrestal J., Tanaka T., Takenouchi S. The B-rich side of the B–C phase diagram. *Calphad*. 2014, vol. 44, pp. 3–9.
- Khan Y., Wibbeke H. Formation of the  $\tau$ -Phase in the Fe-B Alloys. *Z. Metallkd*. 1991, vol. 82, no. 9, pp. 703–705.
- Rogl P. The System B-N-Fe. In: *Phase Diagrams of Ternary Boron Nitride and Silicon Nitride Systems*. Rogl P., Schuster J.C. eds. ASM, Materials Park, OH, 1992, pp. 33–36.
- Zhang Y.D., Budnick J.I., Sanchez, Hines W.A., Yang D.P., Livingston J.D. NMR-studies in orthorhombic  $\text{Fe}_3\text{B}_{1-x}\text{C}_x$  ( $0.1 \leq x \leq 0.4$ ). *Journal of Applied Physics*. 1987, vol. 61, no. 8, pp. 4358–4360.
- Lentz J., Röttger A., Theisen W. Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. *Acta Materialia*. 2015, vol. 99, pp. 119–129.
- Borlera M.L., Pradelli G. On the System Fe-B-C. *La Metallurgia Italiana*. 1968, vol. 60, no. 3, pp. 140–146. (in Italian).
- Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L. *Struktura termicheski obrabotannoi stali* [Structure of heat treated steel]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 288 p. (In Russ.).
- Bernshtein M.L., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Steel tempering]. Moscow: MISIS, 1997, 336 p. (In Russ.).
- Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Kozlov E.V. Electron-microscopic analysis of martensitic phase of 38KhN3MFA steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1991, no. 8, pp. 38–41. (In Russ.).
- Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965, 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Howie R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
- Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Popova N.A., Konovalov S.V., Koneva N.A. *Strukturno-fazovye sostoyaniya i mekhanizmy uprochneniya deformirovannoi stali* [Structural phase states and hardening mechanisms of deformed steel]. Novokuznetsk: Poligrafist, 2016, 510 p. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 8, pp. 681–691. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. Long-range stress fields, curvature-torsion of the crystal lattice and stages of plastic deformation. Measurement methods and results. In: *Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela. Sb. trudov mezhdunarodnoi konferentsii* [New methods in physics and mechanics of a deformable solid. Proceedings of Int. Conf.]. Tomsk: TGU, 1990, pp. 83–93. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F. Dislocation substructure of martensitic phase crystals of structural steels subjected to various heat treatment modes. In: *Sb. trudov: Evolyutsiya dislokatsionnoi struktury, uprochnenie i razrushenie splavov* [Evolution of dislocation structure, hardening and destruction of alloys: Coll. of Sci. Papers]. Tomsk: TGU, 1992, pp. 52–59. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruktsionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hardened structural steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010, 174 p. (In Russ.).

**Funding.** The work was financially supported by grants of the RFBR of the Kemerovo Region as part of the research project No. 18-48-420001 p\_a, and by the RFBR grants No. 19-08-00248, No. 18-32-00075 mol\_a.

### Information about the authors:

**Yu.F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)

**V.E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)

**D.A. Romanov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (romanov\_da@physics.sibsiu.ru)

**A.A. Klopotov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Research Associate (klopotovaa@tsuab.ru)

**Yu.A. Rubannikova**, MA Student of the Chair of Science named after V.M. Finkel (rubannikova96@mail.ru)

Received February 25, 2019

Revised March 11, 2019

Accepted April 4, 2019

УДК 621.891

## ОБ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЬСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ\*

**Фадин В.В.**, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник (fvv@ispms.tsc.ru)  
**Колубаев А.В.**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (kav@ispms.ru)  
**Алеутдинова М.И.**, к.т.н., научный сотрудник (aleut@ispms.tsc.ru)

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

**Аннотация.** Изучена взаимосвязь механизмов разрушения поверхностного слоя порошковых композитов и элементных составов их первичных структур в экстремальных условиях трения. Экстремальные условия заданы скольжением под высоким (более 100 МПа) давлением в граничной смазке или сухим скольжением под электрическим током высокой (более 100 А/см<sup>2</sup>) плотности. Это вызывало пластическую деформацию поверхностных слоев и их разрушение вследствие малоциклового усталости. Высокая износостойкость материалов в таких условиях должна быть достигнута за счет удовлетворительной релаксации напряжений в поверхностных слоях. Предполагается, что напряжения должны быть релаксированы за счет локальной пластической деформации в окрестности возникающих концентраторов напряжений. Легкость пластической деформации (и релаксации) должна быть обеспечена за счет снижения легирования структурных составляющих композитов (т.е. отсутствия твердых растворов). Композиты составов Cu – сталь (сплав) – TiC, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с одновременным прессованием горячей шихты, имели сильную адгезию в скользящем контакте и проявили низкую износостойкость при граничном трении под высокими давлениями. Отсутствие твердых растворов в первичной структуре композита Cu – Fe – TiC соответствовало высокой износостойкости вследствие отсутствия адгезии в контакте и легкой релаксации напряжений. Композиты составов Cu – сталь – графит, изготовленные спеканием в вакууме, проявили сильную адгезию в сухом скользящем электрическом контакте и низкую износостойкость вследствие высокого содержания легирующих элементов. Отсутствие растворов в композите состава Cu – Fe – графит обусловило отсутствие адгезии в контакте и соответствующую высокую износостойкость. Кроме того, напряжения в поверхностном слое релаксировались также путем образования оксида FeO в контактном пространстве при скольжении с токоосъемом. Композиты, содержащие твердые растворы, были не способны к образованию оксида FeO на поверхности скольжения. Это было дополнительной причиной реализации низкой износостойкости. Отмечено, что твердые растворы вызывали снижение теплопроводности поверхностного слоя. Это приводило к увеличению градиентов температуры на поверхности скольжения и к соответствующему ускорению разрушения зоны трения.

**Ключевые слова:** экстремальные условия трения, высокое контактное давление, скользящий электроконтакт, разрушение поверхностного слоя, релаксация напряжений, твердый раствор.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-621-626

### ВВЕДЕНИЕ

Известно [1], что высокая износостойкость обусловлена высокой усталостной прочностью поверхностного слоя. Максимальная прочность реализуется в условиях многоциклового усталости. Это достигается, в первую очередь, за счет повышения предела текучести поверхностного слоя разными способами (легированием, наплавкой и т.п.) [2 – 5]. Упрочнение материалов твердыми фазами может увеличить усталостную прочность только в некоторых случаях [6, 7]. Применение сплавов со сложным элементным составом не всегда может быть убедительно обосновано [8, 9]. Для всех этих материалов следует задавать режим трения, не вызывающий сильного падения твердости контактного слоя из-за повышения температуры поверхности скольжения. Но в некоторых условиях эксплуатации происходит неизбежная пластическая деформация по-

верхностного слоя и он разрушается в условиях малоциклового усталости. Такие условия трения следует считать экстремальными для данного применяемого материала.

В общем случае пластическая деформация является способом релаксации напряжений [10, 11]. Легкая релаксация напряжений не приводит к значительному уменьшению размеров зерен в первичной структуре и материал разрушается при высокой степени деформации. Пластичность материалов задается его структурой (элементным и фазовым составами, напряженным состоянием и т.п.). Высокая пластичность должна обеспечить легкую релаксацию напряжений в окрестности возникающих концентраторов напряжений. Усложнение структуры путем легирования, введения твердых фаз или деформационных дефектов вызывает уменьшение пластичности [12]. Это означает снижение способности релаксировать напряжения за счет локальной пластической деформации и должно снижать усталостную прочность материала. Такая за-

\* Работа выполнена в рамках ПФНИ ГАН на 2013 – 2020 гг., направление III.23.

кономерность наблюдалась на многих материалах при низких  $\left(\frac{\partial \varepsilon}{\partial t} < 10^{-1} \text{ с}^{-1}\right)$  скоростях деформации. Однако в общем случае зависимость усталостной прочности от концентрации дефектов может иметь максимум или эта зависимость отсутствует [13].

Микрообъемы, прилегающие к поверхности скольжения, испытывают заметно более высокие механические и тепловые нагрузки (относительная скорость сдвига до  $10^6 \text{ с}^{-1}$ , мощность импульса  $10^5 \div 10^6 \text{ Вт/см}^2$  и т.п.) [14]. Если материал поверхностного слоя пластичен, то локальные напряжения должны релаксироваться легко и должна проявляться высокая износостойкость. Поэтому следует ожидать, что первичная структура со сложным составом не способна эффективно релаксировать напряжения в зоне экстремального скользящего контакта и будет разрушаться, что проявится как высокий износ. Эти общие соображения следует принимать как предположение, которое необходимо экспериментально проверить. Экстремальные условия трения можно задать любым видом внешнего воздействия, например, высоким давлением, высокой скоростью скольжения, высокой плотностью тока, отсутствием смазки и т.п. Порошковые композиты могут служить моделями для экспериментов в этом направлении.

Целью настоящей работы является изучение взаимосвязи первичной структуры металлических композитов и их износостойкости при скольжении под высоким контактным давлением или при высокой плотности тока.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Композиты (1 – 3) для трения под высоким давлением были изготовлены методом прессования в волне технологического горения [15]. Их теплопроводности ( $\lambda$ ) и твердость по Виккерсу (HV) определены по стандартным методикам и приведены в таблице. Скольжение с граничной смазкой при давлениях  $p = 40 \div 190 \text{ МПа}$  со скоростью  $v = 0,5 \text{ м/с}$  проведены по схеме торцевого уплотнения и по схеме вал – плоские колодки. Контртелом служил стеллит 3В16К.

Композиты (4 – 6) для скольжения с высокой плотностью тока получены спеканием в вакууме при температуре  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. Их теплопроводности, удельное электросопротивление ( $\rho$ ) и твердость по

Бринеллю (HB) определены по стандартным методикам и приведены в таблице. Изображения поверхностей скольжения получены с помощью оптического микроскопа Neophot-21. Фазовые составы поверхностных слоев определены на дифрактометре ДРОН-3. Скольжение проведено по схеме pin-on-ring при давлении  $p = 0,13 \text{ МПа}$  со скоростью  $5 \text{ м/с}$  без смазки под воздействием переменного тока, перпендикулярного поверхности скольжения. Контртелом служила закаленная сталь марки Ст45 (50 HRC).

### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Композит 1, содержащий сталь Гадфильда (13 % Mn), проявляет высокую адгезию к контртелу (рис. 1, а). Наблюдаются смещения больших объемов поверхностного слоя, характерные для состояния предразрушения. Поверхность скольжения композита 2 разрушается также вследствие адгезии, но путем неограниченного пластического течения с образованием вязких квазипериодических трещин, перпендикулярных направлению скольжения (рис. 1, б). Скольжение композита 3 происходит без явных признаков адгезии (рис. 1, в).

Усиление адгезии взаимосвязано, в первую очередь, с возрастанием температуры контакта. Под воздействием температуры и при некоторых схемах сопряжения смазка может исчезать из зоны трения и поверхностный слой будет быстро разрушен вследствие адгезии. Высокая температура контакта возникает при применении материалов с низкой теплопроводностью, которая присуща материалам со сложной структурой (сплавы, твердые растворы, интерметаллиды и т.п.). Композиты 1 и 2 содержат твердые растворы (Ni – Cr и сталь Гадфильда) и имеют низкие теплопроводности (см. таблицу), поэтому на поверхности трения возникают высокие градиенты температуры, вызывающие высокие тепловые и механические напряжения. Эти два фактора (градиент температуры и адгезия) наиболее явно способствуют разрушению поверхностного слоя, то есть его износу. Относительно высокая теплопроводность композита 3 обеспечивала удовлетворительный теплоотвод от зоны трения, что не вызывало сильной адгезии и трение происходило с низким коэффициентом трения. Различие теплопроводностей композитов вызывает различие средней температуры контакта, которая может быть оценена на основе распределения тепловых потоков из

#### Составы первичных структур и некоторые свойства композитов (Г13 – сталь Гадфильда (13 % Mn))

#### Compositions of primary structures and some properties of the composites (G13 – Hadfield steel (13 % Mn))

	Состав, % (объемн.)	$\lambda$ , Вт/(м·К)	HV, ГПа		Состав, % (объемн.)	$\lambda$ , Вт/(м·К)	HV, ГПа	$\rho \cdot 10^{-6}$ , Ом·м
1	TiC – 30 % Cu – 20 % Г13	19	7,85	4	Cu – 10 % графит – 70 % Г13	24	1,70	1,00
2	TiC – 30 % Cu – 20 % (Co, Ni – Cr)	22	3,20	5	Cu – 10 % графит – 70 % (TiC, Cu, Г13)	28	1,14	0,32
3	TiC – 30 % Cu – 20 % Fe	44	6,20	6	Cu – 10 % графит – 70 % Fe	72	1,22	0,16



Рис. 1. Изношенные поверхности СВС-композигов составов TiC – Cu – Г13 (а), TiC – Cu – (Co, Ni – Cr) (б) и TiC – Cu – Fe (в) после скольжения под высокими давлениями

Fig. 1. Worn surfaces of SHS composites of compositions TiC – Cu – Г13 (а), TiC – Cu – (Co, Ni – Cr) (б) and TiC – Cu – Fe (в) after sliding under high pressures

зоны трения в композит и контртело без учета износа в виде  $f\dot{p}v = \lambda_1 \text{grad}T_1 + \lambda_2 \text{grad}T_2$ . Средняя температура  $T_s$  контактов композитов зависит от схемы сопряжения. Например, в схеме сопряжения типа торцевое уплотнение (торцы колец) зона трения композита 2 нагревается до расчетных температур  $T_s > 1500$  К. Зона трения композита 3 нагревается до  $T_s < 700$  К. Очевидно, что в схемах сопряжения с более высоким теплоотводом температура контакта будет ниже. Адгезия в контактах композитов 1 и 2 приводила к их более интенсивному износу в сравнении с износом композита 3. Это означает, что применение материалов, содержащих твердые растворы, не является целесообразным в тяжелых условиях трения. Справедливость этого утверждения видна также при сравнении стойкости опорных подшипников буровых долот. Опорные подшипники имели конструкцию типа матрица – твердый наполнитель, где матрицей служил псевдосплав железо + бронза БрОС-8-12. Композиты 1 и 3 служили как экспериментальные наполнители. Стеллит ЗВ16К служил как промышленный наполнитель. Было показано, что стойкость буровых долот, содержащих наполнитель 3, в два раза выше работоспособности композита с наполнителем 1. Следует упомянуть, что стойкость долот с наполнителем 3 находилась на уровне стойкости промышленных долот с наполнителем из стеллита ЗВ16К. Из приведен-

ных данных видно, что твердые растворы в первичной структуре затрудняют релаксацию напряжений в зоне контакта, приводят к повышению температуры контакта, к соответствующему быстрому исчезновению смазки в контакте и к активации адгезии. Кроме того, низкая теплопроводность в присутствии твердых растворов вызывает также рост градиентов температуры в контакте.

Сухое скольжение материалов под воздействием электрического тока сопровождается высокими импульсами температуры в пятнах контакта. Это обычно усиливает адгезию [16]. Видно (рис. 2, а), что композит 4, содержащий сталь Гадфильда, изнашивается по адгезионному механизму. Аналогичный вид изношенной поверхности имеет композит 5, основой которого служит СВС-композит 1 (СВС – самораспространяющийся высокотемпературный синтез) (см. таблицу). Интенсивность изнашивания этих композитов имеет высокие значения [17]. Поверхность скольжения композита 6 деформируется по механизму вязкой жидкости (рис. 2, б) и разрушается с низкой интенсивностью без явных признаков адгезии. Различие механизмов изнашивания должно быть обусловлено, в первую очередь, состоянием поверхности скольжения. Известно [18], что отсутствие окислов на поверхности скольжения без смазки под током приводит к адгезии. Поверхностный

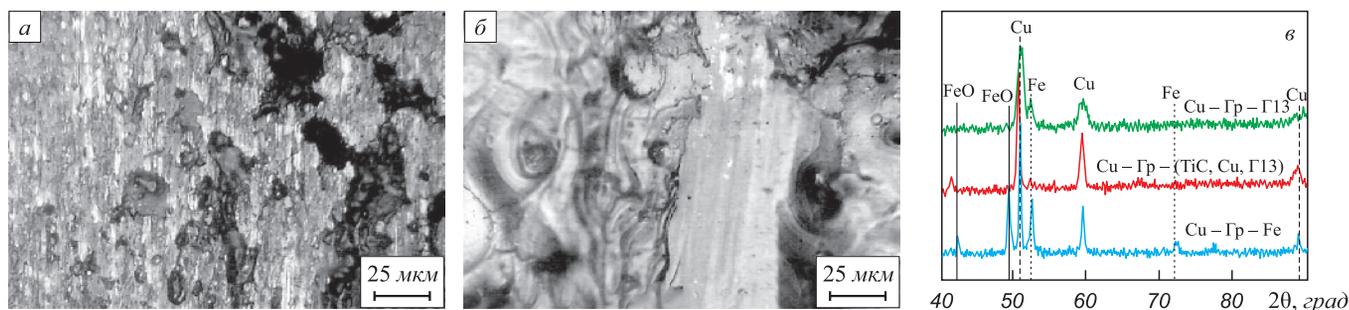


Рис. 2. Изношенные поверхности композитов Cu – графит-Г13 (а), Cu – графит – Fe (б) и рентенограммы поверхностных слоев композитов (в)

Fig. 2. Worn surfaces of composites Cu – graphite-G13 (а), Cu – graphite – Fe (б) and XRD pattern of the composites surface layers (в)

слой композитов 4 и 5 не содержит окислов (рис. 2, в) и это активизирует адгезию. Тогда возникают высокие напряжения в зоне контакта. Присутствие оксида FeO на поверхности скольжения композита 6 приводит к отсутствию признаков адгезии, то есть оксид FeO выполняет функцию смазки и высокие напряжения не возникают (релаксируются с помощью оксида FeO). Кроме того, плавление поверхности трения обеспечивает дополнительную релаксацию напряжений [19, 20].

Из приведенных данных видно, что теплопроводность является параметром первичной структуры, который оказывает сильное влияние на прочность поверхностного слоя при трении. Твердость и другие механические свойства первичной структуры не играют заметной роли. Снижение теплопроводности и соответствующее усиление адгезии обусловлено, в первую очередь, существованием твердых растворов в первичной структуре. Это приводит к соответствующему резкому повышению температуры в пятнах контакта, к уменьшению предела текучести материала в пятнах контакта и к высоким механическим напряжениям. Релаксация этих напряжений возможна путем локальной пластической деформации в зоне возникновения концентраторов напряжений. Но твердые растворы или присутствие нескольких фаз в поверхностном слое препятствуют быстрой пластической деформации и не допускают легкую релаксацию напряжений. Следует учесть, что в зоне трения уменьшаются размеры элементов структуры и возможно появление нанокристаллического контактного слоя [21]. Иногда образуются новые соединения за счет химических реакций или за счет перемешивания атомов и, в общем случае, поверхностный слой является композитом. Структурные составляющие такого композита, содержащие твердые растворы (например, микрочастицы стали 110Г13), релаксируют напряжения за счет образования магистральной трещины и последующего выхода фрагмента разрушения в контактное пространство в виде возможной частицы износа. Для обобщения следует отметить, что обычно твердые растворы снижают пластичность основы материала и повышают предел текучести [12]. Это значит, что твердые растворы упрочняют основной металл и одновременно снижают его способность к релаксации напряжений. Это упрочнение приводит к сдвиговой неустойчивости поверхностного слоя на макромасштабном уровне и к его ускоренному разрушению в экстремальных условиях трения при высоких давлениях. Поэтому следует ожидать, что упрочнение первичной структуры твердыми растворами приведет к ускоренному разрушению поверхностного слоя в условиях динамического внешнего воздействия трением. Твердые растворы вызывают также увеличение удельного электросопротивления первичной структуры и, соответственно, увеличение электросопротивления зоны трения. Поэтому прохождение электрического тока приведет к повышенному выделению теплоты

в таком контакте и к увеличению градиентов температуры, что значительно усилит интенсивность разрушения поверхностного слоя [19, 20]. Следовательно, для обеспечения высокой прочности поверхностных слоев композитов, содержащих стали, при нагружении их граничным трением под экстремально высоким контактным давлением или при нагружении их скольжением под электрическим током экстремально высокой плотности необходимы пластичные стали, способные легко релаксировать напряжения в окрестности возникающих концентраторов напряжений путем пластических микросдвигов. Наиболее просто это выполняется в случае применения железа.

## Выводы

Порошковые СВС-композиты составов Cu – TiC – сталь проявляют высокую износостойкость при граничном трении под высоким (более 100 МПа) контактным давлением в случаях, когда связка Cu – сталь способна легко релаксировать напряжения путем локальной пластической деформации в контактном слое и при отсутствии адгезии в контакте. Это является возможным при низком содержании легирующих элементов в стали и меди или при применении железа в связке.

Порошковые спеченные композиты составов Cu – графит – сталь проявляют высокую износостойкость при сухом трении под электрическим током высокой плотности в случаях, когда сталь и медь имеют низкое содержание легирующих элементов, отсутствует адгезия, в контактном пространстве образуется оксид FeO и релаксация напряжений происходит за счет локального плавления поверхности скольжения.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombatov V.S. Friction and Wear. Calculation Methods. – New York: Pergamon Press, 1982. – 450 p.
2. Ulutan M., Celik O.N., Gasan H., Er U. Effect of Different Surface Treatment Methods on the Friction and Wear Behavior of AISI 4140 Steel // J. Mater. Sci. Technol. 2010. Vol. 26. No. 3. P. 251 – 257.
3. Kato H., Todaka Y., Umamoto M., Haga M., Sentoku E. Sliding wear behavior of sub-microcrystalline pure iron produced by high-pressure torsion straining // Wear. 2015. Vol. 336-337. P. 58 – 68.
4. Bansa D.G., Eryilmaz D.G., Blau P.J. Surface engineering to improve the durability and lubricity of Ti-6Al-4V alloy // Wear. 2011. Vol. 271. No. 9. P. 2006 – 2015.
5. Blau P.J. Friction Science and Technology – From Concepts to Applications. – Boca Raton, FL: Taylor and Francis CRC Press, 2008. – 405 p.
6. Rajkumar K., Aravindan S. Tribological performance of microwave sintered copper-TiC-graphite hybrid composites // Tribology International. 2011. Vol. 44. No. 4. P. 347 – 358.
7. Çelikyürek I., Körpe N.Ö., Ölçer Tuğba, Gürler R. Microstructure, Properties and Wear Behaviors of (Ni<sub>3</sub>Al)<sub>p</sub> Reinforced Cu Matrix Composites // J. Mater. Sci. Technol. 2011. Vol. 27. No. 10. P. 937 – 943.

8. Wang X., Wei X., Hong X., Yang J., Wang W. Formation of sliding friction-induced deformation layer with nanocrystalline structure in T10 steel against 20CrMnTi steel // *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 280. P. 381 – 387.
9. Fang Y.L., Wang H.M. High-temperature sliding wear resistance of a ductile metal-toughened Cr13Ni5Si2 ternary metal silicide alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2007. Vol. 433. P. 114 – 119.
10. Glezer A.M., Metlov L.S. Physics of megaplastic (severe) deformation in solids // *Physics of the Solid State*. 2010. Vol. 52. No. 6. P. 1162 – 1169.
11. Egorushkin V.E., Panin V.E., Panin A.V. Influence of Multiscale Localized Plastic Flow on Stress-Strain Patterns // *Phys. Mezomech*. 2015. Vol. 18. No. 1. P. 8 – 12.
12. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.
13. Biermann H., Beyer G., Mughrabi H. Low-cycle fatigue of a metal-matrix composite: Influence of pre-straining on the fatigue life // *Materials Science and Engineering: A*. 1997. Vol. 234-236. P. 198 – 201.
14. Тушинский Л.И., Потеряев Ю.П. Проблемы материаловедения в трибологии. – Новосибирск: НЭТИ, 1991. – 64 с.
15. Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova M.I. Friction of Composites Based on Titanium Carbide Produced by the Process Combustion Method // *Journal of Friction and Wear*. 2011. Vol. 32. No. 6. P. 608 – 613.
16. Braunovich M., Konchits V.V., Myshkin N.K. *Electrical contacts. Fundamentals, Applications and Technology*. – London, New York: CRC Press, 2006. – 639 p.
17. Алеутдинова М.И. Характеристики зоны контакта металлических композитов в условиях сухого трения и протекания электрического тока // *Вопросы материаловедения*. 2012. Т. 70. № 2. С. 102 – 108.
18. Богданович П.Н., Прушак В.Я. Трение и износ в машинах. Учеб. для вузов. – Минск: Высшая школа, 1999. – 374 с.
19. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Potekaev A.I., Kulikova O.A. The surface layer states in metallic materials subjected to dry sliding and electric current // *Russian Physics Journal*. 2017. Vol. 60. No. 5. P. 908 – 914.
20. Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Характеристики сухого скользящего электроконтакта металлов в условиях катастрофического изнашивания // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 2. С. 103 – 108.
21. Сарычев В.Д., Громов В.Е., Невский С.А., Низовский А.И., Коновалов С.В. Формирование нанослоев за счет развития гидродинамических неустойчивостей при внешних энергетических воздействиях // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 10. С. 679 – 687.

Поступила в редакцию 17 июня 2019 г.

После доработки 1 июля 2019 г.

Принята к публикации 3 июля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 621–626.

## ON WEAR RESISTANCE OF STEEL-CONTAINING COMPOSITES UNDER EXTREME FRICTION CONDITIONS

*V.V. Fadin, A.V. Kolubaev, M.I. Aleutdinova*

**Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia**

**Abstract.** The interrelation between the mechanisms of surface layer deterioration of powder composites and the elemental compositions of their primary structures under extreme conditions of friction was studied. Extreme conditions were set by sliding under high pressure (higher 100 MPa) in boundary lubrication or by dry sliding under high density electric current (higher 100 A/cm<sup>2</sup>). It caused plastic deformation of the surface layers and their deterioration due to low-cycle fatigue. High wear resistance of materials in such conditions should be achieved due to satisfactory stress relaxation in the surface layers. It was suggested that stresses should be relaxed due to local plastic deformation in vicinity of the emerging stress concentrators. The ease of plastic deformation (and ease of relaxation) should be ensured by reducing the doping of the composites structural components, i.e. due to the lack of solid solutions. It was shown that the composites having the Cu – steel (alloy) – TiC compositions obtained by the method of self-propagating high-temperature synthesis with simultaneous pressing of the burning charge had strong adhesion in the sliding contact and showed low wear resistance under high pressures boundary friction. The absence of solid solutions in the primary structure of the Cu – Fe – TiC composite corresponded to high wear resistance due to the absence of adhesion in the contact and easy stress relaxation. Composites of Cu – steel-graphite compounds, made by sintering in vacuum, showed strong adhesion in a dry sliding electrical contact and low wear resistance due to the high content of alloying elements. It was noted that the absence of solutions in the composite composition of Cu – Fe – graphite caused the absence of adhesion in contact and the corresponding high wear resistance. In addition, stresses in the surface layer were also relaxed by the formation of FeO oxide in the contact space during sliding with the current

collector. Composites containing solid solutions were not capable of forming FeO oxide on the sliding surface. It was an additional reason for the low wear resistance realization. It was noted that solid solutions caused a decrease in the thermal conductivity of the surface layer. Therefore, it led to an increase in temperature gradients on the sliding surface and to a corresponding acceleration of the friction zone deterioration.

**Keywords:** extreme friction conditions, high contact pressure, sliding electrical contact, surface layer deterioration, stress relaxation, catastrophic wear, solid solution.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-621-626

### REFERENCES

1. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. *Friction and Wear. Calculation Methods*. New York: Pergamon Press, 1982, 450 p.
2. Ulutan M., Celik O.N., Gasan H., Er U. Effect of different surface treatment methods on the friction and wear behavior of AISI 4140 steel. *J. Mater. Sci. Technol.* 2010, vol. 26, no. 3, pp. 251–257.
3. Kato H., Todaka Y., Umamoto M., Haga M., Sentoku E. Sliding wear behavior of sub-microcrystalline pure iron produced by high-pressure torsion straining. *Wear*. 2015, vol. 336-337, pp. 58–68.
4. Bansa D.G., Eryilmaz D.G., Blau P.J. Surface engineering to improve the durability and lubricity of Ti–6Al–4V alloy. *Wear*. 2011, vol. 271, no. 9, pp. 2006–2015.
5. Blau P.J. *Friction Science and Technology—From Concepts to Applications*. Boca Raton, FL: Taylor and Francis CRC Press, 2008, 405 p.
6. Rajkumar K., Aravindan S. Tribological performance of microwave sintered copper–TiC–graphite hybrid composites. *Tribology International*. 2011, vol. 44, no. 4, pp. 347–358.
7. Çelikyürek I., Körpe N.Ö., Ölçer Tuğba, Gürler R. Microstructure, Properties and Wear Behaviors of (Ni<sub>3</sub>Al)<sub>p</sub> Reinforced Cu

- Matrix Composites. *J. Mater. Sci. Technol.* 2011, vol. 27, no. 10, pp. 937–943.
8. Wang X., Wei X., Hong X., Yang J., Wang W. Formation of sliding friction-induced deformation layer with nanocrystalline structure in T10 steel against 20CrMnTi steel. *Applied Surface Science*. 2013, vol. 280, pp. 381–387.
  9. Fang Y.L., Wang H.M. High-temperature sliding wear resistance of a ductile metal-toughened Cr13Ni5Si2 ternary metal silicide alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2007, vol. 433, pp. 114–119.
  10. Glezer A.M., Metlov L.S. Physics of megaplastic (severe) deformation in solids. *Physics of the Solid State*. 2010, vol. 52, no. 6, pp. 1162–1169.
  11. Egorushkin V.E., Panin V.E., Panin A.V. Influence of multiscale localized plastic flow on stress-strain patterns. *Phys. Mezomech*. 2015, vol. 18, no. 1, pp. 8–12.
  12. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. *Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii. Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Physical basis of plastic deformation. Tutorial for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 584 p. (In Russ.).
  13. Biermann H., Beyer G., Mughrabi H. Low-cycle fatigue of a metal-matrix composite: Influence of pre-straining on the fatigue life. *Materials Science and Engineering: A*. 1997, vol. 234-236, pp. 198–201.
  14. Tushinskii L.I., Poteryaev Yu.P. *Problemy materialovedeniya v tribologii* [Materials science problems in tribology]. Novosibirsk: NETI, 1991, 64 p. (In Russ.).
  15. Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova M.I. Friction of composites based on titanium carbide produced by the process combustion method. *Journal of Friction and Wear*. 2011, vol. 32, no. 6, pp. 608–613.
  16. Braunovich M., Konchits V.V., Myshkin N.K. *Electrical contacts. Fundamentals, Applications and Technology*. London, New York: CRC Press, 2006, 639 p.
  17. Aleutdinova M.I. Characteristics of a contact zone of metal composites under dry friction and electric current passing. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, vol. 70, no. 2, pp. 102–108. (In Russ.).
  18. Bogdanovich P.N., Prushak V.Ya. *Trenie i iznos v mashinakh. Ucheb. dlya vuzov* [Friction and wear in machines. Textbook for universities]. Minsk: Vysshaya shkola, 1999, 374 p. (In Russ.).
  19. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Potekaev A.I., Kulikova O.A. The surface layer states in metallic materials subjected to dry sliding and electric current. *Russian Physics Journal*. 2017, vol. 60, no. 5, pp. 908–914.
  20. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Characteristics of dry sliding electric contact of metals in conditions of catastrophic wearing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 2, pp. 103–108. (In Russ.).
  21. Sarychev V.D., Gromov V.E., Nevskii S.A., Nizovskii A.I., Konvalov S.V. Nanolayers formation at hydrodynamic instability development under the external energy effects. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 10, pp. 679–687. (In Russ.).
- Funding.** The work was performed within the Program of fundamental scientific researches of the State Academies of Science for 2013 – 2020, direction III.23.
- Information about the authors:**
- V.V. Fadin**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (fvv@ispms.ru)
- A.V. Kolubaev**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher, Head of the Laboratory (kav@ispms.ru)
- M.I. Aleutdinova**, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate (aleut@ispms.ru)

Received June 17, 2019

Revised July 1, 2019

Accepted July 3, 2019

УДК 621.746

## РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ УДЕЛЬНЫХ ОБЪЕМОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe – C В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ТЕМПЕРАТУРЫ

*Габеляя Д.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования (digabelai@chsu.ru)*

*Кабаков З.К., д.т.н., профессор кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования (zkkabakov@chsu.ru)*

*Мащенко М.А., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования*

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

**Аннотация.** Представлена новая методика расчета температурных зависимостей удельных объемов сплавов равновесной системы Fe–C, основанная на известных расчетных и эмпирических зависимостях для определения изменения удельных объемов фаз от температуры и содержания углерода. Ранее большинство подобного рода расчетов основывалось на зависимостях С.Ф. Юрьева, которые получены для температуры ниже 1200 °С. При использовании этих формул при температурах выше 1200 °С удельный объем аустенита превышает удельный объем феррита. Однако известно, что аустенит имеет наименьший удельный объем среди всех фаз системы Fe–C. В связи с этим возникает необходимость в использовании других зависимостей, которые бы не противоречили физике процессов полиморфных и фазовых превращений в системе Fe–C. Получены общие зависимости для расчета удельных объемов сплавов отдельно для трех интервалов концентраций углерода, в которых изменения долей фаз от температуры рассчитываются по равновесной диаграмме Fe–C с использованием правила рычага. В качестве примера представлены результаты расчетного определения удельных объемов сплавов с содержанием углерода 0,05, 0,13 и 0,33 % в интервале температур 20 – 1600 °С. Выполнено сравнение представленных результатов с полученными с помощью пакета расчета фазовых диаграмм JMatPro®, на основе которого установлена адекватность предложенной расчетной методики. Разработанная методика может быть использована для расчетного определения удельных объемов сплавов, а также их плотности и коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и концентрации углерода. Полученные формулы для расчета удельных объемов позволяют корректно моделировать процессы затвердевания, охлаждения и усадки заготовок при непрерывной разливке сталей углеродистых марок с учетом эффектов фазовых превращений, а также использовать полученные результаты при настройке оборудования МНЛЗ.

**Ключевые слова:** удельный объем, плотность, фаза, усадка, линейное расширение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-627-631

### ВВЕДЕНИЕ

Удельный объем единицы вещества как величина, обратная его плотности, имеет практическое применение при термической обработке стали. Вместе с тем, используя эмпирические зависимости для расчета удельных объемов аустенита, феррита и других фаз, можно получить температурные зависимости для расчета не только удельных объемов сплавов системы Fe–C, но и их плотности.

Значения плотности сталей, необходимые для выполнения расчетных исследований, в частности, для моделирования процессов кристаллизации стали, обычно принимают в соответствии с табличными данными из справочной литературы [1 – 3]. Однако обычно приведены значения в низкотемпературном (0 – 1100 °С) интервале с шагом 100 °С. Данные для высоких температур встречаются крайне редко [2] ввиду того, что они экспериментально не определены.

### ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

Учитывая изложенное выше, в настоящей работе предложена методика расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C на основе известных [4 – 7] зависимостей для определения удельных объемов  $V(T)$  фаз при различном содержании углерода (см. таблицу).

Графики зависимости удельных объемов фаз от температуры, рассчитанных по формулам таблицы, представлены на рис. 1. Удельный объем аустенита, рассчитанный по разным формулам, имеет примерно одинаковые значения во всем диапазоне температур. Если мысленно продлить линии удельных объемов  $\delta_1$ - и  $\gamma_1$ -фаз на рис. 2 в область высоких температур (>1100 °С), тогда удельный объем аустенита окажется больше объема феррита.

При расчете по методике, представленной в работе [6], такого эффекта не наблюдается, т.е. во всем рассматриваемом интервале температур удельный объ-

Зависимости для расчета удельных объемов  $V(T)$ ,  $\text{см}^3/\text{г}$ , фаз системы Fe – C

Dependences for calculation of specific volumes  $V(T)$ ,  $\text{cm}^3/\text{g}$ , of Fe – C system phases

Фаза	Зависимость для интервала температур	
	$0 < T < T_{GS}$ [4, 5]	$T_{GS} \leq T < 1600$ °C [6]
ж	–	$V_{\text{ж}}(T) = \frac{1000}{7100 - 73[\text{C}] - (0,8 - 0,09[\text{C}])(T - 1550)}$
$\delta$	$V_{\delta}(T) = a_1 + b_1 T$	$V_{\delta}(T) = \frac{1000}{(8010,71 - 0,4724T) \left(1 + \frac{[\text{C}]}{100 - [\text{C}]}\right) (1 + 0,01343[\text{C}])^{-3}}$
$\gamma$	$V_{\gamma}(T) = a_2 + b_2 T + d[\text{C}]$	$V_{\gamma}(T) = \frac{1000}{(8105,91 - 0,5091T) \left(1 + \frac{[\text{C}]}{100 - [\text{C}]}\right) (1 + 0,008317[\text{C}])^{-3}}$
$\text{Fe}_3\text{C}$	$V_{\text{Fe}_3\text{C}}(T) = a_3 + b_3 T$	–

Примечание:  $a_1 = 0,12708$ ;  $a_2 = 0,12282$ ;  $a_3 = 0,13023$ ;  $b_1 = 5,528 \cdot 10^{-6}$ ;  $b_2 = 8,56 \cdot 10^{-6}$ ;  $b_3 = 4,88 \cdot 10^{-6}$ ;  $d = 0,00215$  [4, 5];  $T_{GS}$  – температура верхних критических точек [11, 12].

ем феррита больше, чем аустенита. Это существенно влияет на результаты расчета, приводя к противоречивым результатам. Как известно [15], аустенит имеет наименьший удельный объем среди всех фаз системы Fe–C. Так, по данным работ [16 – 20] объем  $\delta$ -фазы на 2,5 – 3,0 % больше объема  $\gamma$ -фазы.

В связи с вышеизложенным можно сделать вывод о неприменимости формул С.Ф. Юрьева в высокотемпературном интервале и некорректности их использования в работах [13, 14].

Также по графикам (рис. 1) можно проследить влияние углерода. В частности, при расчете по формулам

работы [6] удельный объем феррита для величины  $[\text{C}] = 0,33$  % выше на 0,84 %, чем для  $[\text{C}] = 0,05$  %.

Методика расчета удельных объемов сплавов от температуры и концентрации углерода для трех диапазонов значений содержания углерода (рис. 2) включает следующие формулы:

1)  $0 < [\text{C}] \leq 0,1$  %

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_{AH} \leq T < T_{AB}; \\ V_{\delta}, & T_{NH} \leq T < T_{AH}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \psi_{\gamma}), & T_{NJ} \leq T < T_{NH}; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{\text{Fe}_3\text{C}}) + V_{\text{Fe}_3\text{C}}\psi_{\text{Fe}_3\text{C}}, & T < T_P. \end{cases} \quad (1)$$

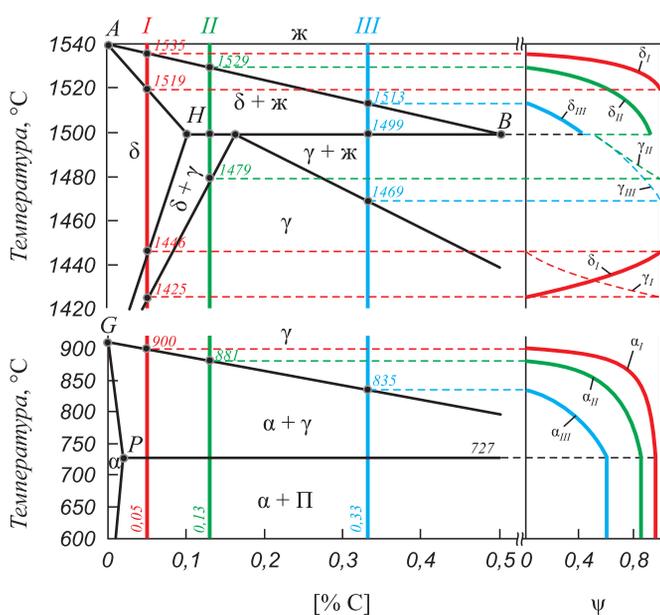


Рис. 1. Изменение долей  $\alpha$ -,  $\delta$ - и  $\gamma$ -фаз ( $\psi$ ) в соответствии с фазовыми превращениями на диаграмме Fe–C при содержании углерода в сплаве 0,05, 0,13 и 0,33 % (I – III)

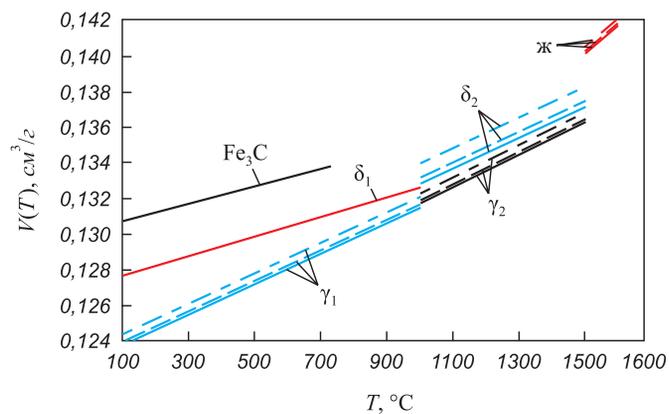


Рис. 2. Зависимости удельных объемов фаз системы Fe – C от температуры по данным работ [4, 5] (индекс 1) и [6] (индекс 2): — 0,05, - - - 0,13 и - · - 0,33 % C

Fig. 1. Change of shares of  $\alpha$ -,  $\delta$ - and  $\gamma$ -phases ( $\psi$ ) in accordance with phase changes in Fe–C diagram at carbon content in the alloy of 0.05, 0.13 and 0.33 % (I – III)

Fig. 2. Dependence of phases' specific volumes of Fe – C system on temperature according to works [4, 5] (index 1) and [6] (index 2): — 0.05, - - - 0.13 and - · - 0.33 % C

2)  $0,1\% < [C] \leq 0,16\%$

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_H \leq T < T_{AB}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \psi_{\gamma}), & T_{NJ} \leq T < T_H; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{NJ}; \\ V_{\gamma}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\psi_{Fe_3C}, & T < T_P. \end{cases} \quad (2)$$

3)  $0,16\% < [C] \leq 0,5\%$

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_H \leq T < T_{AB}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma'} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\gamma'}), & T_{JE} \leq T < T_H; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{JE}; \\ V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\psi_{Fe_3C}, & T < T_P. \end{cases} \quad (3)$$

где  $V_{\text{ж}} = V_{\text{ж}}(T)$ ,  $V_{\delta} = V_{\delta}(T)$ ,  $V_{\gamma} = V_{\gamma}(T)$  и  $V_{Fe_3C}$  – удельный объем жидкой фазы,  $\delta$ -феррита, аустенита и цементита,  $\text{см}^3/\text{г}$ ;  $\psi_{\alpha}$ ,  $\psi_{\gamma}$ ,  $\psi_{\delta}$  и  $\psi_{Fe_3C}$  – доля  $\alpha$ -феррита, аустенита,  $\delta$ -феррита и цементита [9, 10];  $\psi_{\gamma'}$  – доля аустенита в указанном интервале концентраций.

Зависимости долей фаз от температуры и концентрации углерода определяются по формулам, приведенным в работах [9, 10]. На рис. 2 представлены графики изменения долей  $\alpha$ -,  $\delta$ - и  $\gamma$ -фаз, построенные для трех сплавов системы Fe–C.

На рис. 3 приведены примеры результатов расчета по формулам (1)–(3) изменения удельных объемов

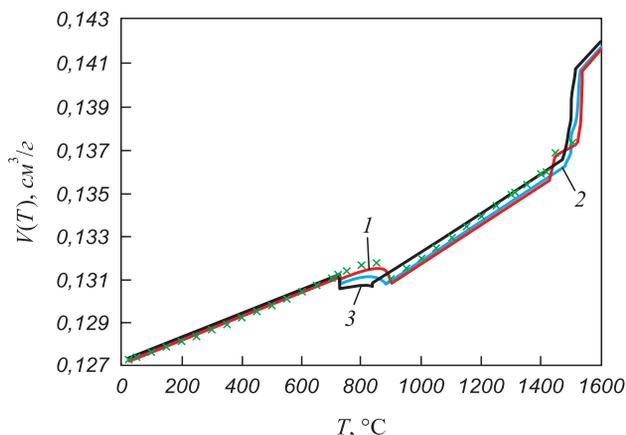


Рис. 3. Зависимости удельных объемов сплавов от температуры для содержаний углерода 0,05 (1), 0,13 (2) и 0,33 % (3); × – данные пакета JMatPro® [21, 22] для стали марки 08Ю ([C] = 0,04 %)

Fig. 3. Dependence of the specific volumes of the alloys on temperature for different carbon content 0.05 (1), 0.13 (2) and 0.33 % C (3); × – JMatPro® package data [21, 22] for 08Yu steel ([C] = 0.04 %)

сплавов системы Fe–C с содержанием углерода 0,05, 0,13 и 0,33 % в зависимости от температуры.

Согласно рис. 3 фазовые превращения, имеющие место в диапазонах температур 727 – 911 и 1425 – 1499 °C, оказывают заметное влияние на удельный объем сплава, о чем свидетельствуют скачки и перегибы на кривых. Например, увеличение удельного объема сплава III при нагреве от температуры  $T_{JE} = 1469$  °C до температуры ликвидуса  $T_{AB} = 1513$  °C достигает 3 % (рис. 2).

Результаты (рис. 3), полученные при расчете по предлагаемой методике, достаточно хорошо согласуются с данными из пакета программ JMatPro® [21, 22].

Таким образом, на основе литературных данных по усадке отдельных фаз получены зависимости для расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C, справедливые для сплавов с содержанием углерода до 0,5 %.

## Выводы

Полученные формулы для расчета удельных объемов позволяют корректно моделировать процессы затвердевания, охлаждения и усадки заготовок при непрерывной разливке сталей углеродистых марок с учетом эффектов фазовых превращений, а также на основе результатов моделирования настраивать оборудование МНЛЗ. Предложенный способ расчета удельных объемов может быть использован для определения температурных зависимостей плотности сплавов и коэффициента линейного расширения в указанном интервале концентраций.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Варгафтик Н.Б. Теплофизические свойства веществ. – Л.: Госэнергоиздат, 1956. – 367 с.
2. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
3. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
4. Юрьев С.Ф. Удельный объем фаз в мартенситном превращении аустенита. – М.: Metallurgizdat, 1950. – 48 с.
5. Шмыков А.А. Справочник термиста. 2-е изд. – М.: Mashgiz, 1952. – 288 с.
6. Robert Pierer, Christian Bernhard. High Temperature Behavior during Solidification of Peritectic Steels under Continuous Casting Conditions // Materials Science and Technology. Oct. 2006, pp. 601 – 608.
7. Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No 1. P. 71 – 75.
8. Adrian H., Marynowski P., Jędrzejczyk D. Calculation of the Fe – Fe<sub>3</sub>C phase equilibrium diagram // Computer methods in materials science. Informatyka w Technologii Materiałów. 2015. Vol. 15. No. 1. P. 179 – 184.
9. Кабаков З.К., Павздерин А.И., Козлов Г.С., Габелая Д.И. Определение коэффициента эффективной теплоемкости углеродистых сталей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 2. С. 15 – 19.
10. Кабаков З.К., Цюрко В.И. Определение температурной зависимости истинной теплоемкости углеродистых сталей с уче-

- том фазовых превращений // Производство проката. 2012. № 2. С. 40 – 44.
11. Chalmers B. *Physical Metallurgy*. – Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959. – 468 p.
  12. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik – ein Wissensspeicher*. Band 1. – Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977. – 679 p.
  13. Шатов А.Я., Бойков Д.А., Ступак А.А. Линейная усадка стальных отливок, ее связь с диаграммой состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C // Вестник Брянского технического университета. 2007. № 2. С. 20 – 26.
  14. Коновалов А.В., Куркин А.С. Расчетное определение температурных зависимостей теплофизических свойств структурных составляющих низколегированной стали по ее химическому составу // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 9. С. 41 – 45.
  15. Пряхин Е.И. Термическая обработка стали. URL: [http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2\\_8.htm](http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2_8.htm) (дата обращения: 10.06.2019).
  16. Голод В.М., Емельянов К.М. Компьютерный анализ кинетики и полноты перитектического превращения // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование. 2011. № 2. С. 205 – 211.
  17. Shibata H., Arai Y., Suzuki M., Emi T. Kinetics of peritectic reaction and transformation in Fe – C alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 477. P. 226 – 232.
  18. Yasuda H., Nagira T., Yoshiya M. Massive transformation from  $\delta$  phase to  $\gamma$  phase in Fe – C alloys and strain induced in solidifying shell // *Mat. Sci. and Eng.* 2012. Vol. 33. No. 1. Paper no. 012036.
  19. Suzuki M., Yu C.H., Sato H., Tsui Y., Shibata H., Emi T. Origin of Heat Transfer Anomaly and Solidifying Shell Deformation of Peritectic Steels in Continuous Casting // *ISIJ Int.* 1996. Vol. 36. P. S171 – S174.
  20. Lee J.S., Kim S.G., Kim W.T., Suzuki T. Numerical Simulation of Peritectic Reaction Using a Multi-phase-field Model // *ISIJ Int.* 1999. No. 39. P. 730 – 736.
  21. JMatPro. Practical Software for Material Properties. URL: <http://www.senteseoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (дата обращения: 10.06.2019).
  22. Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels // *Int. J. Microstructure and Materials Properties*. 2009. Vol. 4. No. 2. P. 187 – 195.

Поступила в редакцию 14 апреля 2019 г.  
 После доработки 18 июня 2019 г.  
 Принята к публикации 20 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, PP. 627–631.

## CALCULATION OF CHANGES IN SPECIFIC VOLUMES OF Fe – C SYSTEM ALLOYS DEPENDING ON CARBON CONTENT AND TEMPERATURES

*D.I. Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko*

### REFERENCES

Cherepovets State University, Cherepovets, Vologda Region, Russia

**Abstract.** The work presents a new technique for determining the temperature dependence of the alloy specific volumes in Fe–C equilibrium system based on known from the literature calculated and empirical dependence for account of the phases' specific volumes. These data were based on the independent reports of S.F. Yuryev and were obtained for temperatures below 1200 °C. When using these forms at temperatures above 1200 °C, the specific volume of austenite exceeds specific volume of ferrite. However, it is known that austenite has the smallest specific volume among all phases of the Fe–C system. In this regard, in the field of high temperatures, it is proposed to use other dependences that do not contradict the physics of polymorphic and phase transformations in this system. Thus the authors have obtained the general expressions for calculating the alloys' specific volumes separately for three intervals of carbon concentrations in which the change in shares of the temperature phases are calculated according to Fe–C equilibrium diagram using the lever relation. As an example, results of the calculated determination of specific volumes of alloys with carbon content of 0.05, 0.13 and 0.33 % in the temperature range of 20 – 1600 °C are considered. The presented results are compared with the results obtained with the help of the phase diagram calculation package JMatPro®, on the basis of which the adequacy of the proposed calculation method was established. The developed technique can be used to calculate not only specific volumes of alloys, but also their density and coefficient of linear expansion depending on temperature and carbon concentration. It is the basis for the correct use of methods for determining the size of continuous cast billets due to shrinkage in order to correctly configure the equipment of continuous casting machines.

**Keywords:** specific volume, density, phase, shrinkage, linear expansion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-627-631

1. Vargaftik N.B. *Teplofizicheskie svoystva veshchestv* [Thermophysical properties of substances]. Leningrad: Gosenergoizdat, 1956, 367 p. (In Russ.).
2. Zinov'ev V.E. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh* [Thermophysical properties of metals at high temperatures]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 384 p. (In Russ.).
3. Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade guide of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
4. Yur'ev S.F. *Udel'nyi ob'em faz v martensitnom prevrashchenii austenita* [Specific volume of phases in martensitic transformation of austenite]. Moscow: Metallurgizdat, 1950, 48 p. (In Russ.).
5. Shmykov A.A. *Spravochnik termista. Spravochnik* [Heat-treater's handbook. Directory]. Moscow: Mashgiz, 1952, 288 p. (In Russ.).
6. Pierer R., Bernhard Ch. High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions. *Materials Science and Technology*. Oct. 2006, pp. 601–608.
7. Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, no 1, pp. 71–75.
8. Adrian H., Marynowski P., Jędrzejczyk D. Calculation of the Fe–Fe<sub>3</sub>C phase equilibrium diagram. Computer methods in materials science. *Informatyka w Technologii Materiałów*. 2015, vol. 15, no. 1, pp. 179–184.
9. Kabakov Z.K., Pavzderin A.I., Kozlov G.S., Gabelaya D.I. The determination of the effective heat capacity of carbon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 15–19. (In Russ.).
10. Kabakov Z.K., Tsyurko V.I. Determination of the temperature dependence of true heat capacity of carbon steels taking into account phase transformations. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 2, pp. 40–44. (In Russ.).
11. Chalmers B. *Physical Metallurgy*. Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959, 468 p.

12. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik Werkstofftechnik – ein Wissensspeicher*. Band 1. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977, 679 p. (In Germ.).
13. Shatov A. Ya., Boikov D. A., Stupak A. A. Linear shrinkage of steel castings, its relation to Fe–Fe<sub>3</sub>C phase diagram. *Vestnik Bryanskogo tekhnicheskogo universiteta*. 2007, no. 2, pp. 20–26. (In Russ.).
14. Konovalov A. V., Kurkin A. S. Calculated determination of temperature dependences of thermophysical properties of low-alloyed steel structural components on its chemical composition. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2013, vol. 79, no. 9, pp. 41–45. (In Russ.).
15. Pryakhin E. I. *Termicheskaya obrabotka stali* [Heat treatment of steel]. Available at URL: [http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2\\_8.htm](http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2_8.htm) (Accessed: 10.06.2019). (In Russ.).
16. Golod V. M., Emel'yanov K. M. Computer analysis of the kinetics and completeness of peritectic transformation. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbGPU. Nauka i obrazovanie*. 2011, no. 2, pp. 205–211. (In Russ.).
17. Shibata H., Arai Y., Suzuki M., Emi T. Kinetics of peritectic reaction and transformation in Fe–C alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 477, pp. 226–232.
18. Yasuda H., Nagira T., Yoshiya M. Massive transformation from  $\delta$  phase to  $\gamma$  phase in Fe–C alloys and strain induced in solidifying shell. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2012, vol. 33, no. 1, paper no. 012036.
19. Suzuki M., Yu C. H., Sato H., Tsui Y., Shibata H., Emi T. Origin of heat transfer anomaly and solidifying shell deformation of peritectic steels in continuous casting. *ISIJ Int.* 1996, vol. 36, pp. 171–174.
20. Lee J. S., Kim S. G., Kim W. T., Suzuki T. Numerical simulation of peritectic reaction using a multi-phase-field model. *ISIJ Int.* 1999, no. 39, pp. 730–736.
21. *JMatPro. Practical Software for Material Properties*. Available at URL: <http://www.sentessoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (Accessed: 10.06.2019).
22. Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. *Int. J. Microstructure and Materials Properties*. 2009, vol. 4, no. 2, pp. 187–195.

#### Information about the authors:

**D. I. Gabelaya**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (digabelaya@chsu.ru)

**Z. K. Kabakov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (zkkabakov@chsu.ru)

**M. A. Mashchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment

Received April 12, 2019

Revised June 18, 2019

Accepted June 20, 2019

УДК 621.961.2

## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОПРИВОДА ЛИСТОВЫХ НОЖНИЦ

*Пилипенко С.С., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Технологические машины и оборудование» (Pilipenko@norvuz.ru)*

*Потапенков А.П., д.т.н., профессор кафедры «Технологические машины и оборудование»*

Норильский государственный индустриальный институт  
(663310, Россия, Норильск, ул. 50 лет Октября, 7)

**Аннотация.** Рассматривается насосный редукторно-мультипликаторный привод листовых ножниц с двухцилиндровым силовым блоком, приведено описание разработанной схемы привода с использованием сдвоенных дозаторов (редуктор и мультипликатор) периодического действия. Редуктор включается при холостом ходе, мультипликатор – при рабочем ходе. Их зарядка происходит при обратном ходе силового блока. Каждый дозатор имеет входной цилиндр, соединенный с насосом, и два дозирующих (выходных) цилиндра, связанных отдельно с силовыми цилиндрами силового блока. При этом корпуса цилиндров образуют неподвижный блок, а плунжеры (поршни) – подвижный блок. Этим решается основная задача – синхронизации движения поршней (плунжеров) силовых цилиндров во все периоды работы привода. За счет различного соотношения площадей поршней (плунжеров) входных цилиндров ( $F_{\text{в}}$ ) и дозирующих цилиндров ( $2F_{\text{д}}$ ) обеспечивается режим прямого хода с двумя ступенями скорости и давления насосов. Для редуктора это соотношение ( $F_{\text{в}}/(2F_{\text{д}})$ ) определяет коэффициент редукции ( $K_{\text{р}} < 1$ ), для мультипликатора – коэффициент мультипликации ( $K_{\text{м}} > 1$ ). Вследствие этого при холостом ходе скорость движения поршней силовых цилиндров и давление, развиваемое насосами, увеличивается, а при рабочем ходе – эти величины уменьшаются. В итоге достигается выравнивание рабочего давления насосов при прямом ходе на пониженном уровне, что и определяет снижение их установочной мощности (до 30 %). Проанализированы графики силового нагружения и скорости при условии постоянства нагрузки при каждом из трех основных периодов работы привода: холостой, рабочий, обратный ход. Определяющими параметрами рассматриваемого привода приняты коэффициенты  $K_{\text{р}}$  (редукции),  $K_{\text{м}}$  (мультипликации) и  $K_{\text{с}}$  – коэффициент усиления силового блока ( $K_{\text{с}} = F/F_0$ , где  $F$  и  $F_0$  – площадь поршня силового и возвратного цилиндра). Проведен сравнительный анализ рассматриваемого и простого насосного привода с целью установления приемлемого сочетания и диапазона этих величин.

**Ключевые слова:** гидропривод, редуктор, мультипликатор, цилиндр, плунжер, коэффициент редукции, коэффициент мультипликации, насос, рабочий ход, холостой ход.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-632-638

### ВВЕДЕНИЕ

По условиям нагружения для ножниц с наклонными ножами (листовые ножницы) целесообразным является использование двухцилиндрового гидропривода [1 – 5]. К общим требованиям простоты, надежности и экономичности в этом случае добавляется необходимость обеспечения синхронной работы силовых цилиндров.

Наиболее простым, а во многих случаях и более экономичным является простой насосный привод с насосами постоянной подачи [6 – 10]. Существенным недостатком этого привода является значительная установочная мощность. Для компенсации этого недостатка используют маховичный привод, устанавливают насосы с несколькими ступенями давления и подачи, снабжают привод мультипликатором и наполнительными баками и др. [2, 11 – 13].

Известно также, что эксплуатационные показатели простого насосного привода можно повысить, выполнив его редукторно-мультипликаторным [8, 14, 15], при этом холостой ход осуществляется с использованием

гидравлического редуктора, а рабочий ход – с использованием мультипликатора. В итоге обеспечивается равномерная загрузка насосов, снижается их рабочее давление и, как следствие, требуется меньшая установочная мощность. В случае использования сдвоенных редуктора и мультипликатора решается и задача синхронизации силовых цилиндров.

Вариант привода [16 – 18], приемлемый для листовых ножниц (рис. 1), содержит простые сдвоенные редуктор 8 и мультипликатор 11, силовой блок с двумя силовыми цилиндрами 1 и возвратными цилиндрами 2, насосную станцию 3 и систему гидрораспределителей. Первая ступень скорости (редукторная) прямого (холостого) хода обеспечивается подачей жидкости от реверсивного золотника 4 через золотники 5 и 6 (при переключенных золотниках 7) во входной цилиндр редуктора 8 диам.  $d_{\text{р}}$ . Из двух дозирующих цилиндров диам.  $D_{\text{р}}$  жидкость через отсеченные золотники 9 раздельно вытесняется в силовые цилиндры. Вторая ступень скорости (мультипликаторная) прямого (рабочего) хода обеспечивается подачей жидкости от золотника 4

через золотники 5 и 10 (при переключенных золотниках 9) во входной цилиндр диам.  $D_M$  мультипликатора 11 с вытеснением жидкости из дозирующих цилиндров диам.  $d_M$  отдельно в силовые цилиндры.

Возврат подвижных элементов редуктора и мультипликатора в исходное положение происходит при возвратном ходе подвижных элементов силового блока. При этом жидкость от золотника 4 через обратный клапан 14 подается в возвратные цилиндры, а из силовых цилиндров вытесняется сначала в дозирующие цилиндры диам.  $D_p$  редуктора, а затем (после выхода подвижных элементов редуктора в исходное положение) в дозирующие цилиндры мультипликатора.

Для простых сдвоенных редуктора 8 и мультипликатора 11 соотношения диаметров плунжеров цилиндров должны отвечать условиям:

- для редуктора  $d_p^2 < 2D_p^2$ ;
- для мультипликатора  $D_M^2 > 2d_M^2$ .

При этом коэффициенты редукции ( $K_p$ ) и мультипликации ( $K_M$ ) будут равны:

$$K_p = \frac{d_p^2}{2D_p^2} < 1; K_M = \frac{D_M^2}{2d_M^2} > 1. \quad (1)$$

Силовые и кинематические параметры привода определяются в основном графиком силового нагружения и скоростным режимом в течение рабочего цикла,

который состоит из прямого и обратного хода. Для листовых ножей величина прямого хода ( $H$ ) состоит из холостого хода ( $H_x$ ) и рабочего ( $H_p$ ). При этом величины прямого и обратного хода равны (рис. 2), а усилие рабочего хода ( $R_p$ ) можно считать постоянным и равным усилию резания листа. Постоянными будут и усилия холостого ( $R_x$ ) и возвратного ( $R_o$ ) хода.

При использовании простого насосного привода создаваемое насосом давление ( $P_H$ ) пропорционально давлению в силовых цилиндрах [19, 20], которое определяется усилием ( $R$ ); т.е. при прямом ходе  $P_H = \frac{R}{2F}$ , при обратном ходе  $P_H = \frac{R}{2F_o}$  (где  $F$  и  $F_o$  – площади поршней (плунжеров) силовых и возвратных цилиндров соответственно). Давление при холостом ходе  $P_x$ , при рабочем ходе  $P_p$  и при обратном ходе  $P_o$  определяются так:

$$P_x = \frac{R_x}{2F}; P_p = \frac{R_p}{2F}; P_o = \frac{R_o}{2F_o}. \quad (2)$$

График давлений  $P = f(S)$  в этом случае подобен графику  $R = f(S)$  (рис. 2).

Скорости движения ножей при холостом и рабочем ходах будут равны. Скорость прямого хода  $V_H$  и скорость обратного хода  $V_o$  будет определять подача насосов  $Q_H$  как:

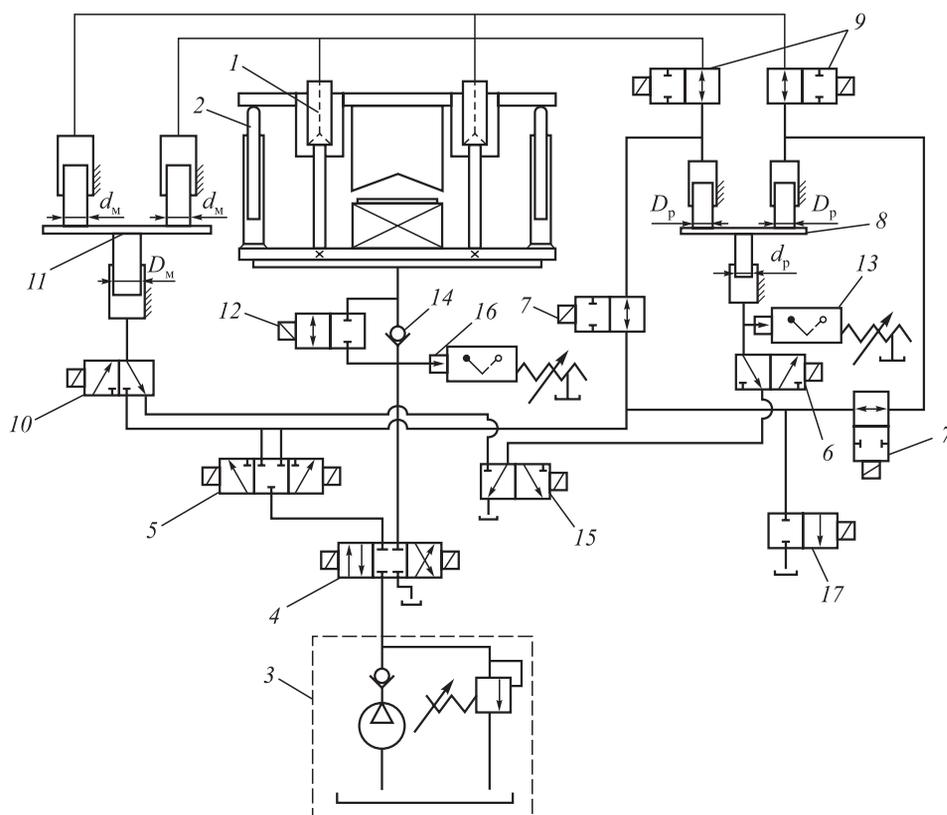


Рис. 1. Схема двухцилиндрового редукторно-мультипликаторного привода

Fig. 1. Scheme of two-cylinder gear-multiplier drive

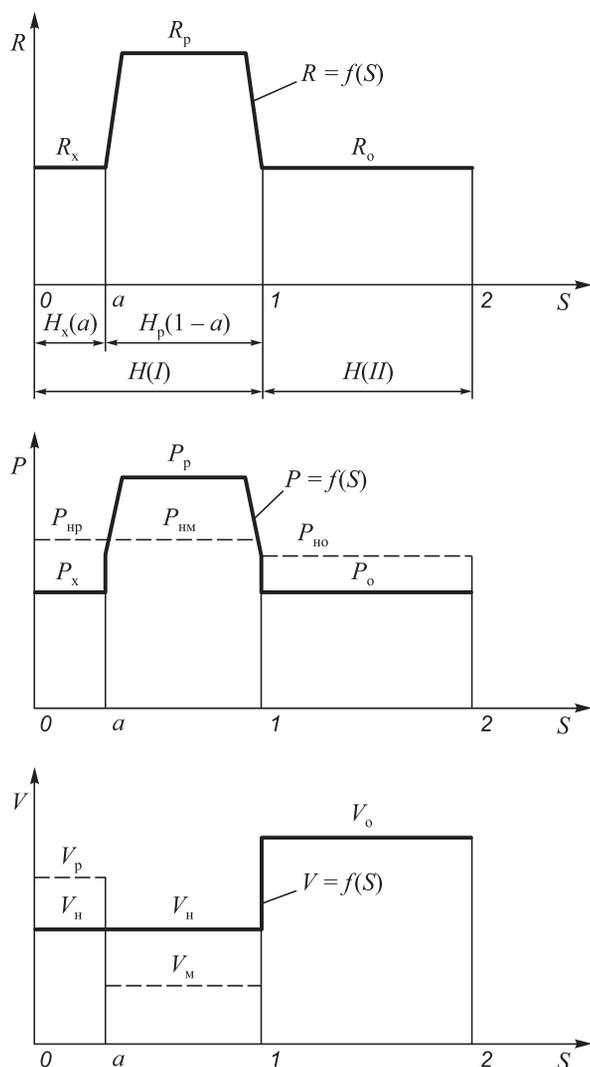


Рис. 2. Зависимости  $R=f(S)$ ,  $P=f(S)$  и  $V=f(S)$  ножиц в течение рабочего цикла

Fig. 2. Dependences  $R=f(S)$ ,  $P=f(S)$  and  $V=f(S)$  of shears during the working cycle

$$V_n = \frac{Q_n}{2F}; V_o = \frac{Q_n}{2F_o}. \quad (3)$$

Соотношение этих скоростей:

$$\frac{V_o}{V_n} = \frac{F}{F_o} = K_c \text{ или } V_o = K_c V_n, \quad (4)$$

где  $K_c = F/F_o$  – коэффициент усиления силового блока.

На графике (рис. 2) функция  $V=f(S)$  представлена сплошными прямыми линиями.

При простом насосном приводе установочная мощность насосов ( $N_1$ ) определяется максимальным давлением в силовых цилиндрах [6, 8, 16] (в рассматриваемом случае – это давление  $P_p$ ) и подачи насосов ( $Q_n = 2FV_n$ ), т.е.

$$N_1 = P_p Q_n = 2FV_n P_p. \quad (5)$$

Время рабочего цикла ( $T_1$ ) будет определяться следующим образом:

$$T_1 = \frac{H}{V_n} + \frac{H}{V_o} = \frac{H}{V_o} (K_c + 1) = \frac{H(K_c + 1)}{V_n K_c}. \quad (6)$$

При использовании редукторного-мультипликаторного привода (рис. 1) рабочий ход происходит с двумя ступенями скорости ножей и давления, создаваемого насосами.

Включение редуктора при холостом ходе обеспечивает редукторную скорость ( $V_p$ ) и давление насосов ( $P_{np}$ ):

$$V_p = \frac{V_n}{K_p} = \frac{Q_n}{2FK_p}; P_{np} = \frac{P_x}{K_p} = \frac{R_x}{2FK_p}. \quad (7)$$

Включение мультипликатора при рабочем ходе обеспечивает мультипликаторную скорость ( $V_m$ ) и давление насосов ( $P_{nm}$ ):

$$V_m = \frac{V_n}{K_m} = \frac{Q_n}{2FK_m}; P_{nm} = \frac{P_p}{K_m} = \frac{R_p}{2FK_m}. \quad (8)$$

Скорость обратного хода  $V_{om}$  будет при этом равна скорости  $V_o$ ; давление насосов  $P_{но}$  не будет равным давлению  $P_o$  с учетом использования силового блока в операции зарядки редуктора и мультипликатора. На рис. 2 зависимости этих параметров показаны штриховыми линиями.

Определяющими параметрами предлагаемого привода являются коэффициенты редукции  $K_p$  и мультипликации  $K_m$ . Цель сравнительного анализа – установить приемлемое сочетание и диапазон величин этих параметров.

### ПРОВЕДЕНИЕ АНАЛИЗА ПАРАМЕТРОВ

Исходными условиями анализа принимаем равенство мощностей при холостом ( $N_x$ ) и рабочем ( $N_p$ ) ходе для рассматриваемого привода и равенство времени рабочего цикла при использовании рассматриваемого привода ( $T_2$ ) и при использовании простого насосного привода ( $T_1$ ). При этом оцениваем соотношение установочных мощностей ( $n$ ) простого ( $N_1$ ) и рассматриваемого ( $N_2$ ) привода. Эти условия:

$$N_2 = N_x = N_p; T_1 = T_2; n = \frac{N_2}{N_1}. \quad (9)$$

Для универсальности результатов анализа вводим параметры относительного перемещения ( $a$ ) и относительной нагрузки ( $b$ ):

$$a = \frac{H_x}{H}; \frac{H_p}{H} = \frac{H - H_x}{H} = (1 - a); b = \frac{P_x}{P_p}. \quad (10)$$

Для рассматриваемого привода (рис. 1) в соответствии с графиком давления (рис. 2) и зависимостей (7), (8) и (10):

$$N_x = P_{\text{нр}} Q_{\text{н}} = \frac{P_x Q_{\text{н}}}{K_p} = \frac{b P_p Q_{\text{н}}}{K_{\text{рм}}}; N_p = P_{\text{нм}} Q_{\text{н}} = \frac{P_p Q_{\text{н}}}{K}. \quad (11)$$

С учетом зависимости скорости (рис. 2) и зависимостей (7), (8) и (10):

$$T_2 = \frac{H_x}{V_p} + \frac{H_p}{V_m} + \frac{H}{V_o} = \frac{HK_p}{V_n} + \frac{HK_m}{V_n} + \frac{H}{V_n K_c} = \frac{H}{V_n K_c} [aK_p K_c + (1-a)K_m K_c + 1]. \quad (12)$$

Используя зависимости (6), (12) и (11) на базе условий (9), получаем уравнения относительно  $K_p$  и  $K_m$ :

$$\begin{cases} bK_m - K_p = 0; \\ 1 - aK_p - (1-a)K_m = 0. \end{cases} \quad (13)$$

Решение этой системы дает следующий результат:

$$K_p = \frac{b}{1-a(1-b)}; K_m = \frac{1}{1-a(1-b)}. \quad (14)$$

С учетом условия (9) и зависимостей (11) и (14) установочная мощность насосов ( $N_2$ ) и давление насосов ( $P_{\text{н}}$ ) можно определить по зависимостям:

$$\begin{aligned} N_2 &= P_p Q_{\text{н}} [1 - a(1-b)]; \\ P_{\text{н}} &= P_{\text{нр}} = P_{\text{нм}} = P_p [1 - a(1-b)]. \end{aligned} \quad (15)$$

С учетом зависимостей (5) и (15) соотношение установочных мощностей:

$$n = \frac{N_2}{N_1} = 1 - a(1-b). \quad (16)$$

## АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ РАСЧЕТОВ

Для машин, подобных листовым ножницам, усилие холостого хода может составлять 10–20% от усилия рабочего хода [14, 15], т.е.  $b = 0,1 \div 0,2$ . Для примера (базовый вариант) принимаем  $b = 0,2$ . Тогда, например, при  $a = 0,26$ :  $n = 0,792$ ;  $K_m = 1,262$ ;  $K_p = 0,252$ ;  $V_p = 3,97V_n$ ;  $V_m = 0,792V_n$ ;  $P_{\text{нм}} = 0,792P_p$ .

Таким образом, рассматриваемый редукторно-мультипликаторный привод, при данных условиях осуществляющий рабочий цикл за равное с простым насосным приводом время, будет иметь на 20,8% меньшую установочную мощность насосов.

Одновременно базовый пример показывает значительную величину редукторной скорости  $V_p$  (скорость холостого хода) и невысокую величину  $K_m$ . Первое

может быть затруднительным в осуществлении ввиду небольшой величины холостого хода, второе создает трудности использования в приводе недорогих насосов среднего давления (пластинчатых и шестеренных).

Расчетные зависимости показывают, что снижение  $V_p$  достигается увеличением  $K_p$  (7), а увеличение  $K_p$  – увеличением величины  $b$  (14).

Зависимости (14) для расчета  $K_p$  и  $K_m$  получены из условия их оптимального сочетания  $\{[aK_p + (1-a)K_m] = 1\}$  (12), которое обеспечивает равенство времени рабочего цикла ножниц с рассматриваемым приводом и ножниц с простым насосным приводом. Это, в свою очередь, обеспечивает равенство насосных скоростей ( $V_n$ ) и равенство подач насосов ( $Q_{\text{н}}$ ).

Необходимое увеличение параметров  $K_p$  и  $K_m$  нарушит их оптимальное сочетание, т.е. будет иметь место  $\{[aK_p + (1-a)K_m] > 1\}$ . Это значит, что при использовании насосов равной подачи  $Q_{\text{н}}$  время рабочего цикла  $T_2$  будет больше величины  $T_1$  для простого насосного привода.

Используя зависимости (6) и (12), можно определить соотношение этих величин:

$$K_T = \frac{T_2}{T_1} = \frac{[aK_p + (1-a)K_m]K_c + 1}{K_c + 1} > 1. \quad (17)$$

Таким образом, равенство  $T_1 = T_2$  в этом случае можно получить увеличением подачи насосов рассматриваемого привода  $Q_{\text{н2}}$  по отношению к подаче насосов простого привода  $Q_{\text{н1}}$  в  $K_T$  раз; т.е.  $Q_{\text{н2}} = K_T Q_{\text{н1}}$ .

При этом:

– мощность насосов  $N_2$

$$N_2 = Q_{\text{н2}} P_{\text{нм}} = \frac{Q_{\text{н2}} P_p}{K_m} = \frac{K_T}{K_m} Q_{\text{н1}} P_p; \quad (18)$$

– соотношение мощностей ( $n_T = N_2/N_1$ )

$$n_T = \frac{K_T}{K_m} = \frac{[aK_p + (1-a)K_m]K_c + 1}{(K_c + 1)K_m}; \quad (19)$$

– скорости движения

$$V_p = V_n \frac{K_T}{K_p}; V_m = V_n \frac{K_T}{K_m}; V_o = V_n K_c K_T. \quad (20)$$

В таблице приведены результаты расчетов параметров по зависимостям (17), (19), (20) при различных сочетаниях коэффициентов  $K_p$ ,  $K_m$  и  $K_c$  при относительной величине холостого хода  $a = 0,26$ .

Расчеты показывают, что только увеличение  $K_p$  определяет значительное, практически пропорциональное, снижение редукторной скорости. Например, при  $K_p = 0,5$ ,  $K_m = 1,262$  и  $K_c = 0,5$  по сравнению с базовым вариантом ( $K_p = 0,252$ ,  $K_m = 1,262$ ,  $V_p = 3,97V_n$ ,  $n = 0,792$ ) увеличение  $K_p$  в 1,984 раз снижает значение

Рассчитанные значения параметров

Calculated values of the parameters

Значение параметра			Расчетный параметр				
			$K_T$	$n_T$	$V_p$	$V_M$	$V_o$
$K_p = 0,4$	$K_c = 1,5$	$K_c = 1,262$	1,022	0,809	$2,555V_H$	$0,809V_H$	$1,533V_H$
		$K_c = 1,500$	1,128	0,752	$2,820V_H$	$0,752V_H$	$1,692V_H$
		$K_c = 2,000$	1,350	0,675	$3,375V_H$	$0,675V_H$	$2,025V_H$
	$K_c = 2,0$	$K_c = 1,262$	1,025	0,812	$2,562V_H$	$0,812V_H$	$2,050V_H$
		$K_c = 1,500$	1,143	0,762	$2,857V_H$	$0,762V_H$	$2,286V_H$
		$K_c = 2,000$	1,389	0,694	$3,472V_H$	$0,694V_H$	$2,778V_H$
$K_p = 0,5$	$K_c = 1,5$	$K_c = 1,262$	1,038	0,822	$2,076V_H$	$0,822V_H$	$1,580V_H$
		$K_c = 1,500$	1,144	0,762	$2,288V_H$	$0,762V_H$	$1,716V_H$
		$K_c = 2,000$	1,366	0,683	$2,732V_H$	$0,683V_H$	$2,049V_H$
	$K_c = 2,0$	$K_c = 1,262$	1,043	0,826	$2,086V_H$	$0,826V_H$	$2,086V_H$
		$K_c = 1,500$	1,160	0,773	$2,320V_H$	$0,773V_H$	$2,320V_H$
		$K_c = 2,000$	1,400	0,700	$2,800V_H$	$0,700V_H$	$2,800V_H$
$K_p = 0,6$	$K_c = 1,5$	$K_c = 1,262$	1,054	0,835	$1,756V_H$	$0,835V_H$	$1,581V_H$
		$K_c = 1,500$	1,161	0,774	$1,935V_H$	$0,774V_H$	$1,741V_H$
		$K_c = 2,000$	1,382	0,691	$2,303V_H$	$0,691V_H$	$2,073V_H$
	$K_c = 2,0$	$K_c = 1,262$	1,060	0,840	$1,766V_H$	$0,840V_H$	$2,120V_H$
		$K_c = 1,500$	1,180	0,786	$1,966V_H$	$0,786V_H$	$2,360V_H$
		$K_c = 2,000$	1,424	0,712	$2,490V_H$	$0,712V_H$	$2,848V_H$

$V_p$  в 1,912 раз. При этом незначительно увеличивается установочная мощность насосов. При этом  $(n_T - n) = 0,822 - 0,792 = 0,03$ .

Величина  $K_c$  изменяет скорость обратного хода и незначительно влияет на остальные параметры.

При одновременном увеличении  $K_p$  и  $K_M$  снижение  $V_p$  имеет место, но в меньшей степени. Например, при  $K_p = 0,5, K_M = 1,5, K_c = 1,5$  снижение  $V_p$  в 1,74 раза; при  $K_p = 0,5, K_M = 2,0, K_c = 1,5$  – снижение  $V_p$  в 1,45 раза. При этом установочная мощность уменьшается. В этих же примерах  $(n - n_T) = 0,03$  (при  $K_M = 1,5$ ) и  $(n - n_T) = 0,109$  (при  $K_M = 2,0$ ).

В целом, анализируя данные таблицы, можно считать приемлемыми для рассматриваемого привода значения коэффициентов в пределах:  $K_p = 0,4 \div 0,6, K_M = 1,5 \div 2,0, K_c = 1,5 \div 2,0$ . При этом расчетные параметры имеют пределы:  $V_p$  от  $1,935V_H$  ( $K_M = 1,5, K_p = 0,4, K_c = 1,5$ ) до  $V_p = 3,472V_H$  ( $K_M = 2,0, K_p = 0,4, K_c = 2,0$ );  $n_T$  от  $0,675$  ( $K_M = 2,0, K_p = 0,4, K_c = 1,5$ ) до  $0,786$  ( $K_M = 1,5, K_p = 0,6, K_c = 2,0$ ).

**Выводы**

Перевод простого насосного привода листовых ножниц в разряд редукторно-мультипликаторного обеспечивает значительное (до 30 %) снижение установочной мощности и соответственно рабочего давления насо-

сов. Последнее позволяет разрабатывать приводы на основе недорогих насосов среднего давления – шестеренных и пластинчатых.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. А.с. 979033 СССР. Система управления подвижной траверсой гидравлических ножниц / И.В. Становой, Л.Н. Кузьменко; заявл. 09.07.1980; опубл. 07.12.1982. Бюл. № 45.
2. Akers A., Gassman M., Smith R. Hydraulic Power System Analysis. – New York: Taylor & Francis, 2006. – 400 p.
3. Bhandari V.B. Design of Machine Elements. Third edition. – Tata McGraw-Hill Education India Pvt. Ltd, 2012. P. 768 – 796.
4. А.с. 405670 СССР. Система управления подвижной траверсой гидравлических ножниц / Г.К. Бронин, В.К. Викторов, В.В. Казак, И.В. Кононов; заявл. 18.05.1971; опубл. 05.11.1973. Бюл. № 45.
5. А.с. 902990 СССР. Система управления подвижной траверсой гидравлических ножниц / В.К. Викторов; заявл. 30.06.1980; опубл. 07.02.82. Бюл. № 5.
6. Vibration of Hydraulic Machinery / Yulin Wu, Shengcai Li, Shuhong Liu, Hua-Shu Dou, Zhongdong Qian. – Springer, 2015. – 500 p.
7. Бочаров Ю.А., Прокофьев В.Н. Гидропривод кузнечно-прессовых машин. – М.: Высшая школа, 1969. – 247 с.
8. Singal R.K., Singal Mridual, Singal Rishi. Hydraulic Machines: Fluid Machinery. – International Publishing House, 2009. – 328 p.
9. Добринский Н.С. Гидравлический привод прессов. – М.: Машиностроение, 1975. – 222 с.
10. Singh Sadhu. Fluid Machinery: Hydraulic Machines. – Khanna Book Publishing, 2014.
11. Потапенков А.П., Пилипенко С.С., Серебренников Ю.Г., Степанов С.М., Сосновская Л.В. Разработка и исследование гидравлического редукторно-мультипликаторного привода металлур-

- гических машин // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 54 – 59.
12. Пат. 2084348 РФ. Гидравлический пресс / А.П. Потапенков, В.И. Чабаненко, О.В. Миняков, А.В. Гончарук; заявл. 23.03.1995; опубл. 20.09.1997.
  13. Потапенков А.П., Пилипенко С.С., Степанов С.М., Евдоккина О.П., Коробцова С.А. Разработка и исследование двухцилиндрового гидропривода металлургических машин // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 58 – 62.
  14. Пат. 2258609 РФ. Гидравлический пресс / А.П. Потапенков, В.М. Чернобай, С.С. Пилипенко, О.В. Миняков, Л.В. Никонов; заявл. 23.06.2003; опубл. 20.08.2005. Бюл. № 23.
  15. Modi P.N., Seth S.M. *Hydraulics and Fluid Mechanics Including Hydraulics Machines*. – Rajasons Publications Pvt. Ltd., 2015. – 1406 p.
  16. *Fluid Mechanics and Hydraulic Machines* / Er. R.K. Rajput. – New Delhi, 2008. – 1558 p.
  17. Jathar Avinash, Kushwaha Avinash, Singh Utkarsh, Kumar Subhash. Fabrication and Review of Hydraulic Heavy Sheet Metal Cutting machine // *Journal of Emerging Technologies and Innovative Research (JETIR)*. 2016. Vol. 3. No. 4. P. 37 – 41.
  18. Krantikumar K., Saikiran K.V.S.S., Sathish Jakkoju. Pneumatic Sheet Metal Cutting Machine // *International Journal and Magazine of Engineering, Technology, Management and Research*. 2016. Vol. 3. No. 3. P. 501 – 509.
  19. Гидравлика, гидромашин и гидропривод / Т.В. Артемьева, А.М. Лысенко, С.П. Румянцева, С.П. Стесин; под ред. С.П. Стесина. – М.: Академия, 2005. – 336 с.
  20. Sermaraj M. Design and Fabrication of Pedal Operator Reciprocating Water Pump // *International Journal of Engineering Research and Technology (IJERT)*. 2013. Vol. 2. No. 1. P. 1 – 5.

Поступила в редакцию 25 марта 2019 г.

После доработки 25 апреля 2019 г.

Принята к публикации 8 мая 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 631–638.

## DEVELOPMENT AND RESEARCH OF HYDRAULIC DRIVE OF SHEET SHEARS

*S.S. Pilipenko, A.P. Potapenkov*

Norilsk State Industrial Institute, Norilsk, Russia

**Abstract.** The paper describes the pump gear-multiplier drive of sheet shears with a two-cylinder power unit. The description of the developed drive scheme with the use of dual dispensers (reducer and multiplier) of periodic action is given. The gear is engaged at idle, the multiplier – at work. Their charging comes up at the reverse course of the power unit. Each dispenser has an input cylinder connected to the pump and two dosing (output) cylinders connected separately with the power cylinders of the power unit. In this case, the cylinder bodies form a fixed block, and the plungers (pistons) – a movable block. It solves the main task: synchronization of movement of the pistons (plungers) of the power cylinders during all operation periods. Due to different ratio of the area of pistons (plungers) of inlet ( $F_B$ ) and dosing cylinders ( $2F_D$ ), a direct stroke mode with two stages of pump speed and pressure is provided. For the reducer, ratio ( $F_B/(2F_D)$ ) determines reduction coefficient ( $K_p < 1$ ), for the multiplier – the coefficient of multiplication ( $K_M > 1$ ). As a result, the idling speed of the pistons of the power cylinders and pressure developed by the pumps increase, and during the working stroke – these values decrease. Working pressure of the pumps is equalized at a direct flow at a reduced level, which determines reduction of their installation power (up to 30 %). The analysis of graphs of power loading and speed was made. The condition of constant load at each of three main periods of the drive operation was accepted as: idle, working and reverse. Determinant parameters of the considered drive are the coefficients  $K_p$  (reduction),  $K_M$  (animation) and  $K_c$  – the gain of the power unit. The paper presents a comparative analysis of the considered and simple pump drive in order to establish the received combination and range of these values.

**Keywords:** hydraulic drive, reducer, multiplier, cylinder, plunger, reduction coefficient, coefficient multiplication, pump, working stroke, idle.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-631-638

### REFERENCES

1. Stanovoi I.V., Kuz'menko L.N. *Sistema upravleniya podvizhnoi traversoi gidravlicheskih nozhnits* [Control system of mobile cross-beam of hydraulic shears]. Certificate of authorship USSR no. 979033. *Byulleten' izobretenii*. 1982, no. 45. (In Russ.).
2. Akers A., Gassman M., Smith R. *Hydraulic Power System Analysis*. New York: Taylor & Francis, 2006, 400 p.
3. Bhandari V.B. *Design of Machine Elements*. 3<sup>rd</sup> ed. Tata McGraw-Hill Education India Pvt. Ltd, 2012, pp. 768–796.
4. Bronin G.K., Viktorov V.K., Kazak V.V., Kononov I.V. *Sistema upravleniya podvizhnoi traversoi gidravlicheskih nozhnits* [Control system of mobile cross-beam of hydraulic shears]. Certificate of authorship USSR no. 405670. *Byulleten' izobretenii*. 1973, no. 45. (In Russ.).
5. Viktorov V.K. *Sistema upravleniya podvizhnoi traversoi gidravlicheskih nozhnits* [Control system of mobile cross-beam of hydraulic shears]. Certificate of authorship USSR no. 902990. *Byulleten' izobretenii*. 1982, no. 5. (In Russ.).
6. Yulin Wu, Shengcai Li, Shuhong Liu, Hua-Shu Dou, Zhongdong Qian. *Vibration of Hydraulic Machinery*. Springer, 2015, 500 p.
7. Bocharov Yu.A., Prokof'ev V.N. *Gidroprivod kuznechno-presovoykh mashin* [Hydraulic drive of forging and pressing machines]. Moscow: Vysshaya shkola, 1969, 247 p. (In Russ.).
8. Singal R.K., Singal Mridual, Singal Rishi. *Hydraulic Machines: Fluid Machinery*. International Publishing House, 2009, 328 p.
9. Dobrinskii N.S. *Gidravlicheskiy privod pressov* [Hydraulic drive of presses]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 222 p. (In Russ.).
10. Singh Sadhu. *Fluid Machinery: Hydraulic Machines*. Khanna Book Publishing, 2014.
11. Potapenkov A.P., Pilipenko S.S., Serebrennikov Yu.G., Stepanov S.M., Sosnovskaya L.V. Development and research of hydraulic gear-multiplier drive of metallurgical machines. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, vol. 52, no. 8, pp. 54–59. (In Russ.).
12. Potapenkov A.P., Chabanenko V.I., Minyakov O.V., Goncharuk A.V. *Gidravlicheskiy press* [Hydraulic Press]. Patent RF no. 2084348. *Byulleten' izobretenii*. 1997. (In Russ.).
13. Potapenkov A.P., Pilipenko S.S., Stepanov S.M., Evdokina O.P., Korobtsova S.A. Designing and studying of a two-cylinder hydraulic drive of metallurgical machines. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, vol. 54, no. 2, pp. 58–62. (In Russ.).
14. Potapenkov A.P., Chernobai V.M., Pilipenko S.S., Minyakov O.V., Nikonorov L.V. *Gidravlicheskiy press* [Hydraulic press]. Patent RF no. 2258609. *Byulleten' izobretenii*. 2005, no. 23. (In Russ.).
15. Modi P.N., Seth S.M. *Hydraulics and Fluid Mechanics Including Hydraulics Machines*. Rajasons Publications Pvt. Ltd., 2015, 1406 p.

16. *Fluid Mechanics and Hydraulic Machines*. Rajput R.K. ed. New Delhi, 2008, 1558 p.
17. Jathar Avinash, Kushwaha Avinash, Singh Utkarsh, Kumar Subhash. Fabrication and review of hydraulic heavy sheet metal cutting machine. *Journal of Emerging Technologies and Innovative Research (JETIR)*. 2016, vol. 3, no. 4, pp. 37–41.
18. Krantikumar K., Saikiran K.V.S.S., Sathish Jakkoju. Pneumatic sheet metal cutting machine. *International Journal and Magazine of Engineering, Technology, Management and Research*. 2016, vol. 3, no. 3, pp. 501–509.
19. Artem'eva T.V., Lysenko A.M., Rumyantseva S.P., Stesin S.P. *Gidravlika, gidromashiny i gidroprivod* [Hydraulics, hydraulic machines and hydraulic drives]. Stesin S.P. ed. Moscow: Akademiya, 2005, 336 p. (In Russ.).
20. Sermaraj M. Design and fabrication of pedal operator reciprocating water pump. *International Journal of Engineering Research and Technology (IJERT)*. 2013, vol. 2, no. 1, pp. 1–5.

**Information about the authors:**

**S.S. Pilipenko**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Processing Machinery and Equipment"* (Pilipenko@norvuz.ru)  
**A.P. Potapenkov**, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair "Processing Machinery and Equipment"*

Received March 25, 2019

Revised April 25, 2019

Accepted May 8, 2019

---

УДК 544.3.01:669.017.3

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗОТЕРМ РАСТВОРИМОСТИ КИСЛОРОДА В ЖИДКОМ МЕТАЛЛЕ СИСТЕМЫ Fe–Mg–Al–O\*

*Михайлов Г.Г.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения  
и физико-химии материалов (mikhailovgg@susu.ru)*

*Самойлова О.В.<sup>1</sup>, к.х.н., старший научный сотрудник кафедры материаловедения  
и физико-химии материалов (samoylova\_o@mail.ru)*

*Макровец Л.А.<sup>1</sup>, инженер кафедры материаловедения и физико-химии  
материалов (makrovetcla@susu.ru)*

*Смирнов Л.А.<sup>2</sup>, академик РАН, д.т.н., главный научный сотрудник (sekretar@uim-stavan.ru)*

<sup>1</sup> Южно-Уральский государственный университет  
(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

<sup>2</sup> Институт металлургии УрО РАН  
(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

**Аннотация.** Изучение взаимодействия растворенных в жидком железе магния и алюминия с кислородом является важной задачей для выбора оптимальных параметров рафинирования и разливки сталей. Актуальность исследования обусловлена определением возможности и условий образования неблагоприятных тугоплавких частиц оксида магния и магнезиальной шпинели в расплаве. Проведено термодинамическое моделирование фазовых равновесий, реализующихся в жидком металле систем Fe–Mg–O, Fe–Al–O и Fe–Mg–Al–O в интервале температур 1550 – 1650 °С. Расчет выполняли с использованием методики построения поверхности растворимости компонентов в металле, которая связывает количественные изменения в составе жидкого металла с изменениями в составе продуктов взаимодействия компонентов металлического расплава. Методика моделирования базировалась не только на использовании констант равновесия реакций, протекающих между компонентами исследуемых систем в выбранном интервале температур, но и на учете значений параметров взаимодействия первого порядка (по Вагнеру) элементов в жидком железе. Для моделирования активностей оксидного расплава, сопряженного с металлическим, использовали приближение теории субрегулярных ионных растворов. Для моделирования активностей твердого раствора оксидов использовали приближение теории регулярных ионных растворов, а для твердого раствора шпинелей – теорию совершенных ионных растворов. Построены изотермы растворимости кислорода в жидком металле систем Fe–Mg–O, Fe–Al–O и Fe–Mg–Al–O и определены области термодинамической стабильности оксидных фаз, сопряженных с металлическим расплавом. В частности, для системы Fe–Mg–Al–O определена область составов жидкого металла, в равновесии с которым будет находиться твердый раствор шпинелей  $[\text{FeAl}_2\text{O}_4, \text{MgAl}_2\text{O}_4]_{\text{тв.р.}}$ . Полученные результаты термодинамического моделирования сопоставлены с экспериментальными данными.

**Ключевые слова:** моделирование, фазовые равновесия, термодинамика, диаграмма состояний, магний, алюминий, раскисление.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-639-645

### ВВЕДЕНИЕ

В процессе производства стали жидкий металл, как правило, находится в контакте с магнезиальными огнеупорами футеровки сталеплавильных агрегатов и сталеразливочных ковшей, набивной подиной или доломитовой заправкой стен конвертеров или ковшей. В шлаках сталеплавильного производства содержание оксида магния может достигать 12 – 15 % (здесь и далее по массе). Также в некоторых технологических процессах применяются специальные раскисляющие комплексы, содержащие магний [1, 2]. В этой связи представляет интерес рассмотреть роль последнего в процессах образования неметаллических включений в стали, тем

более что практически в любой стали основного процесса в том или ином виде имеются включения, содержащие оксид магния. С другой стороны, алюминий является одним из наиболее распространенных раскислителей расплавов на основе железа. Широкое применение алюминия объясняется сравнительной доступностью, возможностью получения глубоко раскисленного металла и положительным влиянием его на величину первичного зерна в литом металле [3 – 5].

Таким образом, изучение взаимодействия растворенных в жидком железе магния и алюминия с кислородом является актуальной задачей для выбора оптимальных параметров рафинирования и разливки сталей.

Целью настоящей работы является термодинамическое моделирование фазовых равновесий, построение изотерм растворимости кислорода в жидком железе

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

в системах Fe–Mg–O, Fe–Al–O и Fe–Mg–Al–O в интервале температур 1550 – 1650 °С.

### МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ

Термодинамический анализ фазовых равновесий в жидком металле систем Fe–Mg–O, Fe–Al–O и Fe–Mg–Al–O выполнен с использованием оригинальной методики построения поверхности растворимости компонентов в металле [6 – 9]. Поверхность растворимости компонентов в металле (ПРKM) является одним из вариантов (наряду с другими, представленными, например, в работах [10, 11]) наглядного графического представления связи количественных изменений в составе жидкого металла с изменениями в составе образующихся неметаллических фаз, равновесных с металлическим расплавом.

При моделировании ПРKM многокомпонентной системы необходимо учитывать фазовые равновесия, реализующиеся в двойных системах, составляющих исследуемую систему Fe–Mg–Al–O.

Диаграмма состояния Fe–Mg характеризуется наличием расслоения металлического расплава [12]. Растворимость магния в жидком железе при температуре 1600 °С по данным работы [12] не превышает 0,027 %, а по данным работы [13] – 0,059 %. В системе Fe–Al в интервале температур 1550 – 1650 °С существует металлический расплав с неограниченной растворимостью жидкого алюминия в жидком железе для всего интервала концентраций [14]. Растворимость кислорода в жидком железе при температуре 1600 °С составляет порядка 0,23 % [6]. При анализе сталеплавильных процессов для кислородсодержащего жидкого железа принимается во внимание в основном возможность образования оксида железа FeO [6, 15]. В системе Mg–O наиболее термодинамически стабильным является оксид магния MgO [16]. В системе Al–O возможно образование оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> различных кристаллических модификаций, наиболее стабильным из которых является α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [17]. Температуры  $T_m^\circ$  и энтальпии  $\Delta_m H_{T_m}^\circ$  плавления указанных выше оксидов приведены ниже:

Соединение	$T_m^\circ, ^\circ\text{C}$	$\Delta_m H_{T_m}^\circ, \text{Дж/моль}$
FeO	1378 [18]	33 470 [19]
MgO	2825 [18]	77 400 [18]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2051 [18]	107 530 [18]

Для моделирования ПРKM и определения вида образующихся неметаллических включений необходимо проанализировать фазовые равновесия, реализующиеся в оксидных системах FeO–MgO, FeO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и FeO–MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Фазовая диаграмма системы FeO–MgO характеризуется неограниченной растворимостью компонентов

как в твердом, так и в жидком состояниях [20]. В системе FeO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> возможно образование соединения FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> с температурой плавления 1780 °С [21], а в системе MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> образуется соединение MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> [22] с температурой плавления 2105 °С [21]. При проведении моделирования принимали упрощенное состояние шпинели MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> без наличия твердых растворов. Также система MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> характеризуется наличием твердого раствора на основе оксида магния [21], при этом в интервале температур 1550 – 1650 °С растворимость соединения Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в оксид MgO составляет менее 0,5 %, что определило возможность не учитывать при расчете ПРKM растворимость оксида алюминия в твердом растворе оксидов. Фазовая диаграмма системы FeO–MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в литературе не представлена, однако имеются сведения о наличии непрерывного ряда твердых растворов в псевдобинарной системе FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>–MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> [23].

На основании литературных данных [13, 24, 25] была установлена целесообразность учета при моделировании давления насыщенных паров магния в равновесии с жидким металлом в системах Fe–Mg–O и Fe–Mg–Al–O.

Непосредственно для расчета поверхности растворимости компонентов в металле были определены химические реакции (табл. 1), которые могут протекать в металлическом расплаве исследуемых систем, и температурные зависимости для констант равновесия этих реакций.

Т а б л и ц а 1

#### Температурные зависимости для констант равновесия реакций, протекающих в металлическом расплаве исследуемых систем [26]

Table 1. Temperature dependencies for equilibrium constants of reactions in the metal melt of the studied systems [26]

Химическая реакция	$\lg K = A/T + B$	
	A	B
(FeO) = [Fe] + [O]	–6320	+4,734
(MgO) = [Mg] + [O]	–22 457*	+6,545*
(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) = 2[Al] + 3[O]	–58 383*	+18,063*
FeO  <sub>тв.р</sub> = [Fe] + [O]	–8069	+5,800
MgO  <sub>тв.р</sub> = [Mg] + [O]	–26 500	+7,850
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   = 2[Al] + 3[O]	–64 000	+20,480
FeAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>   <sub>тв.р</sub> = [Fe] + 2[Al] + 4[O]	–76 069*	+27,365*
MgAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>   <sub>тв.р</sub> = [Mg] + 2[Al] + 4[O]	–91 239*	+27,940*
{Mg} = [Mg]	+6670	–6,480

П р и м е ч а н и е. В круглых и квадратных скобках представлены компоненты оксидного и металлического расплава; в прямых скобках указаны твердые соединения; в фигурных скобках – газ; звездочкой показаны значения, полученные в настоящей работе.

Энергетические параметры  $Q_{ijkl}$  теории субрегулярных ионных растворов

Table 2. Energy parameters  $Q_{ijkl}$  of the theory of subregular ionic solutions

Система	$Q_{ijkl}$ , Дж/моль		
FeO – MgO	$Q_{1112} = -5000$	$Q_{1122} = -25\ 000$	$Q_{1222} = -15\ 000$
FeO – Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$Q_{1113} = +212$	$Q_{1133} = -21\ 502$	$Q_{1333} = -11\ 091$
MgO – Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$Q_{2223} = -35\ 361$	$Q_{2233} = -64\ 760$	$Q_{2333} = +8618$
FeO – MgO – Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$Q_{1123} = -50\ 915$	$Q_{1223} = -103\ 336$	$Q_{1233} = -56\ 854$

Моделирование оксидного расплава проводили с использованием теории субрегулярных ионных растворов [6], энергетические параметры которой приведены в табл. 2. Согласно литературным данным [27] активности компонентов твердого раствора в системе FeO–MgO характеризуются положительными отклонениями от закона Рауля. Моделирование фазовых равновесий с участием твердого раствора оксидов  $|\text{FeO}, \text{MgO}|_{\text{тв.р}}$  в системах Fe–Mg–O и Fe–Mg–Al–O проводили с использованием теории регулярных ионных растворов [6], энергетический параметр которой при расчете составил 3000 Дж/моль. При моделировании твердых шпинельных растворов  $|\text{FeAl}_2\text{O}_4, \text{MgAl}_2\text{O}_4|_{\text{тв.р}}$  в системе Fe–Mg–Al–O использовали теорию совершенных ионных растворов [6]. Моделирование металлического расплава проводили с использованием параметров взаимодействия первого порядка по Вагнеру (табл. 3). Активность чистого твердого оксида алюминия принимали равной единице. Активности газовой фазы определяли через парциальные давления.

**РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

Поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe–Mg–O представлена на рис. 1. В области I заданы составы жидкого металла, находящегося в равновесии с оксидным расплавом переменного состава. Если составы жидкого металла отвечают области II, то в качестве равновесной с металлическим расплавом фазы будет находиться твердый раствор  $|\text{FeO}, \text{MgO}|_{\text{тв.р}}$ .

Т а б л и ц а 3

Параметры взаимодействия первого порядка в жидком железе  $e_i^j$  при температуре 1600 °C

Table 3. Parameters of the first-order interaction in liquid iron  $e_i^j$  at 1600 °C

$i \backslash j$	Mg	Al	O
Mg	0 [28, 29]	-0,0170 [28, 30]	-3,0000 [31, 32]
Al	-0,0195 [28, 30]	+0,0450 [29]	-1,9800 [29]
O	-1,9800 [31]	-1,1700 [33]	-0,2000 [29, 32]

При этом состав твердого раствора оксидов будет в значительной степени зависеть от состава металлического расплава. Согласно расчетам при содержании магния в жидком железе порядка  $10^{-5}$  % концентрация ионов железа в твердом растворе составит  $x_{[\text{Fe}^{2+}]} = 0,2020$  или  $|\text{FeO}| = 31,08$  %, а при содержании магния  $10^{-3}$  % концентрация ионов железа в продуктах раскисления не будет превышать  $x_{[\text{Fe}^{2+}]} = 0,0016$  или  $|\text{FeO}| = 0,29$  %. Результаты проведенного расчета координат ПРКМ системы Fe–Mg–O (рис. 1) хорошо согласуются с результатами экспериментов Itoh и др. [34].

На ПРКМ системы Fe–Mg–O нанесены изобары давления паров магния  $\{\text{Mg}\}$  в жидком железе при 1 и 2 атм. Максимальная растворимость магния в жидком железе при температуре 1600 °C по расчету составляет 0,0227 %, что согласуется с литературными данными [12]. Расчетное давление ( $p_{\text{нас}}$ ) насыщенных паров магния, полученное в настоящей работе, в жидком железе составляет для температур 1550 °C – 15,31 атм, 1600 °C – 18,83 атм, 1650 °C – 22,91 атм.

Поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe–Al–O приведена на рис. 2. При значимых ( $>10^{-4}$  %) концентрациях алюминия в металличе-

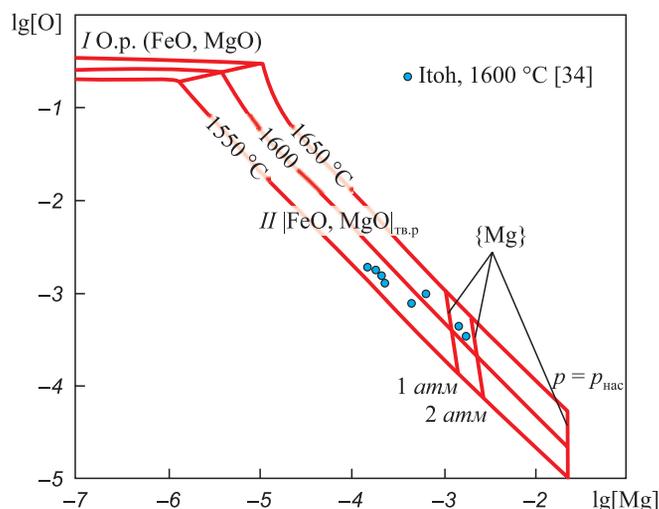


Рис. 1. Фазовые равновесия в жидком металле системы Fe–Mg–O

Fig. 1. Phase equilibria in liquid metal of Fe–Mg–O system

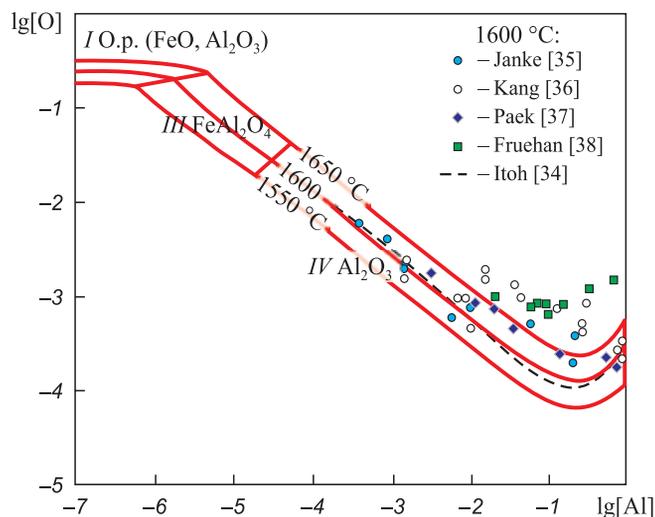


Рис. 2. Фазовые равновесия в жидком металле системы Fe–Al–O

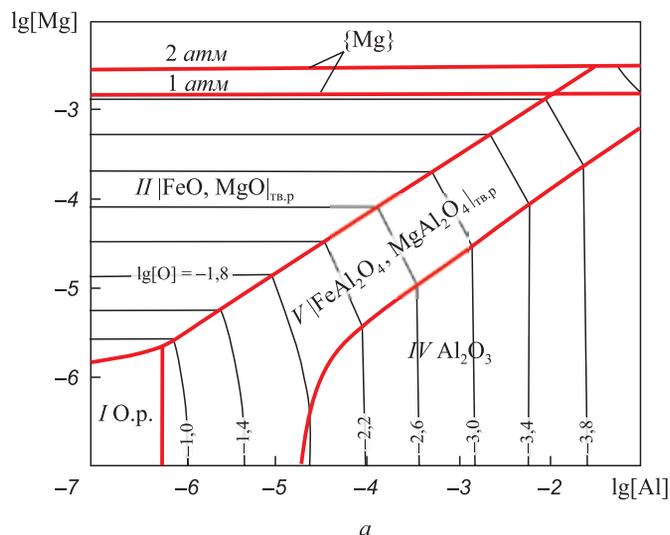
Fig. 2. Phase equilibria in liquid metal of Fe–Al–O system

ком расплаве термодинамически наиболее вероятно образование корунда в качестве продукта раскисления. Для системы Fe–Al–O в литературе представлено достаточно большое количество экспериментальных данных для равновесной концентрации кислорода при температуре 1600 °C [34 – 38]. Можно отметить некоторую несогласованность литературных данных между собой. Так, согласно данным работы [38] при максимуме раскислительной способности алюминия концентрация кислорода в расплаве на основе железа составляет около  $10^{-3}$  %, что на порядок больше, чем по данным работ [34, 37]. Результаты проведенного в настоящей работе моделирования хорошо согласуются с экспериментальными данными Itoh и др. [34].

Поверхность растворимости компонентов в металле для системы Fe–Mg–Al–O приведена на рис. 3. В области I заданы составы жидкого металла равновесного с оксидным расплавом переменного состава, в области II – с твердым раствором  $|\text{FeO, MgO}|_{\text{тв.р}}$ , в области IV – с чистым твердым корундом, в области V – с твердым раствором шпинелей  $|\text{FeAl}_2\text{O}_4, \text{MgAl}_2\text{O}_4|_{\text{тв.р}}$ .

Согласно моделированию образование в качестве включений твердого раствора шпинелей возможно при примерно равных концентрациях магния и алюминия в жидком железе. Образующиеся включения твердого раствора, согласно проведенным расчетам, характеризуются преобладанием в их составе шпинели  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ . Так, при  $[\text{Mg}] = 10^{-4}$  и  $[\text{Al}] = 2 \cdot 10^{-4}$  % твердый раствор будет состоять на 93,75 % из магнезиальной шпинели.

На рис. 3, б также нанесены границы стабильности фаз по литературным данным [39 – 41], которые не согласуются между собой. В наибольшей степени полученные в настоящей работе расчетные линии совпадают с результатами работ [39, 41]. Это объяснимо, так как угол наклона кривых, определяющих границы стабильности фаз в жидком железе, зависит от их рас-



1600 °C:	Seo [39]	Jung [40]	Fujii [41]
MgO – MgAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	●	■	◆
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – MgAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	○	□	◇

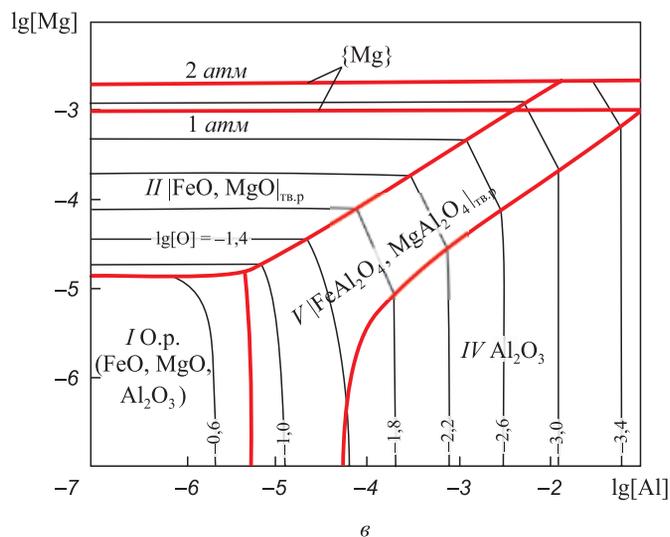
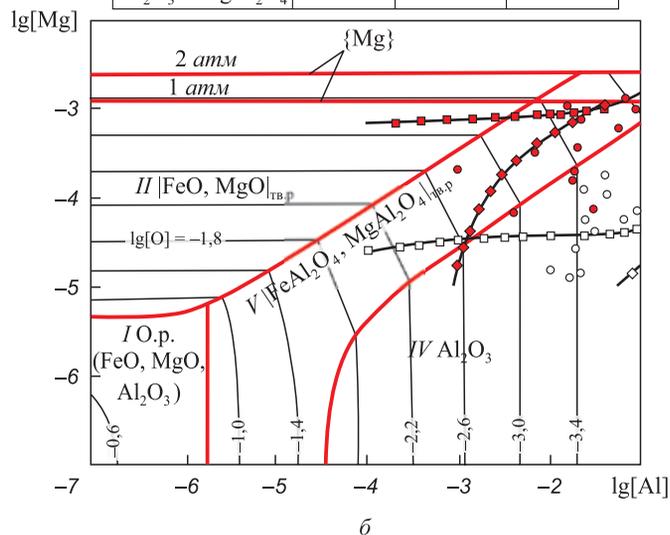


Рис. 3. Фазовые равновесия в жидком металле системы Fe–Mg–Al–O при температурах 1550, 1600 и 1650 °C (а – в)

Fig. 3. Phase equilibria in liquid metal of Fe–Mg–Al–O system at 1550, 1600 and 1650 °C (a – в)

кислительной способности: чем большую раскислительную способность проявляет элемент, тем больше угол наклона кривых будет стремиться к 90°; пологий вид кривых характерен для элементов, обладающих умеренной раскислительной способностью в жидком металле.

## Выводы

Для систем Fe–Mg–O, Fe–Al–O и Fe–Mg–Al–O рассчитаны координаты изотерм растворимости кислорода в металлическом расплаве с использованием методики построения поверхности растворимости компонентов в металле. Результаты расчета приведены в сравнении с экспериментальными данными. В ходе моделирования определена растворимость магния в жидком железе в зависимости от парциального давления паров магния в металлическом расплаве. Согласно результатам моделирования для системы Fe–Mg–Al–O образование в качестве включений твердого раствора шпинелей (с преобладанием в составе  $MgAl_2O_4$ ) возможно при примерно равных концентрациях магния и алюминия в жидком железе.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Жучков В.И., Лукин С.В., Шилина И.В. Раскисление стали кальций – магний – кремниевыми ферросплавами // Изв. вуз. Черная металлургия. 1977. № 12. С. 69 – 71.
- Жалыбин В.И., Ершов Г.С. О восстановлении магния футеровки при выплавке стали, легированной алюминием // Изв. АН СССР. Металлы. 1966. № 1. С. 49 – 53.
- Xu H., Cao W., Dong H., Li J. Effects of aluminium on the microstructure and mechanical properties in 0.2C – 5Mn steels under different heat treatment conditions // ISIJ Intern. 2015. Vol. 55. No. 3. P. 662 – 669.
- Hilty D.C., Grafts W. The solubility of oxygen in liquid iron containing aluminium // Trans. AIME. 1950. Vol. 188. No. 2. P. 414 – 424.
- Gokcen N.A., Chipman J. Aluminium – oxygen equilibrium in liquid iron // Trans. AIME. 1953. Vol. 197. P. 173 – 178.
- Михайлов Г.Г., Леонович Б.И., Кузнецов Ю.С. Термодинамика металлургических процессов и систем. – М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 519 с.
- Чернова Л.А., Михайлов Г.Г. Термодинамические характеристики процессов взаимодействия кислорода с металлическими расплавами систем Fe – V – Me – Si – O – C (Me = Cr, Mn) // Журнал физической химии. 2006. Т. 80. № 11. С. 2058 – 2069.
- Михайлов Г.Г., Чернова Л.А. Термодинамический анализ процессов раскисления стали кальцием и алюминием // Электрометаллургия. 2008. № 3. С. 6 – 8.
- Mikhailov G.G., Zherebtsov D.A. On the interaction of calcium and oxygen in liquid iron // Mater. Sci. Forum. 2016. Vol. 843. P. 52 – 61.
- Jo S.K., Song B., Kim S.H. Thermodynamics on the formation of spinel ( $MgO \cdot Al_2O_3$ ) inclusion in liquid iron containing chromium // Metall. Mater. Trans. B. 2002. Vol. 33 B. P. 703 – 709.
- Zhang T., Min Y., Liu C., Jiang M. Effect of Mg addition on the evolution of inclusions in Al – Ca deoxidized melts // ISIJ Intern. 2015. Vol. 55. No. 8. P. 1541 – 1548.
- Du Y., Zhao J.R., Zhang C., Chen H.L., Zhang L.J. Thermodynamic modeling of the Fe – Mg – Si system // J. Min. Metall. Sect. B. 2007. Vol. 43 B. P. 39 – 56.
- Zhang X., Han Q., Chen D. Dissolution equilibrium of magnesium vapor in liquid iron // Metall. Trans. B. 1991. Vol. 22 B. P. 918 – 921.
- Stein F., Palm M. Re-determination of transition temperatures in the Fe – Al system by differential thermal analysis // Int. J. Mater. Res. 2007. Vol. 98. No. 7. P. 580 – 588.
- Hidayat T., Shishin D., Jak E., Decterov S.A. Thermodynamic reevaluation of the Fe – O system // Calphad. 2015. Vol. 48. P. 131 – 144.
- Wriedt H.A. The Mg – O (magnesium – oxygen) system // Bull. Alloy Phase Diagrams. 1987. Vol. 8. No. 3. P. 227 – 233.
- Wriedt H.A. The Al – O (aluminum – oxygen) system // Bull. Alloy Phase Diagrams. 1985. Vol. 6. No. 6. P. 548 – 553.
- Kubaschewski O., Alcock C.B. Metallurgical Thermochemistry. – Oxford: Pergamon Press Ltd Publ., 1979. – 450 p.
- Darken L.S., Gurry R.W. The system iron–oxygen. II. Equilibrium and thermodynamics of liquid oxide and other phases // J. Am. Chem. Soc. 1946. Vol. 68. P. 798 – 816.
- Wu P., Eriksson G., Pelton A.D., Blander M. Prediction of the thermodynamic properties and phase diagrams of silicate systems – evaluation of the FeO – MgO – SiO<sub>2</sub> system // ISIJ Intern. 1993. Vol. 33. No. 1. P. 26 – 35.
- Slag Atlas. 2<sup>nd</sup> Edition. Edited by Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh). – Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH., 1995. P. 40 – 44.
- Rankin G.A., Merwin H.E. The ternary system CaO – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – MgO // J. Am. Chem. Soc. 1916. Vol. 38. No. 3. P. 568 – 588.
- Ono A. Fe – Mg partitioning between spinel and olivine // J. Japan Assoc. Min. Petr. Econ. Geol. 1983. Vol. 78. P. 115 – 122.
- Yang J., Kuwabara M., Sakai T., Uchida N., Liu Z., Sano M. Simultaneous desulfurization and deoxidation of molten steel with in situ produced magnesium vapor // ISIJ Intern. 2007. Vol. 47. No. 3. P. 418 – 426.
- Mizukami H., Numata M., Yamanaka A. Generation of heterogeneous nucleus in carbon steel during solidification by magnesium vapor injection // ISIJ Intern. 2016. Vol. 56. No. 8. P. 1420 – 1426.
- Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Смирнов Л.А. Термодинамическое моделирование процессов взаимодействия лантана с компонентами металлических расплавов на основе железа // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 12. С. 877 – 883.
- Hasegawa M., Tsukamoto T., Iwase M. Activity of iron oxide in magnesiowüstite in equilibrium with solid metallic iron // Mater. Trans. 2006. Vol. 47. No. 3. P. 854 – 860.
- Satoh N., Taniguchi T., Mishima S., Oka T., Miki T., Hino M. Prediction of nonmetallic inclusion formation in Fe – 40 mass % Ni – 5 mass % Cr alloy production process // Tetsu-to-Hagané. 2009. Vol. 95. No. 12. P. 827 – 836.
- Park J.H., Todoroki H. Control of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> spinel inclusions in stainless steels // ISIJ Intern. 2010. Vol. 50. No. 10. P. 1333 – 1346.
- Itoh H., Hino M., Ban-Ya S. Thermodynamics on the formation of non-metallic inclusion of spinel ( $MgO \cdot Al_2O_3$ ) in liquid steel // Tetsu-to-Hagané. 1998. Vol. 84. No. 2. P. 85 – 90.
- Steelmaking Data Sourcebook, Japan Society for the Promotion of Science, The 19<sup>th</sup> Committee on Steelmaking. – New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1988. P. 288.
- Wang L.J., Liu Y.Q., Wang Q., Chou K.C. Evolution mechanisms of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusions by cerium in spring steel used in fasteners of high-speed railway // ISIJ Intern. 2015. Vol. 55. No. 5. P. 970 – 975.
- Prox H., Hino M., Ban-Ya S. Assessment of Al deoxidation equilibrium in liquid iron // Tetsu-to-Hagané. 1997. Vol. 83. No. 12. P. 773 – 778.
- Itoh H., Hino M., Ban-Ya S. Thermodynamics on the formation of spinel nonmetallic inclusion in liquid steel // Metall. Mater. Trans. B. 1997. Vol. 28 B. P. 953 – 956.
- Janke D., Fischer W.A. Desoxidationsgleichgewichte von titan, aluminium und zirconium in eisenschmelzen bei 1600 °C // Arch. Eisenhüttenwes. 1976. Vol. 47. No. 4. P. 195 – 198.
- Kang Y., Thunman M., Sichen D., Morohoshi T., Mizukami K., Morita K. Aluminum deoxidation equilibrium of molten iron –

- aluminum alloy with wide aluminum composition range at 1873 K // *ISIJ Intern.* 2009. Vol. 49. No. 10. P. 1483 – 1489.
37. Paek M.K., Jang J.M., Kang Y.B., Pak J.J. Aluminum deoxidation equilibria in liquid iron: part I. Experimental // *Metall. Mater. Trans. B.* 2015. Vol. 46. No. 4. P. 1826 – 1836.
  38. Fruehan R.J. Activities in liquid Fe–Al–O and Fe–Ti–O alloys // *Metall. Trans.* 1970. Vol. 1. No. 12. P. 3403 – 3410.
  39. Seo J.D., Kim S.H. Thermodynamic assessment of Mg deoxidation reaction of liquid iron and equilibria of [Mg] – [Al] – [O] and [Mg] – [S] – [O] // *Steel Res.* 2000. Vol. 71. No. 4. P. 101 – 106.
  40. Jung I.H., Deckerov S.A., Pelton A.D. Computer applications of thermodynamic databases to inclusion engineering // *ISIJ Intern.* 2004. Vol. 44. No. 3. P. 527 – 536.
  41. Fujii K., Nagasaka T., Hino M. Activities of the constituents in spinel solid solution and free energies of formation of MgO, MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // *ISIJ Intern.* 2000. Vol. 40. No. 11. P. 1059 – 1066.

Поступила в редакцию 18 февраля 2019 г.

После доработки 22 апреля 2019 г.

Принята к публикации 30 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 639–645.

## THERMODYNAMIC MODELING OF ISOTHERMS OF OXYGEN SOLUBILITY IN LIQUID METAL OF Fe–Mg–Al–O SYSTEM

G.G. Mikhailov<sup>1</sup>, O.V. Samoilo<sup>1</sup>, L.A. Makrovets<sup>1</sup>,  
L.A. Smirnov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup>Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

**Abstract.** Studying the interaction between oxygen and magnesium and aluminum dissolved in liquid iron is an important task in order to choose optimal parameters for refining and casting of steels. Relevance of this research is caused by determining the possibility and conditions for formation of unfavorable refractory particles of magnesium oxide and magnesian spinel in a metal melt. In the course of this research, thermodynamic modeling of phase equilibria implemented in liquid metal of such systems as Fe–Mg–O, Fe–Al–O and Fe–Mg–Al–O within the temperature range of 1550–1650 °C was carried out. Calculation was made using the technique of constructing the solubility surfaces for the metal components which connects quantitative changes in composition of a liquid metal with qualitative changes in composition of products obtained as a result of interaction of a metallic melt's components. The modeling method was based not only on using equilibrium constants of reactions occurring between components of the systems under research in the selected temperature range, but also on taking into account the values of interaction parameters of the first order (according to Wagner) of elements in liquid iron. In order to simulate activities of the oxide melt conjugated with the metallic one, approximation of the theory of subregular ionic solutions was used. To model activities of oxides solid solution, approximation of the theory of regular ionic solutions was used. And the theory of ideal ionic solutions was used for the solid solution of spinels. In the course of the work, isotherms of oxygen's solubility in liquid metal of systems Fe–Mg–O, Fe–Al–O and Fe–Mg–Al–O have been constructed, and regions of thermodynamic stability of oxide phases conjugated with the metallic melt have been determined. In particular, compositions area of a liquid metal which is going to be in equilibrium with the solid solution of spinels  $[\text{FeAl}_2\text{O}_4, \text{MgAl}_2\text{O}_4]_{\text{solid}}$  solution has been determined for Fe–Mg–Al–O system. Results obtained in the course of thermodynamic modeling have been compared to experimental data.

**Keywords:** simulation, phase equilibria, thermodynamics, phase diagram, magnesium, aluminum, deoxidation.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-639-645

### REFERENCES

1. Zhuchkov V.I., Lukin S.V., Shilina I.V. Deoxidation of steel by calcium-magnesium-silicon ferroalloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1977, no. 12, pp. 69–71. (In Russ.).
2. Zhalybin V.I., Ershov G.S. On the recovery of magnesium lining at smelting of steel alloyed by aluminum. *Izv. AN SSSR. Metall.* 1966, no. 1, pp. 49–53. (In Russ.).
3. Xu H., Cao W., Dong H., Li J. Effects of aluminium on the microstructure and mechanical properties in 0.2C–5Mn steels under different heat treatment conditions. *ISIJ Intern.* 2015, vol. 55, no. 3, pp. 662–669.
4. Hilty D.C., Grafts W. The solubility of oxygen in liquid iron containing aluminium. *Trans. AIME.* 1950, vol. 188, no. 2, pp. 414–424.
5. Gokcen N.A., Chipman J. Aluminium – oxygen equilibrium in liquid iron. *Trans. AIME.* 1953, vol. 197, pp. 173–178.
6. Mikhailov G.G., Leonovich B.I., Kuznetsov Yu.S. *Termodinamika metallurgicheskikh protsessov i sistem* [Thermodynamics of metallurgical processes and systems]. Moscow: ID MISiS, 2009, 519 p. (In Russ.).
7. Chernova L.A., Mikhailov G.G. Thermodynamic characteristics of the interaction of oxygen with metal melts of Fe–V–Me–Si–O–C (Me = Cr and Mn) systems. *Russian Journal of Physical Chemistry A.* 2006, vol. 80, no. 11, pp. 1832–1836.
8. Mikhailov G.G., Chernova L.A. Thermodynamic analysis of the processes of steel deoxidation by calcium and aluminum. *Elektrometallurgiya.* 2008, no. 3, pp. 6–8. (In Russ.).
9. Mikhailov G.G., Zherebtsov D.A. On the interaction of calcium and oxygen in liquid iron. *Mater. Sci. Forum.* 2016, vol. 843, pp. 52–61.
10. Jo S.K., Song B., Kim S.H. Thermodynamics on the formation of spinel (MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) inclusion in liquid iron containing chromium. *Metall. Mater. Trans. B.* 2002, vol. 33 B, pp. 703–709.
11. Zhang T., Min Y., Liu C., Jiang M. Effect of Mg addition on the evolution of inclusions in Al–Ca deoxidized melts. *ISIJ Intern.* 2015, vol. 55, no. 8, pp. 1541–1548.
12. Du Y., Zhao J.R., Zhang C., Chen H.L., Zhang L.J. Thermodynamic modeling of the Fe–Mg–Si system. *J. Min. Metall. Sect. B.* 2007, vol. 43 B, pp. 39–56.
13. Zhang X., Han Q., Chen D. Dissolution equilibrium of magnesium vapor in liquid iron. *Metall. Trans. B.* 1991, vol. 22 B, pp. 918–921.
14. Stein F., Palm M. Re-determination of transition temperatures in the Fe–Al system by differential thermal analysis. *Int. J. Mater. Res.* 2007, vol. 98, no. 7, pp. 580–588.
15. Hidayat T., Shishin D., Jak E., Deckerov S.A. Thermodynamic reevaluation of the Fe–O system. *Calphad.* 2015, vol. 48, pp. 131–144.
16. Wriedt H.A. The Mg–O (magnesium – oxygen) system. *Bull. Alloy Phase Diagrams.* 1987, vol. 8, no. 3, pp. 227–233.
17. Wriedt H.A. The Al–O (aluminum – oxygen) system. *Bull. Alloy Phase Diagrams.* 1985, vol. 6, no. 6, pp. 548–553.
18. Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry.* Oxford: Pergamon Press Ltd Publ., 1979, 450 p.
19. Darken L.S., Gurry R.W. The system iron–oxygen. II. Equilibrium and thermodynamics of liquid oxide and other phases. *J. Am. Chem. Soc.* 1946, vol. 68, pp. 798–816.
20. Wu P., Eriksson G., Pelton A.D., Blander M. Prediction of the thermodynamic properties and phase diagrams of silicate systems – evaluation of the FeO–MgO–SiO<sub>2</sub> system. *ISIJ Intern.* 1993, vol. 33, no. 1, pp. 26–35.

21. *Slag Atlas*. 2<sup>nd</sup> ed. Edited by Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh). Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH., 1995, pp. 40–44.
  22. Rankin G.A., Merwin H.E. The ternary system CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO. *J. Am. Chem. Soc.* 1916, vol. 38, no. 3, pp. 568–588.
  23. Ono A. Fe–Mg partitioning between spinel and olivine. *J. Japan Assoc. Min. Petr. Econ. Geol.* 1983, vol. 78, pp. 115–122.
  24. Yang J., Kuwabara M., Sakai T., Uchida N., Liu Z., Sano M. Simultaneous desulfurization and deoxidation of molten steel with in situ produced magnesium vapor. *ISIJ Intern.* 2007, vol. 47, no. 3, pp. 418–426.
  25. Mizukami H., Numata M., Yamanaka A. Generation of heterogeneous nucleus in carbon steel during solidification by magnesium vapor injection. *ISIJ Intern.* 2016, vol. 56, no. 8, pp. 1420–1426.
  26. Mikhailov G.G., Makrovets L.A., Smirnov L.A. Thermodynamic modeling of lanthanum interaction processes using iron-based metallic melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2015, vol. 58, no. 12, pp. 877–883. (In Russ.).
  27. Hasegawa M., Tsukamoto T., Iwase M. Activity of iron oxide in magnesiowüstite in equilibrium with solid metallic iron. *Mater. Trans.* 2006, vol. 47, no. 3, pp. 854–860.
  28. Satoh N., Taniguchi T., Mishima S., Oka T., Miki T., Hino M. Prediction of nonmetallic inclusion formation in Fe – 40 mass % Ni – 5 mass % Cr alloy production process. *Tetsu-to-Hagané.* 2009, vol. 95, no. 12, pp. 827–836.
  29. Park J.H., Todoroki H. Control of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> spinel inclusions in stainless steels. *ISIJ Intern.* 2010, vol. 50, no. 10, pp. 1333–1346.
  30. Itoh H., Hino M., Ban-Ya S. Thermodynamics on the formation of non-metallic inclusion of spinel (MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) in liquid steel. *Tetsu-to-Hagané.* 1998, vol. 84, no. 2, pp. 85–90.
  31. *Steelmaking Data Sourcebook. Japan Society for the Promotion of Science, The 19<sup>th</sup> Committee on Steelmaking.* New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1988, p. 288.
  32. Wang L.J., Liu Y.Q., Wang Q., Chou K.C. Evolution mechanisms of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusions by cerium in spring steel used in fasteners of high-speed railway. *ISIJ Intern.* 2015, vol. 55, no. 5, pp. 970–975.
  33. Prox H., Hino M., Ban-Ya S. Assessment of Al deoxidation equilibrium in liquid iron. *Tetsu-to-Hagané.* 1997, vol. 83, no. 12, pp. 773–778.
  34. Itoh H., Hino M., Ban-Ya S. Thermodynamics on the formation of spinel nonmetallic inclusion in liquid steel. *Metall. Mater. Trans. B.* 1997, vol. 28 B, pp. 953–956.
  35. Janke D., Fischer W.A. Desoxidationsgleichgewichte von Titan, Aluminium und Zirconium in Eisenschmelzen bei 1600 °C. *Arch. Eisenhüttenwes.* 1976, vol. 47, no. 4, pp. 195–198. (In Germ.).
  36. Kang Y., Thunman M., Sichen D., Morohoshi T., Mizukami K., Morita K. Aluminum deoxidation equilibrium of molten iron – aluminum alloy with wide aluminum composition range at 1873 K. *ISIJ Intern.* 2009, vol. 49, no. 10, pp. 1483–1489.
  37. Paek M.K., Jang J.M., Kang Y.B., Pak J.J. Aluminum deoxidation equilibria in liquid iron: part I. *Experimental. Metall. Mater. Trans. B.* 2015, vol. 46, no. 4, pp. 1826–1836.
  38. Fruehan R.J. Activities in liquid Fe–Al–O and Fe–Ti–O alloys. *Metall. Trans.* 1970, vol. 1, no. 12, pp. 3403–3410.
  39. Seo J.D., Kim S.H. Thermodynamic assessment of Mg deoxidation reaction of liquid iron and equilibria of [Mg]–[Al]–[O] and [Mg]–[S]–[O]. *Steel Res.* 2000, vol. 71, no. 4, pp. 101–106.
  40. Jung I.H., Decterov S.A., Pelton A.D. Computer applications of thermodynamic databases to inclusion engineering. *ISIJ Intern.* 2004, vol. 44, no. 3, pp. 527–536.
  41. Fujii K., Nagasaka T., Hino M. Activities of the constituents in spinel solid solution and free energies of formation of MgO, MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *ISIJ Intern.* 2000, vol. 40, no. 11, pp. 1059–1066.
- Funding.** The work was supported by the Government of the Russian Federation (Decree No. 211 of March 16, 2013), Agreement No. 02.A03.21.0011.
- Information about the authors:**
- G.G. Mikhailov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials (mikhailovgg@susu.ru)
- O.V. Samoilova**, Cand. Sci. (Chem.), Senior Researcher of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials (samoylova\_o@mail.ru)
- L.A. Makrovets**, Engineer of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials (makrovetsla@susu.ru)
- L.A. Smirnov**, Academician of Russian Academy of Sciences (RAS), Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher (sekretar@uim-stavan.ru)

Received February 18, 2019

Revised April 22, 2019

Accepted April 30, 2019

УДК 621.313

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕГРУЗОК МЕХАНИЗМА ПОДЪЕМА МОСТОВЫХ КРАНОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ

*Варламов В.В.<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., профессор кафедры прикладной математики  
и информатики (vadim.varlamov@mail.ru)*

*Кипервассер М.В.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры электротехники, электропривода  
и промышленной электроники (kipervasser2012@ya.ru)*

*Герасимук А.В.<sup>2</sup>, ведущий специалист отдела электроснабжения (heavymetd17200@gmail.com)*

<sup>1</sup> **Сибирский государственный индустриальный университет**  
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)  
<sup>2</sup> **АО «Сибирский Тяжпромэлектропроект»**  
(654000, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 5)

**Аннотация.** Рассмотрены электромеханические процессы, протекающие при подъеме груза мостовым краном. Основная идея работы заключается в идентификации аварийного режима (перегрузки крана) методом, основанным на контроле тока статора электродвигателя подъема. Для получения диаграмм тока статора электродвигателя разработана математическая модель мостового крана (трехмассовой схемы), которая включает в себя уравнения, описывающие упругие свойства балок крана и его каната. Для описания приводного асинхронного электродвигателя принята система  $(\alpha, \beta)$ -координат, неподвижных относительно статора электродвигателя. Цикл подъема груза рассматривается как последовательность трех этапов: выбор «слабины» каната; натяжение каната; отрыв и подъем груза. Для каждого этапа составлены системы дифференциальных уравнений, описывающие движение масс элементов мостового крана и поведение электрических параметров электродвигателя. Определены начальные и граничные условия для каждого из этапов. Проведены предварительные преобразования системы уравнений к решению численными методами и последующее моделирование этапов подъема грузов разной массы. Последовательное решение трех краевых задач позволяет получить величины интересующих токов статора в момент отрыва груза. Получены диаграммы токов фазы статора электродвигателя для грузов различной массы. Результаты моделирования свидетельствуют о наличии поддающейся фиксации разнице величин токов статора после отрыва груза от опорной поверхности. На основании разработанной модели и полученных результатов исследования предложена функциональная схема устройства защиты крана от перегрузки и описан принцип его работы, который заключается в контроле поднимаемой массы груза и контроле тока статора при подъеме груза. Сделан вывод о целесообразности и эффективности контроля электрических величин электродвигателя подъема для организации защиты мостового крана от перегрузок. Оценена эффективность работы предложенной системы.

**Ключевые слова:** ток статора, электродвигатель, защита, кран, моделирование, перегрузки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-646-651

### ВВЕДЕНИЕ

Ведение технологических процессов на металлургических предприятиях обеспечивается значительным количеством технологического и ремонтного оборудования. На металлургических предприятиях одним из основных видов оборудования является грузоподъемное оборудование: мостовые краны и кранбалки различного назначения. Доля грузоподъемных механизмов в общем количестве технологического и ремонтного оборудования цехов металлургических предприятий может достигать 9 – 12 %. Например, общее количество мостовых кранов площадки строительного проката АО «ЕВРАЗ ЗСМК» составляет порядка 530 единиц. От надежной и безопасной работы грузоподъемных кранов зависит безопасность персонала, ритмичность технологических процессов и экономические показатели предприятий. В этой связи разработка средств защиты и диагностики грузо-

подъемных механизмов от аварийных ситуаций является актуальной задачей [1, 2].

К основным аварийным ситуациям мостовых кранов можно отнести следующие события: обрыв подъемных канатов, переподъем грузозахватного органа, нарушение целостности и геометрии конструкции крана, выход из строя электродвигателя подъема. Значительная часть перечисленных аварийных ситуаций вызвана увеличением нагрузки при подъеме груза до недопустимой.

Для предотвращения аварийных режимов, вызванных подъемом грузов чрезмерной массы, используются предохранительные устройства (ограничители грузоподъемности). Предлагается к использованию несколько основных способов контроля перегрузки. Устройства с пружинно-рычажными системами не обладают достаточными точностью и быстродействием [3], тензодатчики также имеют недостаточную чувствительность [4, 5]. Возможны устройства

с применением дополнительных силовых элементов, усложняющих конструкцию и снижающих надежность защиты [6].

С учетом изложенного, а также в условиях недостатка эксплуатирующего и ремонтного персонала, для диагностики аварийной ситуации необходимо использовать все технические возможности, в том числе методы косвенного контроля. Идентификация аварийной ситуации подъема груза чрезмерной массы возможна с использованием косвенного метода, основанного на контроле электрических параметров электродвигателя механизма подъема [7, 8]. Для выявления диагностических признаков следует провести исследование модели объекта в аварийной ситуации.

### МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА ПОДЪЕМА ГРУЗА КРАНОМ

Для описания механической части привода подъема мостовых кранов принята стандартная приведенная на рис. 1 трехмассовая модель с упругими связями между массами [9].

Движение масс трехмассовой модели после отрыва груза по данным работы [9] описывается выражениями

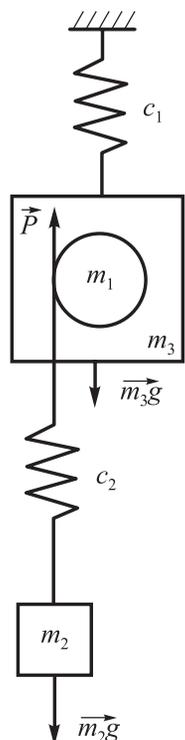


Рис. 1. Трехмассовая схема механизма подъема:  $m_1, m_2$  и  $m_3$  – приведенные к канату массы груза, моста и вращающихся частей механизма подъема;  $c_1$  и  $c_2$  – жесткости каната и моста крана;  $P$  – среднестартовая сила электродвигателя

Fig. 1. Three-mass diagram of the lifting mechanism:  $m_1, m_2$  and  $m_3$  are masses of the load, bridge, and rotating parts of the lifting mechanism brought to the rope;  $c_1$  and  $c_2$  – rigidity of rope and crane bridge;  $P$  – motor starting force

$$\begin{cases} m_1 x_1'' = P - F_k(t); \\ m_2 x_2'' = F_k(t) - Q + m_2 x_3''; \\ m_3 x_3'' = G + F_k(t) - F_{упр.м}(t), \end{cases} \quad (1)$$

где  $x_1, x_2, x_3$  – перемещения масс;  $Q = m_1 g$  – вес поднимаемого груза;  $G = m_3 g$  – вес моста крана с тележкой;  $F_k(t)$  – сила натяжения подъемного каната;  $F_{упр.м}(t)$  – упругая сила балок моста.

Для описания приводного асинхронного электродвигателя принята система  $(\alpha, \beta)$ -координат, неподвижных относительно статора электродвигателя [10, 11]:

$$\begin{cases} \frac{d\psi_{s\alpha}}{dt} + r_s i_{s\alpha} = U_{мф} \sin(\omega t); \\ \frac{d\psi_{s\beta}}{dt} + r_s i_{s\beta} = 0; \\ \frac{d\psi_{r\alpha}}{dt} + r_r i_{r\alpha} + \frac{i}{R_{б\alpha\rho}} x_1' \psi_{r\beta} = 0; \\ \frac{d\psi_{r\beta}}{dt} + r_r i_{r\beta} - \frac{i}{R_{б\alpha\rho}} x_1' \psi_{r\alpha} = 0; \\ \psi_{s\alpha} = L_s i_{s\alpha} + L_m i_{r\alpha}; \\ \psi_{s\beta} = L_s i_{s\beta} + L_m i_{r\beta}; \\ \psi_{r\alpha} = L_r i_{r\alpha} + L_m i_{s\alpha}; \\ \psi_{r\beta} = L_r i_{r\beta} + L_m i_{s\beta}; \\ P = 3k(\psi_{s\alpha} i_{s\beta} - \psi_{s\beta} i_{s\alpha}), \end{cases} \quad (2)$$

где  $r_s$  и  $r_r$  – сопротивления статора и ротора;  $L_s$  и  $L_r$  – индуктивности статора и ротора;  $L_m$  – взаимная индуктивность статора и ротора;  $\omega$  – угловая частота;  $U_{мф}$  – фазное напряжение;  $\psi_{s\alpha}, \psi_{r\alpha}, \psi_{s\beta}, \psi_{r\beta}$  – потокоцепления статора ( $\psi_s$ ) и ротора ( $\psi_r$ ) по продольной ( $\alpha$ ) и поперечной ( $\beta$ ) осям;  $i_{s\alpha}, i_{s\beta}$  и  $i_{r\alpha}, i_{r\beta}$  – составляющие токов статора и ротора по продольной и поперечной осям;  $i$  – передаточное число механизма подъема;  $R_{б\alpha\rho}$  – радиус барабана механизма подъема;  $k = i/R_{б\alpha\rho}$  – коэффициент приведения электромагнитного момента двигателя к подъемному канату.

В работе [9] цикл подъема груза рассматривается как последовательность трех этапов:

- выбор «слабины» каната;
- натяжение каната;
- отрыв и подъем груза.

Для каждого из этапов с использованием выражений (1), (2) можно записать систему дифференциальных уравнений, описывающих движение масс и поведение электрических параметров двигателя [9, 10, 12].

#### Первый этап.

– начальные условия:

$$\begin{aligned} x_1' = 0; x_2' = 0; x_3' = 0; i_{s\alpha} = i_{s\alpha 0}; i_{s\beta} = i_{s\beta 0}; \\ i_{r\alpha} = i_{r\alpha 0}; i_{r\beta} = i_{r\beta 0}; t = 0; \end{aligned}$$

– система уравнений:

$$\left\{ \begin{aligned} m_1 x_1'' &= 3kL_m(i_{r\alpha}i_{s\beta} - i_{r\beta}i_{s\alpha}); \\ L_s \frac{di_{s\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{r\alpha}}{dt} + r_s i_{s\alpha} &= U_{\text{мф}} \sin(\omega t); \\ L_s \frac{di_{s\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{r\beta}}{dt} + r_s i_{s\beta} &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{s\alpha}}{dt} + r_r i_{r\alpha} - \\ - kx_1'(L_r i_{r\beta} + L_m i_{s\beta}) &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{s\beta}}{dt} + r_r i_{r\beta} + \\ + kx_1'(L_r i_{r\alpha} + L_m i_{s\alpha}) &= 0; \end{aligned} \right. \quad (3)$$

– условие окончания:

$$F_{\kappa}(t) = c_1 x_1 > 0. \quad (4)$$

**Второй этап.**

– начальные условия:

$$\begin{aligned} x_1' &= x_{1\kappa}' ; x_2' = 0 ; x_3' = x_{3\kappa}' ; i_{s\alpha} = i_{s\alpha\kappa} ; i_{s\beta} = i_{s\beta\kappa} ; \\ i_{r\alpha} &= i_{r\alpha\kappa} ; i_{r\beta} = i_{r\beta\kappa} ; t = t_{\kappa} ; \end{aligned}$$

– система уравнений:

$$\left\{ \begin{aligned} m_1 x_1'' &= 3kL_m(i_{r\alpha}i_{s\beta} - i_{r\beta}i_{s\alpha}) - \\ - c_1(x_1 - x_3); \\ m_3 x_3'' &= G + c_1(x_1 - x_3) - c_2 x_3; \\ L_s \frac{di_{s\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{r\alpha}}{dt} + r_s i_{s\alpha} &= U_{\text{мф}} \sin(\omega t); \\ L_s \frac{di_{s\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{r\beta}}{dt} + r_s i_{s\beta} &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{s\alpha}}{dt} + r_r i_{r\alpha} - \\ - kx_1'(L_r i_{r\beta} + L_m i_{s\beta}) &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{s\beta}}{dt} + r_r i_{r\beta} + \\ + kx_1'(L_r i_{r\alpha} + L_m i_{s\alpha}) &= 0; \end{aligned} \right. \quad (5)$$

– условие окончания:

$$F_{\kappa}(t) = c_1(x_1 - x_2) = m_2 g. \quad (6)$$

**Третий этап.**

– начальные условия:

$$\begin{aligned} x_1' &= x_{1\kappa}' ; x_2' = 0 ; x_3' = x_{3\kappa}' ; i_{s\alpha} = i_{s\alpha 2\kappa} ; i_{s\beta} = i_{s\beta 2\kappa} ; \\ i_{r\alpha} &= i_{r\alpha 2\kappa} ; i_{r\beta} = i_{r\beta 2\kappa} ; t = t_{2\kappa} ; \end{aligned}$$

– система уравнений:

$$\left\{ \begin{aligned} m_1 x_1'' &= 3kL_m(i_{r\alpha}i_{s\beta} - i_{r\beta}i_{s\alpha}) - Q - c_1(x_1 - x_2); \\ m_2 x_2'' &= c_1(x_1 - x_2) - Q + m_2 x_3''; \\ m_3 x_3'' &= G + c_1(x_1 - x_2) - c_2 x_3; \\ L_s \frac{di_{s\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{r\alpha}}{dt} + r_s i_{s\alpha} &= U_{\text{мф}} \sin(\omega t); \\ L_s \frac{di_{s\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{r\beta}}{dt} + r_s i_{s\beta} &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\alpha}}{dt} + L_m \frac{di_{s\alpha}}{dt} + r_r i_{r\alpha} - kx_1'(L_r i_{r\beta} + L_m i_{s\beta}) &= 0; \\ L_r \frac{di_{r\beta}}{dt} + L_m \frac{di_{s\beta}}{dt} + r_r i_{r\beta} + kx_1'(L_r i_{r\alpha} + L_m i_{s\alpha}) &= 0. \end{aligned} \right. \quad (7)$$

Системы уравнений (3), (5), (7) являются задачами Коши. При этом начальные условия для каждой следующей задачи определяются по результатам расчета предыдущей.

Для приведения систем (3), (5), (7) к стандартному виду введем замену [13, 14]:

$$\left\{ \begin{aligned} i_{s\alpha} &= \frac{1}{\sigma X_s} \Psi_{s\alpha} - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} \Psi_{r\alpha}; \\ i_{s\beta} &= \frac{1}{\sigma X_s} \Psi_{s\beta} - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} \Psi_{r\beta}; \\ i_{r\alpha} &= \frac{1}{\sigma X_r} \Psi_{r\alpha} - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} \Psi_{s\alpha}; \\ i_{r\beta} &= \frac{1}{\sigma X_r} \Psi_{r\beta} - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} \Psi_{s\beta}, \end{aligned} \right. \quad (8)$$

где  $X_m = \omega L_m$  – индуктивное сопротивление взаимной индуктивности машины;  $X_r = \omega L_r$  и  $X_s = \omega L_s$  – индуктивные сопротивления ротора и статора;  $\sigma = \frac{X_m^2}{X_s X_r}$  – коэффициент рассеяния.

Введем также следующие обозначения:

Исходное обозначение . . .  $\Psi_{s\alpha} \Psi_{s\beta} \Psi_{r\alpha} \Psi_{r\beta} x_1' x_2' x_3' x_1 x_2 x_3$   
 Замена . . . . .  $w_1 w_2 w_3 w_4 w_5 w_6 w_7 w_8 w_9 w_{10}$

Запишем соотношения (8) в новых обозначениях

$$\left\{ \begin{aligned} i_{s\alpha} &= \frac{1}{\sigma X_s} w_1 - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} w_3; \\ i_{s\beta} &= \frac{1}{\sigma X_s} w_2 - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} w_4; \\ i_{r\alpha} &= \frac{1}{\sigma X_r} w_3 - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} w_1; \\ i_{r\beta} &= \frac{1}{\sigma X_r} w_4 - \frac{X_m}{\sigma X_r X_s} w_2. \end{aligned} \right. \quad (9)$$

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ**

Преобразуем систему уравнений (3), (5), (7) с учетом (9) и вышеприведенной замены переменных [15 – 18].

На примере системы выражений (7) (третий этап) покажем приведение к стандартному виду. Запишем систему (7) с учетом замены и новых обозначений:

$$\begin{cases} \frac{dw_1}{dt} = -U_{\text{мф}} \sin(\omega t) - r_s i_{s\alpha}; \\ \frac{dw_2}{dt} = -r_s i_{s\beta}; \\ \frac{dw_3}{dt} = -r_r i_{r\alpha} + kw_3 w_4; \\ \frac{dw_4}{dt} = -r_r i_{r\beta} + kw_3 w_3; \\ \frac{dw_5}{dt} = \frac{3kL_m}{m_1} (i_{r\alpha} i_{s\beta} - i_{r\beta} i_{s\alpha}) - \frac{c_1}{m_1} (w_8 - w_9); \\ \frac{dw_6}{dt} = \frac{c_1}{m_2} (w_8 - w_9) - \frac{Q}{m_2} + \frac{dw_7}{dt}; \\ \frac{dw_7}{dt} = \frac{G}{m_3} + \frac{c_1}{m_3} (w_8 - w_9) - \frac{c_2}{m_3} w_{10}; \\ \frac{dw_8}{dt} = w_5; \\ \frac{dw_9}{dt} = w_6; \\ \frac{dw_{10}}{dt} = w_7. \end{cases} \quad (10)$$

Последовательным решением трех задач Коши можно рассчитать величины интересующих токов статора. Совместное решение преобразованных выражений (3), (5), (7) позволяет получить электрические величины электродвигателя (токов статора) на этапе начала движения при отрыве груза от опорной поверхности.

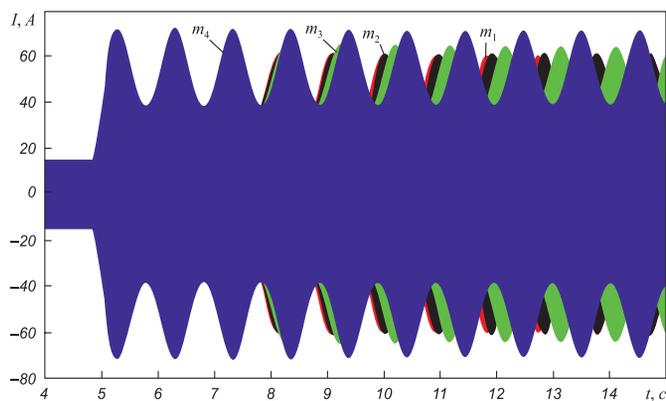


Рис. 2. Колебания тока статора электродвигателя при подъеме грузов различной массы для полной последовательности трех этапов в масштабе нескольких колебаний грузов

Fig. 2. Oscillations of current of the electric motor stator when lifting loads of different weights for a complete sequence of three stages on a scale of several loads oscillations

Приведенная методика была использована для расчетов токов статора двигателя механизма подъема ремонтного мостового крана грузоподъемностью 32 т АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в программном комплексе MatLab [19, 20].

Исследовали величины токов статора в режиме подъема грузов допустимой массы и подъема груза массой, превышающей допустимую на 3, 15 и 25 %. Результаты моделирования: величины токов статора электродвигателя подъема при отрыве от поверхности грузов массой  $m_1 = 32\ 000$  кг,  $m_2 = 33\ 000$  кг,  $m_3 = 36\ 000$  кг и  $m_4 = 40\ 000$  кг ( $I_1(t)$ ,  $I_2(t)$ ,  $I_3(t)$  и  $I_4(t)$  соответственно) показаны на рис. 2 – 4.

На рис. 2 до момента времени 4,8 с продолжается выбор «слабины» каната механизма подъема (первый этап движения механизма). На первом этапе ток статора не зависит от величины массы груза и одинаков для всех грузов. Значение тока в течение первого этапа неизменно (за исключением не изображенного на рис. 2 промежутка времени при запуске двигателя). Величина «слабины» каната принята одинаковой для всех грузов. В момент времени 4,8 с первый этап движения заканчивается в соответствии с условием (4) окончания первого этапа.

На втором этапе движения амплитудное значение тока возрастает по мере натяжения каната механизма подъема. До окончания этапа значения тока также не зависят от массы груза (рис. 2, 3).

Время начала третьего этапа движения для каждого из грузов различно (рис. 2, 3). В соответствии с условием окончания второго этапа (6) для грузов большей массы отрыв груза происходит позднее.

На третьем этапе движения амплитудные значения тока колеблются с частотой, определяемой соотношением приведенных масс и жесткостью связей. Кроме

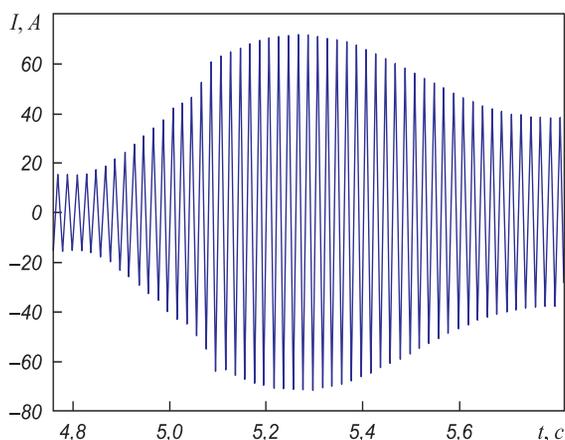


Рис. 3. Колебания тока статора электродвигателя при подъеме грузов различной массы в масштабе одного первого колебания грузов

Fig. 3. Oscillations of current of the electric motor stator when lifting loads of different weights on the scale of the first oscillation of loads

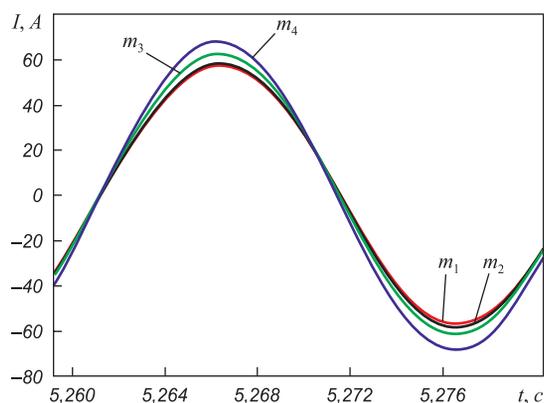


Рис. 4. Ток статора электродвигателя при подъеме грузов различной массы в масштабе одного полного колебания тока

Fig. 4. Current of the electric motor stator when lifting loads of different weights on the scale of one complete current oscillation

смещения по времени начала третьего этапа (отрыва груза) отличаются по величине мгновенные и амплитудные значения тока для разных масс  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $m_3$  и  $m_4$  (рис. 2 – 4). Также наблюдается смещение колебаний по фазе для грузов различной массы. Появление различий в величинах моделируемого тока статора на третьем этапе свидетельствует о чувствительности модели к вариации массы поднимаемого груза.

## Выводы

Проведено математическое моделирование процессов подъема грузов различной массы. На первых двух этапах значения тока приводного электродвигателя механизма подъема не зависят от массы груза. Время начала третьего этапа зависит от массы груза. Частота колебаний тока на третьем этапе зависит от массы груза, но при этом изменяется в небольших пределах (для грузов с массами 32 и 40 т разница составила 0,1 Гц). Мгновенные и амплитудные значения тока на третьем этапе возрастают по мере увеличения массы груза. Результаты моделирования свидетельствуют о наличии поддающейся фиксации разнице величин токов статора для грузов разной массы после отрыва груза от опорной поверхности. Таким образом, контроль электрических величин электродвигателя подъема позволяет создать защиту грузоподъемного механизма от перегрузки на основании метода амплитудного анализа тока статора.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прокофьев Б.И., Попов М.Ю. Безопасная эксплуатация крановых сооружений: Учебное пособие. – Томск: изд. Томского государственного архитектурно-строительного университета, 2014. – 160 с.

2. Eihib M. Dynamics and Control of Cranes: A Review. Department of Engineering Science and Mechanics, MC 0219. – Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, 2001. – 46 p.

3. Пат. 2144901 РФ. Устройство для измерения и ограничения грузоподъемности лебедки / Платонов Г.Г., Кудрявцев А.В., Сологубов С.Н.; заявл. 20.05.1998; опубл. 27.01.2000. Бюл. № 3.

4. Пат. 2464220 РФ. Тензометрическая ось для измерения нагрузки на крюке грузоподъемного крана / Потапов В.А., Тимин Ю.Ф., Корников М.В.; заявл. 24.03.2011; опубл. 20.10.2012. Бюл. № 29.

5. Пат. 2483016 РФ. Ограничитель нагрузки мостового крана / Коровин В.А., Коровин К.В.; заявл. 24.08.2011; опубл. 27.05.2013. Бюл. № 15.

6. Пат. 2381984 РФ. Устройство для определения веса груза мостового крана / Кадыров Х.М.; заявл. 28.07.2008; опубл. 20.02.2010. Бюл. № 5.

7. Сафин Н.Р., Прахт В.А., Дмитриевский В.А. Диагностика неисправностей вентиляторных установок с помощью спектрального анализа токов статора // Энергобезопасность и энергосбережение. 2016. № 4. С. 37 – 42.

8. Савельев А.Н., Кипервассер М.В., Аниканов Д.С. Диагностика аварийных режимов ленточных транспортеров в горно-металлургической промышленности // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 12. С. 906 – 911.

9. Казак С.А. Динамика мостовых кранов. – М.: Машиностроение, 1968. – 332 с.

10. Сипайлов Г.А., Кононенко Е.В., Хорьков К.А. Электрические машины (специальный курс). – М.: Высшая школа, 1987. – 287 с.

11. Alan L. Sheldrake. Handbook of Electrical Engineering: For Practitioners in the Oil, Gas and Petrochemical Industry. – John Wiley & Sons Ltd, 2003. – 631 p.

12. Савельев А.Н., Кипервассер М.В., Аниканов Д.С., Реморов В.Е. Об использовании метода контроля состояния машин технологических агрегатов по энергетическим параметрам привода // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 12. С. 31 – 33.

13. Ansari A., Deshpande D. Mathematical Model of Asynchronous Machine in MATLAB Simulink // International Journal of Engineering Science and Technology. 2010. Vol. 2. No. 5. P. 1260 – 1267.

14. Arya M.K., Wadhvani S. Transient Analysis of Three Phase Squirrel Cage Induction Machine using Matlab // International Journal of Engineering Research and Applications (IJERA). 2009. Vol. 1. No. 3. P. 918 – 922.

15. William F. Trench. Elementary differential equations. Department of Mathematics Trinity University San Antonio. – Texas, USA, 2017. – 663 p.

16. David J. Logan. First course in differential equations for scientists and engineers. – Springer-Verlag, 2015. – 380 p.

17. Jeffrey R. Chasnov Introduction to Differential Equations. – The Hong Kong University of Science and Technology, 2016. – 147 p.

18. Zhengyan Zhang D. Chen and Min Feng “Dynamics model and dynamic simulation of overhead crane load swing systems based on the ADAMS, “2008 9th International Conference on Computer-Aided Industrial Design and Conceptual Design. – Kunming, 2008. P. 484 – 487.

19. Mark S. Gockenbach. MATLAB Tutorial to accompany Partial Differential Equations: Analytical and Numerical Methods, 2<sup>nd</sup> edition. – SIAM, 2010. – 136 p.

20. Howard P. Solving ODE in MATLAB. – Fall, 2007. – 22 p.

Поступила в редакцию 19 февраля 2019 г.  
После доработки 4 апреля 2019 г.  
Принята к печати 29 мая 2019 г.

## MODELING OF OVERLOADS OF RAISING MECHANISM IN METALLURGICAL OVERHEAD CRANES

V.V. Varlamov<sup>1</sup>, M.V. Kipervasser<sup>1</sup>, A.V. Gerasimuk<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia

<sup>2</sup> JSC “Sibirskii Tyazhpromelektroproekt”, Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia

**Abstract.** Electromechanical processes occurring when the load is lifted by an overhead crane are considered. The main idea of the work is to identify emergency mode (crane overload) by a method based on control of stator current of lift motor. To obtain stator current diagrams of electric motor, mathematical model of overhead crane (three-mass circuit) has been developed, which includes equations describing elastic properties of crane beams and its rope. A system of  $(\alpha, \beta)$  coordinates, fixed relative to electric motor stator, is adopted to describe the drive asynchronous motor. Lifting cycle is considered as sequence of three steps: choice of the rope “slack”; rope tension; separation of cargo lifting. For each stage, a system of differential equations has been compiled describing motion of masses of overhead crane elements and electrical parameters of electric motor. Initial and boundary conditions for each of the stages were determined. Preliminary transformations of the system of equations to their solution by numerical methods and subsequent modeling of stages of lifting loads were carried out for different weights. Sequential solution of three boundary value problems allows obtaining values of stator currents at time of load separation. Diagrams of stator phase currents of an electric motor were obtained for loads of different mass. Simulation results indicate the presence of fixable difference in magnitudes of stator currents after the load is separated from the support surface. On basis of the developed model and the study results, a functional diagram of crane overload protection device is proposed and its principle of operation is described. It consists in controlling lifted load mass and stator current when lifting the load. Conclusion is made about feasibility and effectiveness of monitoring electrical values of lifting motor for development of overhead crane protection against overloads. Effectiveness of the proposed system was evaluated.

**Keywords:** stator current, electric motor, protection, crane, modeling, overloads.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-646-651

### REFERENCES

1. Prokof'ev B.I., Popov M.Yu. *Bezopasnaya ekspluatatsiya kranovykh sooruzhenii: Uchebnoe posobie* [Safe operation of crane units: Manual]. Tomsk: izd. Tomskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universitetata, 2014, 160 p. (In Russ.).
2. Eihib M. *Dynamics and Control of Cranes: A Review*. Department of Engineering Science and Mechanics, MC 0219, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, 2001, 46 p.
3. Platonov G.G., Kudryavtsev A.V., Sologubov S.N. *Ustroistvo dlya izmereniya i ogranicheniya gruzopod'emnosti lebedki* [Device for measuring and limiting winch loading capacity]. Patent RF no. 2144901. *Bulleten' izobretenii*. 2000, no. 3. (In Russ.).
4. Potapov V.A., Timin Yu.F., Kornikov M.V. *Tenzometricheskaya os' dlya izmereniya nagruzki na kryuke gruzopod'emnogo krana* [Tensometric axis for measuring the load on the hook of a lifting crane]. Patent RF no. 2464220. *Bulleten' izobretenii*. 2012, no. 29. (In Russ.).
5. Korovin V.A., Korovin K.V. *Ogranichitel' nagruzki mostovogo krana* [Load limiter of overhead crane]. Patent RF no. 2483016. *Bulleten' izobretenii*. 2013, no. 15. (In Russ.).
6. Kadyrov Kh.M. *Ustroistvo dlya opredeleniya vesa gruza mostovogo krana* [A device for determining weight of the load of overhead crane]. Patent RF no. 2381984. *Bulleten' izobretenii*. 2010, no. 5. (In Russ.).
7. Safin N.R., Prakht V.A., Dmitrievskii V.A. Diagnostics of malfunctions of fan installations using spectral analysis of stator currents. *Energobezopasnost' i energosberezhenie*. 2016, no. 4, pp. 37–42. (In Russ.).
8. Savel'ev A.N., Kipervasser M.V., Anikanov D.S. The assessment of power changes in motor parameters in case of emergencies in the mechanical part of belt conveyor. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 12, pp. 906–911. (In Russ.).
9. Kazak S.A. *Dinamika mostovykh kranov* [Dynamics of overhead cranes]. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 332 p. (In Russ.).
10. Sipailov G.A., Kononenko E.V., Khor'kov K.A. *Elektricheskie mashiny (spetsial'nyi kurs)* [Electric machines (special course)]. Moscow: Vysshaya shkola, 1987, 287 p. (In Russ.).
11. Alan L. Sheldrake. *Handbook of Electrical Engineering: For Practitioners in the Oil, Gas and Petrochemical Industry*. John Wiley & Sons Ltd, 2003, 631 p.
12. Savel'ev A.N., Kipervasser M.V., Anikanov D.S., Remorov V.E. On the use of the method of monitoring the condition of machinery technological units by the energy parameters of the drive. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 12, pp. 31–33. (In Russ.).
13. Ansari A., Deshpande D. Mathematical model of asynchronous machine in MATLAB Simulink. *International Journal of Engineering Science and Technology*. 2010, vol. 2, no. 5, pp. 1260–1267.
14. Arya M.K., Wadhvani S. Transient analysis of three phase squirrel cage induction machine using MATLAB. *International Journal of Engineering Research and Applications (IJERA)*. 2009, vol. 1, no. 3, pp. 918–922.
15. William F. Trench. *Elementary differential equations*. Department of Mathematics Trinity University San Antonio, Texas, USA, 2017, 663 p.
16. David J. Logan. *First course in differential equations for scientists and engineers*. Springer-Verlag, 2015, 380 p.
17. Jeffrey R. Chasnov. *Introduction to Differential Equations*. The Hong Kong University of Science and Technology, 2016, 147 p.
18. Zhengyan Zhang D. Chen, Min Feng. Dynamics model and dynamic simulation of overhead crane load swing systems based on the ADAMS. In: *9th International Conference on Computer-Aided Industrial Design and Conceptual Design, Kunming, 2008*, pp. 484–487.
19. Mark S. Gockenbach. *MATLAB Tutorial to accompany Partial Differential Equations: Analytical and Numerical Methods*. 2nd edition. SIAM, 2010, 136 p.
20. Howard P. *Solving ODE in MATLAB*. Fall, 2007, 22 p.

### Information about the authors:

V.V. Varlamov, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Applied Mathematics and Informatics (vadim.varlamov@mail.ru)

M.V. Kipervasser, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Drive and Industrial Electronics (kipervasser2012@ya.ru)

A.V. Gerasimuk, Leading Specialist of the Department of Power Supply (heavymetd17200@gmail.com)

Received February 19, 2019

Revised April 4, 2019

Accepted May 29, 2019

## МНГОВАРИАНТНОЕ ОЦЕНИВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИЙ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ОСНОВЕ СИТУАЦИОННО-НОРМАТИВНЫХ МОДЕЛЕЙ. СООБЩЕНИЕ 2

*Кулаков С.М., д.т.н., профессор кафедры «Автоматизация и информационные системы» (kulakov-ais@mail.ru)*

*Мусатова А.И., старший преподаватель кафедры «Менеджмент и отраслевая экономика» (musatova-ai@yandex.ru)*

*Кадыков В.Н., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (kadikov\_vn@mail.ru)*

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

**Аннотация.** Для рационального планирования и прогнозирования сроков производства необходим четкий учет и нормирование продолжительности циклов выпуска продукции. Длительность изготовления партий продукции – основа построения оперативных планов-графиков. Без продолжительности циклов невозможно установить календарные сроки запуска полуфабрикатов на ту или иную стадию обработки, а также определить сроки выпуска продукции, сроки прохождения партии продукции по отдельным производственным участкам. Рассматриваемая задача многовариантного оценивания нормативной длительности изготовления конкретной партии стальной проволоки состоит в определении для каждой производственной ситуации оптимальной длительности операций, требуемых для выпуска данной партии. Для ее решения необходимо построить модели производственных процессов, выполняемых в каждом отделении сталепроволочного комплекса. Определен состав, продолжительность и условия выполнения технологических, естественных, трудовых, контрольных и транспортных операций. Указаны типы и количество применяемого оборудования в каждом отделении. Перечислены виды единиц материального потока (бунты, мотки, катушки). Установлен характер и вид движения полуфабрикатов (изделий) по операциям каждого процесса. Заданы способы перемещения изделий от каждой предыдущей операции на каждую последующую (штучный, пакетный, партионный), а также количество перемещаемых пакетов и партий. Учтены виды применяемых поточных линий (непрерывная, полунепрерывная, дискретная). Все перечисленное отражено в представленном многоконтурном алгоритме, апробация которого выполнена методом моделирования с использованием натуральных данных действующего предприятия.

**Ключевые слова:** длительность изготовления партий продукции, продолжительность цикла, ситуационно-нормативные модели, многоконтурный алгоритм, многовариантное оценивание.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-652-659

### ВВЕДЕНИЕ

В работе [1] рассмотрена задача формирования ситуационных нормативных моделей тактов работы оборудования в сталепроволочном комплексе, сложного по составу функционирования и неоднородности технологических процессов (дискретных, непрерывных, полунепрерывных) внутри отделений и с гибкими связями между отделениями, что требует создания буферных (накопительных) устройств для бесперебойной работы всей системы с целью прогнозирования длительности выполнения заказов [2 – 5]. Обоснован выбор ведущего звена – отделения грубого волочения, от работы которого зависят предыдущие и последующие отделения (необходимое количество оборудования, технологических линий, временные характеристики производственных операций и процессов).

### ЭТАПЫ ФОРМИРОВАНИЯ ИСХОДНЫХ ДАННЫХ

Рассматривается процедура многовариантного определения нормативной длительности изготовления стальной проволоки на примере конкретного заказа (маршрут № 5): продукция – омедненная стальная проволока диаметром  $d_m^* = 2,0$  мм в мотках (м); масса мотка  $g_m^* = 20$  кг; ГОСТ 2246 – 70; сталь марки Св-08; масса заказа (партия отгрузки  $\beta_3$ )  $G_{\beta_3}^* = 64$  т; доставка – в железнодорожных вагонах.

Первоначально выполняются следующие подготовительные действия.

1. Выбор технологического маршрута по отделениям сталепроволочного комплекса, а также последовательности основных производственных операций и агрегатов в отделениях [1] (рис. 1, а) ( $d_1, d_2, d_3$  – диаметры стальной проволоки (полупродукта) для разных технологических операций).

2. Планирование процесса изготовления полуфабрикатов и использования соответствующих им агрегатов в каждом отделении, начиная от заданных параметров мотка готовой проволоки (по принципу «против хода технологического маршрута»).

2.1 Выбор видов входных и выходных полуфабрикатов для основных агрегатов отделений, начиная с готовой омедненной проволоки в мотках (рис. 1, б).

2.2 Выбор типов станов тонкого и грубого волочения для выполнения заказа с учетом их количества, специализации по виду выпускаемого полуфабриката, массе и диапазону диаметров проволоки [1], включая:

– станы тонкого волочения 7/350, работающие «с катушки грубого волочения на катушку тонкого волочения» ( $K_{ТВ} - K_{ТВ}$ );

– станы грубого волочения 2/550 или 3/550, работающие «с бунта на катушку» ( $B - K_{ТВ}$ ).

3. Конкретизация диаметров заготовочной проволоки на входе и на выходе агрегатов, начиная с диаметра  $d_m^*$  готовой проволоки (рис. 1, в).

4. Определение количества готовых изделий (мотков проволоки) в заказе:

$$\theta_{м, \beta 3}^* = \frac{G_{\beta 3}^*}{g_m^*} \quad (1')$$

5. Расчет количества полуфабрикатов (катушек) вида  $K_{ТВ}, K_{ТВ}$ , соответствующего заказу для отделений:

– тонкого волочения

$$\theta_k^{ТВ} = \frac{G_{\beta 3}^* h_2}{g^k h_1}, \quad (2'')$$

– грубого волочения

$$\theta_k^{ГВ} = \frac{G_{\beta 3}^* h_3}{g^k h_2}, \quad (3''')$$

здесь  $h_1, h_2$  и  $h_3$  – расходные коэффициенты металла для линии меднения, станов тонкого и грубого волочения, т/т;  $g_k$  – масса катушки, т.

### АЛГОРИТМ ОЦЕНИВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

#### ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

Алгоритм определения длительности изготовления партии стальной проволоки (рис. 2) синтезирован на основе взаимосвязанных контуров (циклов), из которых главными являются два контура моделирования производственного комплекса, начиная с отделения грубого волочения ( $t_{кр1}^{УГ}, t_{кр2}^{УГ}, t_{кр3}^{УГ}$  – время крановых операций на участке грубого волочения при подаче катушек на площадку хранения, на размоточное устройство, на передаточную тележку;  $\tau_{в}^{ОК}, \tau_{то}^{ОК}, \tau_{ом}^{КО}, \tau_{уг}^{КО}$  и  $\tau_{ут}^{КО}$  – время осмотра и контроля на участках травления, термическом, меднения, грубого и тонкого волочения;  $\tau_{ст}^B$  и  $\tau_{ст, \beta 2}$  – время подготовки проволоки к станам грубого и тонкого волочения;  $\beta 2$  – транспортная партия;  $\theta_{\beta 2}$  – количество изделий в транспортной партии;  $D_{кр, \beta 2}^{УГ}$  и  $D_{кр, то}^{\beta 2}$  – время крановых операций на участке тонкого волочения и термическом;  $D_{кр, \beta 2}^{УГ}$  – время формирования партии на участке тонкого волочения;  $t_{тр, \beta 2}^{УГ}, t_{тр, \beta 2}^{ТО}, t_{тр, \beta 2}^{УГ}, t_{тр, \beta 2}^{ОМ}$  – время транспортировки катушек до термической обработки, до тонкого волочения, до меднения, до склада готовой продукции). Первый контур осуществляет моделирование длительности операций для различного количества волочильных станов (блоки 4 – 57), второй – путем перебора скоростных режимов волочения (блоки 5 – 56). Другие контуры являются локальными и входят в состав главных контуров, в них реализуется перебор ситуаций, отличающихся скоростными режимами работы станов тонкого волочения (блоки 7 – 21), скоростью процессов меднения (блоки 13 – 20), концентрацией травильных растворов (блоки 22 – 27).

Локальный контур моделирования процесса тонкого волочения определяет ситуационные штучные такты работы станов тонкого волочения, необходимое количество станов (для заданного количества и скоростных режимов станов грубого волочения), выполнение ограничения на количество имеющихся в наличии станов тонкого волочения. Локальный контур моделирования процесса меднения определяет ситуационные штучные такты, необходимое количество нитей меднения

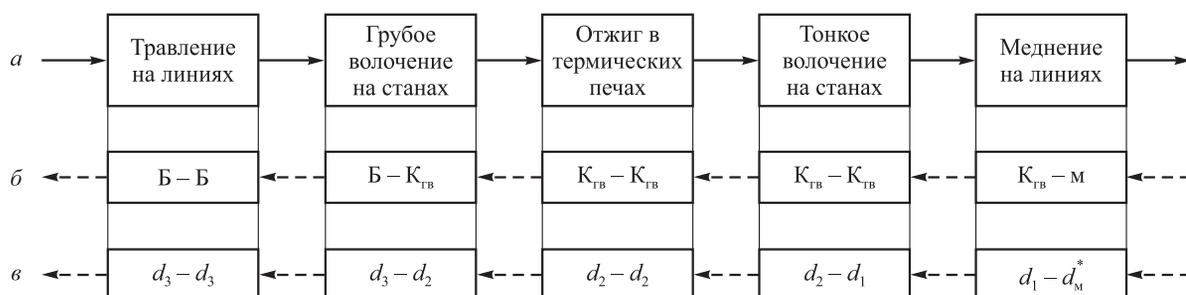


Рис. 1. Технологический маршрут основных операций (а), а также планирование процесса изготовления продукции по видам выходных и входных полуфабрикатов (б) и по диаметрам ( $d_1, d_2, d_3$ ) проволоки на выходе и входе агрегатов (в)

Fig. 1. Technological route of the main operations (a), and planning of the process of products manufacturing by types of output and input of semi-finished products (b) and by diameters ( $d_1, d_2, d_3$ ) of wire at output and inlet of the aggregates (в)

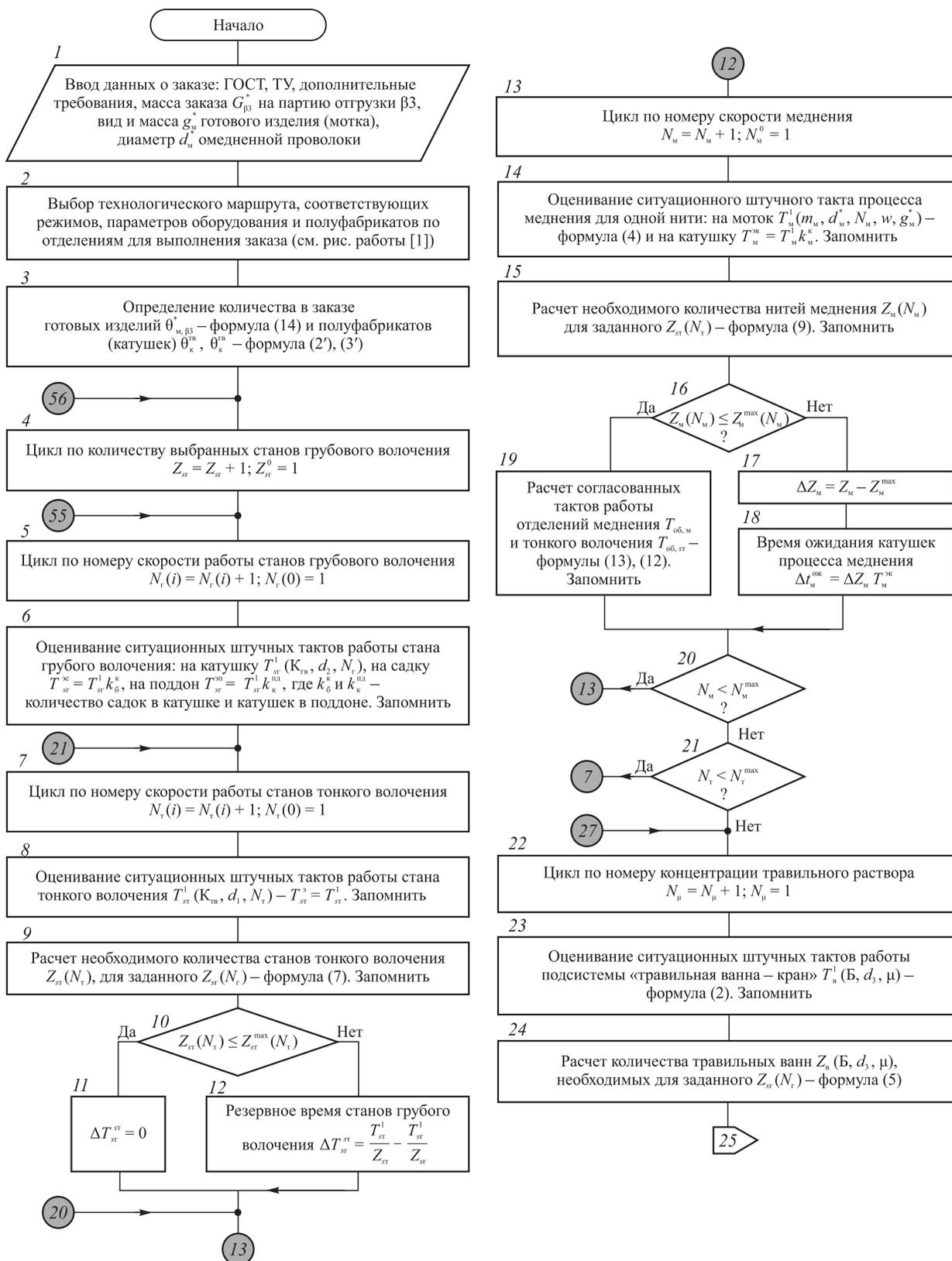


Рис. 2 (начало). Укрупненный алгоритм многовариантного оценивания длительности изготовления партии заказа на стальную проволоку (нумерация формул (1) – (13) и обозначения величин по работе [1])

Fig. 2 (First part). Enlarged algorithm for multivariate estimation of duration of steel wire batch manufacturing (formulas numbering (1) – (13) and values designation from the work [1])

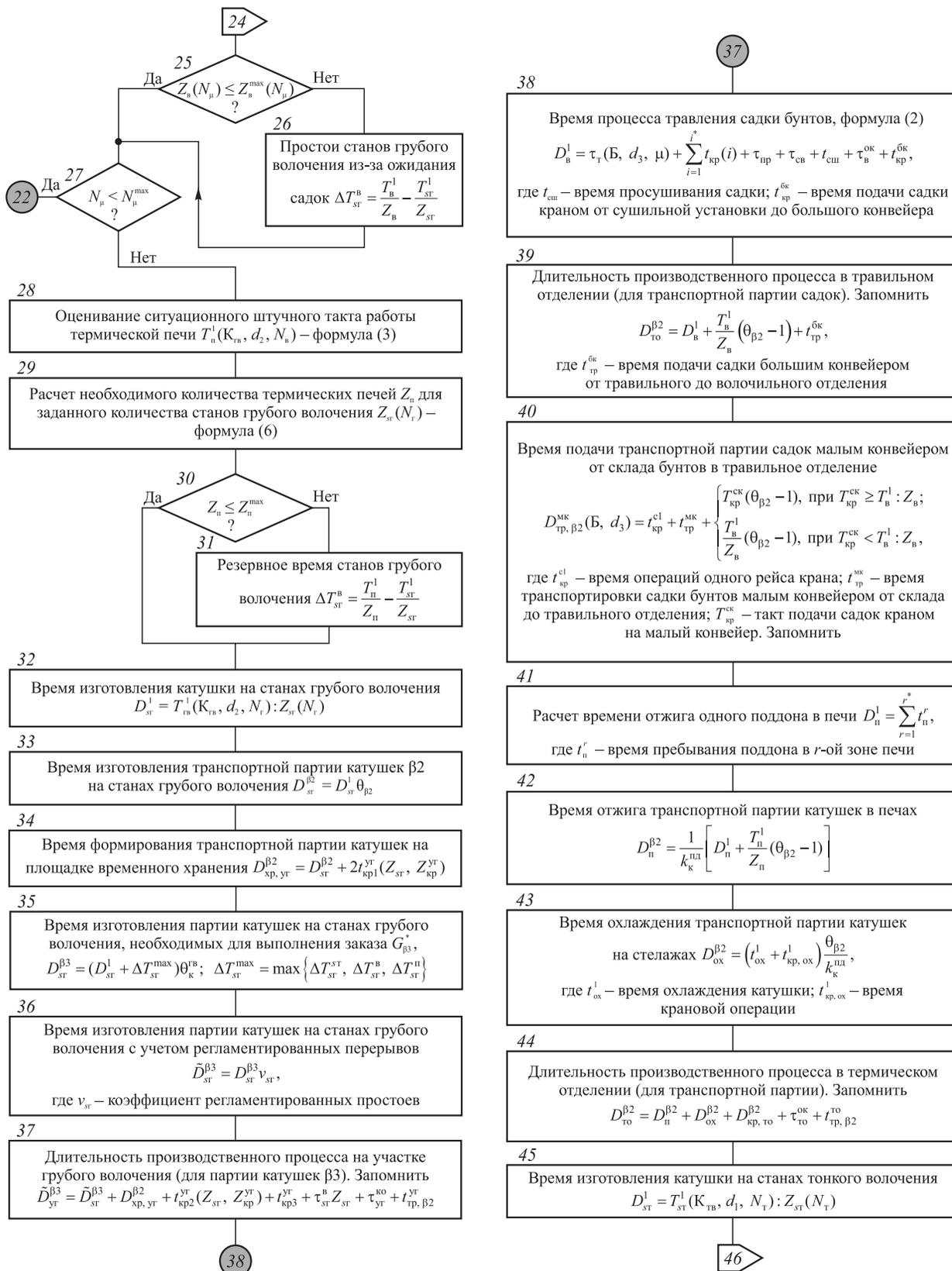


Рис. 2 (продолжение, начало на стр. 654)

Fig. 2 (Second part, see first part on p. 654)

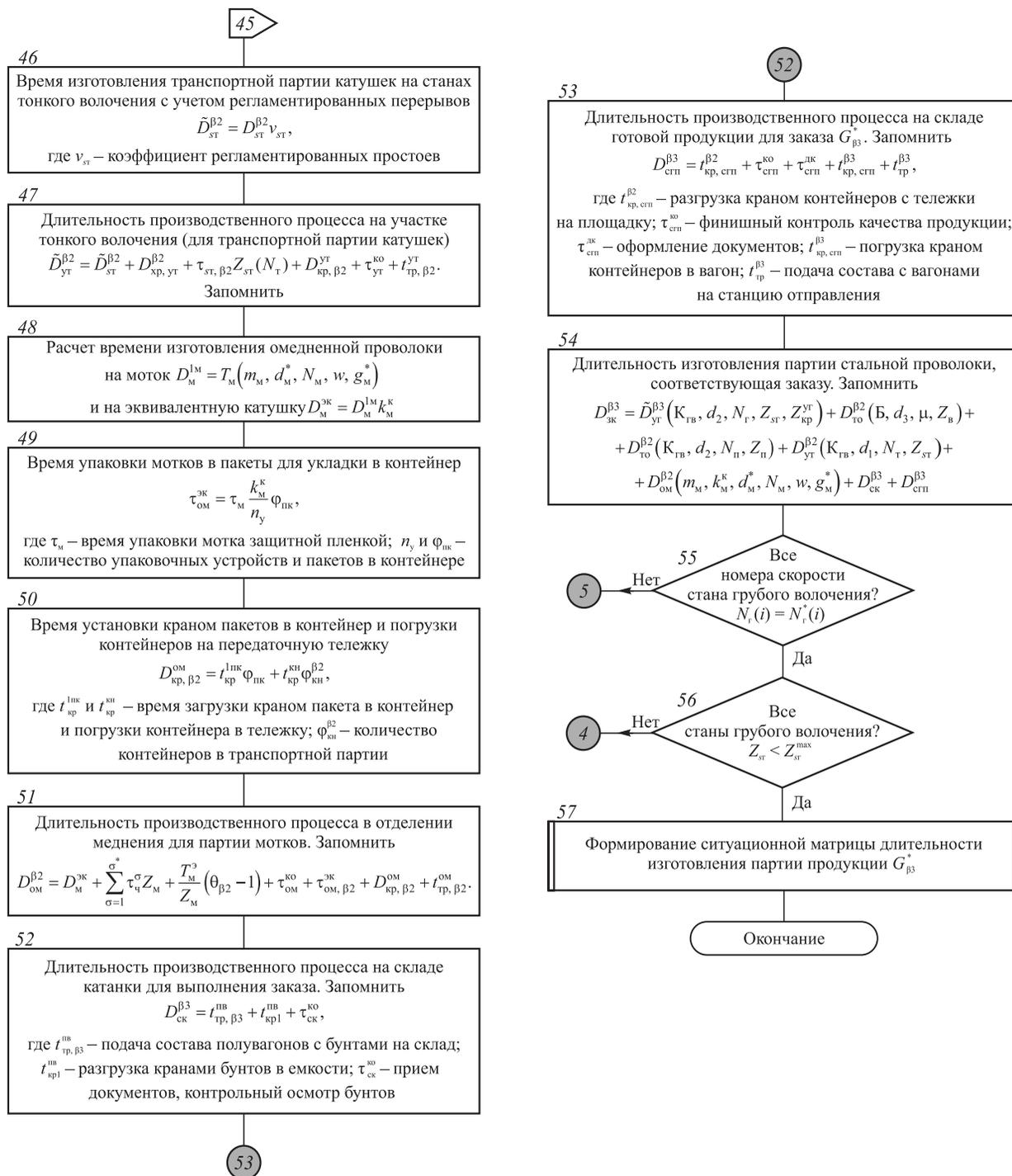


Рис. 2 (окончание, начало на стр. 654 – 655)

Fig. 2 (Third part, see previous parts on pp. 654 – 655)

(для заданного количества и скорости работы станов тонкого волочения), выполнение ограничения на количество нитей. Локальный контур моделирования работы травильного отделения определяет ситуационные штучные такты подсистемы ванна – кран, необходимое количество ванн (для заданного количества и скорости работы станов грубого волочения), выполнение ограничения на количество имеющихся в наличии травильных ванн. Необходимое количество термичес-

ких печей, соответствующее заданному количеству и скорости станов грубого волочения, определяется в блоках 28 – 31.

Ситуационные многофакторные модели длительности производственных процессов в подразделениях используются в следующих алгоритмических блоках: на участке грубого волочения (блоки 32 – 37); в травильном отделении (блоки 38, 39); в термическом отделении (блоки 41 – 44); на участке тонкого волочения

(блоки 45 – 47); в отделении меднения (блоки 48 – 51). Модели длительности производственных процессов на складах катанки и готовой продукции представлены в блоках 52, 53.

Оценивание ситуационной длительности изготовления партии продукции на заказ осуществляется в блоке 54 с учетом результатов многофакторного моделирования согласованной работы предшествующих и последующих отделений по отношению к ведущему отделению грубого волочения, изменение параметров которого определяет начало и окончание двух главных контуров алгоритма.

Результатом циклической процедуры определения многовариантной длительности изготовления партии продукции является соответствующая ситуационная матрица (формируется в блоке 57), позволяющая анализировать, прогнозировать и выбирать из множества представленных значений рациональный вариант сроков выполнения конкретного заказа в зависимости от сложившихся производственных условий, количества и масштаба заказов по различным технологическим маршрутам.

Методика построения представленного алгоритма оценивания длительности изготовления партии продукции (рис. 2) имеет следующие особенности:

- использование многоуровневой декомпозиции сложного процесса производства сталепроволочных изделий [6 – 9];
- учет параллельно-последовательной работы производственных отделений, участков и транспортных средств [10 – 13];
- учет сочетания непрерывных и дискретных процессов в отделениях;
- учет наличия специализированных средств хранения и транспортировки полуфабрикатов, изделий;
- применение многофакторных ситуационных тактовых моделей нормативной длительности основных производственных процессов [14 – 20];
- выделение ведущего и подчиненных производственных подразделений;
- применение принципа встроенных алгоритмических циклов.

Для каждой партии заказов рассчитывалась технически возможная (расчетная) и нормативная длительность изготовления с учетом регламентированных текущих простоев и простоев во время планово-предупредительных ремонтов. Для оперативного планирования производственного процесса были рассчитаны длительности изготовления продукции на партии заказа с учетом режима работы сталепроволочного комплекса (в сутках две смены по 12 ч).

Например, рассмотрим длительность изготовления заказа (64 т) на омедненную проволоку в мотках по 20 кг, диам. 2,0 мм (маршрут № 5). Проволока проходит пять стадий передела: травление; волочение катанки диам. 6,5 мм в диам. 4,0 мм на участке грубого волоче-

ния; отжиг в термическом отделении; тонкое волочение проволоки диам. 4,0 мм в диам. 2,0 мм; меднение.

## РЕЗУЛЬТАТЫ СИТУАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

### АЛГОРИТМА

На основе предлагаемой методики и ее апробации рассмотрено несколько производственных вариантов выполнения заказа (64 т) на проволоку омедненную. В зависимости от заданных сроков поставок заказ может быть выполнен от 6,9 суток до 11,4 суток. Длительность производственного цикла изготовления омедненной проволоки включает затраты времени на складе катанки (3,2 ч), в травильном отделении (2,4 ч), на участке грубого волочения (от 3 до 5 суток), в отделении термической обработки (14,4 ч), на участке тонкого волочения (от 19,1 до 28,8 ч), в отделении меднения (от 3 до 4,5 суток); на складе готовой продукции, оформление документов и погрузка в крытый вагон (1,6 ч). Многовариантное моделирование производственных ситуаций дает возможность прогнозировать количество работающего оборудования в каждом из перечисленных подразделений комплекса.

При выполнении конкретного заказа на омедненную проволоку предлагаются три варианта организации производственного процесса. В первом варианте следует использовать на участке грубого волочения станы 3/550 на второй скорости, тогда сократится пролеживание полуфабрикатов в буферном запасе. Однако производственные мощности будут использоваться не в полную силу, что приведет к снижению производительности стана и перерасходу электроэнергии. Во втором варианте предлагается работа волочильных станов 3/550 на третьей скорости, при этом производительность стана повысится на участке грубого волочения, тогда на участке тонкого волочения станы 7/350 будут сдерживающим звеном, что приведет к значительному скоплению полуфабрикатов (катушек) перед их обработкой. В третьем варианте предлагается одновременное выполнение нескольких заказов на стане 3/550: то есть каждая шестая катушка будет изготовлена на четырех станах 7/350 ( $K_{ТВ} - K_{ТВ}$ ), а остальные пять катушек (при условии имеющихся заказов) будут изготавливаться на станах других типов, относящихся к участкам среднего и тонкого волочения 1/550, 7/350 для изготовления мотков массой 60, 100 кг.

Расчеты длительности производственного процесса позволяют точно определить календарные сроки запуска и выпуска продукции, согласовать во времени загрузку оборудования, планы работы отделений и тем самым обеспечить бесперебойный и равномерный ход производственного процесса.

### Выводы

Рассмотрен укрупненный алгоритм расчета нормативной длительности выполнения заказов, который

включает два главных и три локальных контура моделирования работы производственного комплекса. В этих контурах использованы многофакторные модели длительности производственных процессов, реализуемых в отделениях грубого волочения, травильном, термическом, тонкого волочения, меднения. Апробация алгоритма выполнена на примере конкретного заказа на партию омедненной проволоки. По результатам моделирования рассмотрено несколько альтернативных вариантов организации производственного процесса. Предложенный метод алгоритмизации может быть использован на других производственных комплексах различных отраслей промышленности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 6. С. 484 – 491.
- Korytkowski P. Optimization of production capacity in intangible flow production systems // IFAC. 2006. Vol. 12. Part 1. P. 1 – 6.
- Frank Kübler, Johannes Böhner, Rolf Steinhilper. Resource efficiency optimization of manufacturing processes using evolutionary computation: A turning case. The 22nd CIRP conference on Life Cycle Engineering. 2015. Vol. 29. P. 822 – 826.
- Голубчик Э.М., Кузнецова А.С., Рубин Г.Ш. и др. Применение модели и принципов технологической адаптации показателей качества в процессах производства метизной продукции // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2016. № 1. С. 101 – 108.
- Мачулин В.М., Сидорчук В.Е., Астратов С.Н. и др. Контроллинг в метизном производстве РУП «БМЗ» // Литье и металлургия. 2011. № 2. С. 115 – 123.
- Wiśniewski P. Decomposition of business process models into reusable sub-diagrams // ITM Web of Conferences. 2017. Vol. 15. No. 01002. P. 1 – 8.
- Foley J.T., Cochran D.S. Manufacturing system design decomposition: an ontology for data analytics and system design evaluation // Procedia CIRP. 2017. Vol. 60. P. 175 – 180.
- Rüttimann Bruno G., Stöckli Martin T. Going beyond triviality: the Toyota production system-lean manufacturing beyond muda and kaizen // Journal of Service Science and Management. 2016. No. 9. P. 140 – 149.
- Muhammad Bashir, Ding Liu, Murat Uzam, Naiqi Wu, Abdulrahman Al-Ahmari, Zhiwu Li. Optimal enforcement of liveness to flexible manufacturing systems modeled with Petri nets via transition-based controllers // Advances in Mechanical Engineering. 2018. Vol. 10. No. 1. P. 1 – 19.
- Михайлова Л.В., Парамонов Ф.И., Чудин А.В. Формирование и оперативное управление производственными системами на базе поточно-группового производства в автоматизированном режиме. – М.: ИТЦ МАТИ, 2002. – 60 с.
- Мокеева Н.С., Заев В.А., Сенникова Е.В. Пути сокращения длительности производственного цикла в условиях гибкого раскройного производства // Изв. вуз. Северо-кавказский регион. 2008. № 5. С. 104 – 106.
- Благих И.А., Сальников Д.Ю. Управление производственным циклом предприятия (организации) // Проблемы современной экономики. 2010. Т. 36. № 4. С. 1 – 7.
- Malindžak D. Application of logistic principles in metallurgical production // Metalurgija. 2012. Vol. 51. No. 3. P. 345 – 348.
- Julka N., Baines T., Tjahjono B., Lendermann P., Vitanov V. Review of multi-factor capacity expansion models for manufacturing plants: Searching for a holistic decision aid // International Journal of Production Economics. Special section on organizational structure, culture and operations management: an empirical missing link, April 2007. Vol. 106. No. 2. P. 607 – 621.
- Van Dongen B.F., Crooy R.A., Van der Aalst W.M.P. Cycle time prediction: When will this case finally be finished? // On the Move to Meaningful Internet Systems 2008: OTM 2008 Confederated International Conferences (Monterrey, Mexico, November 9-14, 2008). 2008. Part I. P. 319 – 336.
- De Bucourt M., Busse R., Güttler F., Wintzer C., Colletini F., Kloeters C., Hamm B., Teichgräber U.K. Lean manufacturing and Toyota Production System terminology applied to the procurement of vascular stents in interventional radiology // Insights Imaging. 2011. Vol. 4. No. 2. P. 415 – 423.
- Толмачева Е.А. Прогнозирование объема отгруженной продукции на промышленных предприятиях // Гуманитарные научные исследования. 2016. Т. 57. № 5. С. 193 – 196.
- Муравьева Г.Ю. Комплексный подход к определению длительности производственного цикла в отраслях с нештучным учетом выпускаемой продукции // Научные ведомости. 2016. № 2(223). Вып. 37. С. 38 – 41.
- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Ситуационные модели производительности человеко-машинных систем (на примере волочильных станков) // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. С. 485 – 489.
- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Нормативное моделирование производительности комплекса меднения стальной проволоки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 2. С. 164 – 167.

Поступила в редакцию 7 июля 2018 г.  
После доработки 2 ноября 2018 г.  
Принята к публикации 2 ноября 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 652–659.

## MULTIVARIATE ESTIMATION OF PRODUCTION DURATION OF STEEL WIRE BATCHES ON THE BASIS OF SITUATIONAL-REGULATORY MODELS. MESSAGE 2

*S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov*

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

**Abstract.** Accurate accounting and rating of duration of production cycles is necessary for rational planning and forecasting of production time. Production duration of products batches is the basis for operational schedules design. Without duration of cycles, it is impossible to establish calendar dates for start-up of semi-finished products to a particular stage of processing, as well as to determine timing of production and timing of the

products batch for individual production sites. The considered task of multivariate estimation of standard duration of manufacturing of a specific batch of steel wire is to determine optimal duration of operations required for this batch production for each situation. To solve it, it is necessary: to build models of production processes performed in each branch of steel-wire complex; to determine composition, duration and conditions for performing technological, natural, labor, control and transport operations; to specify the type and amount of equipment used in each department; to list types of material flow units (riots, skeins, coils); to establish nature and type of movement of semi-finished products (products) in operations of each process; to specify ways of moving products from each previous

operation for each subsequent (piece, batch, batch), as well as the number of packages and lots being moved; to take into account the type of applied production lines (continuous, semi-continuous, discrete). All of the above is reflected in presented multi-loop algorithm, approbation of which is performed by simulation method using field data of operating enterprise.

**Keywords:** production time, production batches, equipment operation cycles, situational-normative models, main and local contours of the algorithm, multivariate.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-8-652-659

## REFERENCES

- Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N. Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 6, pp. 484–491. (In Russ.).
- Korytkowski P. Optimization of production capacity in intangible flow production systems. *IFAC Proceedings Volumes (IFAC-Papers Online)*. 2006, vol. 12, part 1, pp. 1–6.
- Kübler F., Böhner J., Steinhilper R. Resource efficiency optimization of manufacturing processes using evolutionary computation: A turning case. *The 22<sup>nd</sup> CIRP conference on Life Cycle Engineering*. 2015, vol. 29, pp. 822–826.
- Golubchik E.M., Kuznetsova A.S., Rubin G.Sh. etc. Application of the model and principles of technological adaptation of quality indicators in production processes of hardware products. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2016, no. 1, pp. 101–108. (In Russ.).
- Machulin V.M., Sidorchuk V.E., Astratov S.N. etc. Controlling in hardware production at RUE “BMZ”. *Lit'e i metallurgiya*. 2011, no. 2, pp. 115–123. (In Russ.).
- Wiśniewski P. Decomposition of business process models into reusable sub-diagrams. *ITM Web of Conferences*. 2017, vol. 15, no. 01002, pp. 1–8.
- Foley J.T., Cochran D.S. Manufacturing system design decomposition: an ontology for data analytics and system design evaluation. *Procedia CIRP*. 2017, vol. 60, pp. 175–180.
- Rüttimann B. G., Stöckli M. T. Going beyond triviality: the Toyota production system-lean manufacturing beyond muda and kaizen. *Journal of Service Science and Management*. 2016, no. 9, pp. 140–149.
- Muhammad Bashir, Ding Liu, Murat Uzam, Naiqi Wu, Abdulrahman Al-Ahmari, Zhiwu Li. Optimal enforcement of liveness to flexible manufacturing systems modeled with Petri nets via transition-based controllers. *Advances in Mechanical Engineering*. 2018, vol. 10, no. 1, pp. 1–19.
- Mikhailova L.V., Paramonov F.I., Chudin A.V. *Formirovanie i operativnoe upravlenie proizvodstvennymi sistemami na baze potочно-gruppovogo proizvodstva v avtomatizirovannom rezhime* [Design and operational management of production systems based on thread-group production in an automated mode]. Moscow: ITTs MATI, 2002, 60 p. (In Russ.).
- Mokeeva N.S., Zaev V.A., Sennikova E.V. Ways to reduce duration of production cycle at flexible cutting production. *Izv. vuz. Severo-kavkazskii region*. 2008, no. 5, pp. 104–106. (In Russ.).
- Blagikh I.A., Sal'nikov D.Yu. Management of production cycle of the enterprise (organization). *Problemy sovremennoi ekonomiki*. 2010, vol. 36, no. 4, pp. 1–7. (In Russ.).
- Malindžák D. Application of logistic principles in metallurgical production. *Metallurgija*. 2012, vol. 51, no. 3, pp. 345–348.
- Julka N., Baines T., Tjahjono B., Lendermann P., Vitanov V. Review of multi-factor capacity expansion models for manufacturing plants: Searching for a holistic decision aid. *International Journal of Production Economics. Special section on organizational structure, culture and operations management: an empirical missing link, April 2007*, vol. 106, no. 2, pp. 607–621.
- Van Dongen B.F., Crooy R.A., Van der Aalst W.M.P. Cycle time prediction: When will this case finally be finished? *On the Move to Meaningful Internet Systems 2008: OTM 2008 Confederated International Conferences (Monterrey, Mexico, November 9-14, 2008)*. 2008, part I, pp. 319–336.
- De Bucourt M., Busse R., Güttler F., Wintzer C., Colletini F., Kloeters C., Hamm B., Teichgräber U.K. Lean manufacturing and Toyota Production System terminology applied to the procurement of vascular stents in interventional radiology. *Insights Imaging*. 2011, vol. 4, no. 2, pp. 415–423.
- Tolmacheva E.A. Predicting the volume of products shipped at industrial enterprises. *Gumanitarnye nauchnye issledovaniya*. 2016, vol. 57, no. 5, pp. 193–196. (In Russ.).
- Murav'eva G.Yu. Integrated approach to determining duration of production cycle in industries with non-piece account of the products. *Nauchnye vedomosti*. 2016, no. 2 (223), Issue 37, pp. 38–41. (In Russ.).
- Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N. Digital prototypes of man-machine system performance (in the case of drawing mills). *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 6, pp. 485–489. (In Russ.).
- Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N. Normative modeling of performance of steel wire coppering unit. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 2, pp. 164–167. (In Russ.).

### Information about the authors:

**S.M. Kulakov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of “Automation and Information Systems” (kulakov-ais@mail.ru)  
**A.I. Musatova**, Senior Lecturer of the Chair “Management and Branch Economy” (musatova-ai@yandex.ru)  
**V.N. Kadykov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science”, OJSC “EVRAZ ZSMK” (kadykov\_vn@mail.ru)

Received July 7, 2018

Revised November 2, 2018

Accepted November 2, 2018

## ЛЕОНИДУ АНДРЕЕВИЧУ СМИРНОВУ – 85 ЛЕТ



12 августа 2019 г. исполняется 85 лет Леониду Андреевичу Смирнову – академику РАН, профессору, доктору технических наук, научному руководителю ОАО «Уральский институт металлов», главному научному сотруднику Института металлургии УрО РАН, крупному ученому и специалисту в области металлургии, материаловедения и конструкционных материалов.

По окончании в 1957 году Уральского политехнического института Л.А. Смирнов был направлен в Уральский институт металлов, где прошел путь от младшего научного сотрудника до генерального директора. Им выполнены фундаментальные исследования физико-химических и технологических свойств расплавов, термодинамики и кинетики реакций в сложных по составу металлических и оксидных системах Fe–O–V–Mn–Si–Ti–P, характерных для полиметаллических руд, чугунов специального состава, многих сталей, сплавов, металлургических шлаков.

Под руководством Л.А. Смирнова разработаны научные основы ресурсо- и энергосберегающих процессов переработки комплексного железорудного сырья Качканарского и Лисаковского месторождений, производства высококачественных сталей широкого сортамента с извлечением ванадия, фосфора и других ценных компонентов.

Созданы комплексно- и микролегированные стали нового поколения с уникальными свойствами, обеспечивающими высокую конструктивную прочность проката и литья, повышение эксплуатационной стойкости металлоизделий, в том числе в условиях климатического холода, высоких давлений, в агрессивных и сейсмически опасных средах.

Л.А. Смирнов – основоположник становления и развития кислородно-конвертерного производства стали

в СССР и России, он продолжает развивать уральскую научную школу по конвертерному производству. Принимал активное участие в освоении и совершенствовании технологии выплавки стали в кислородно-конвертерных цехах НТМК, ЗСМК, ММК, Северстали. Разработанная под его руководством уникальная технология передела ванадийсодержащих чугунов дуплекс-процессом обеспечила выход России в число ведущих производителей ванадия в мире. Такую технологию получения ванадия реализуют на ряде металлургических комбинатов в КНР. Технология выплавки конвертерной стали из низкомарганцовистых чугунов обладает мировой новизной и используется во всех конвертерных цехах России и стран СНГ. Разработка и реализация высокоэффективных комплексных высокомагнезиальных флюсов обеспечивает значительное повышение стойкости футеровки конвертеров и электропечей.

Смирнов Л.А. – участник разработки и реализации федеральной программы по переработке техногенных отходов Свердловской области, получившей статус президентской.

В последние годы им выполняются исследования по разработке физико-химических и технологических основ высокотемпературной деванадации и ковшевой дефосфорации железоуглеродистых ванадийсодержащих расплавов, технологии производства сталей с использованием для микролегирования и легирования азота, модифицирования стали редкоземельных металлов.

Л.А. Смирнов – академик РАН, действительный член Международной и Российской инженерных академий, Академии инженерных наук РФ, член научных советов РАН, член редколлегии журналов «Известия вузов. Черная металлургия», «Сталь», «Электрометаллургия» и других изданий, лауреат Государственной премии СССР (дважды), Российской Федерации, Правительства Российской Федерации (трижды), премий им. И.П. Бардина РАН и им. В.Е. Грум-Гржимайло УрО Академии инженерных наук РФ, Почетный металлург РФ, Заслуженный инженер России, Заслуженный изобретатель РСФСР, Почетный профессор Университета Паньжихуа (КНР), награжден орденом Трудового Красного Знамени и орденом Почета, Почетной грамотой Президиума Верховного Совета РСФСР, почетным знаком «300 лет Уральской металлургии», знаком отличия «За заслуги перед Свердловской областью», орденом «Почета Кузбасса», им. В.И. Вернадского, «Инженерная слава», «Экологический щит России». Автор более 600 научных трудов, в том числе 20 книг, имеет 325 изобретений, 15 проданных лицензий.

*Редакция журнала, коллеги, ученики и друзья от всей души поздравляют Леонида Андреевича с юбилеем, желают ему доброго здоровья и дальнейших успехов.*

## БОРИСУ АЛЕКСАНДРОВИЧУ СИВАКУ – 70 ЛЕТ



16 августа 2019 г. исполняется 70 лет первому заместителю генерального директора АХК ВНИИМЕТМАШ, профессору Борису Александровичу Сиваку.

Получив образование по специальности «Автоматизация металлургического производства» в Московском институте стали и сплавов», он в 1972 г. поступил во ВНИИМЕТМАШ инженером-конструктором. За время работы во ВНИИМЕТМАШ Б.А. Сивак принимал активное участие в автоматизации прокатных станков:

- стана 250/350 Электростальского металлургического завода;
- стана 630 Магнитогорского металлургического комбината;
- стана 1700 Череповецкого металлургического комбината;
- стана 2000 Магнитогорского металлургического комбината, а также в создании кристаллизаторов и узлов машин непрерывного литья заготовок ряда металлургических заводов России, СНГ и дальнего зарубежья. Б.А. Сивак принимал непосредственное участие в создании орбитальной космической антенны. Награжден медалью им. С.А. Афанасьева Федерации космонавтики России.

В 1981 г. его переводят в Министерство тяжелого и транспортного машиностроения, где он работает главным специалистом технического управления, помощником министра, а затем заместителем начальника управления делами.

В 1987 г. Б.А. Сивак назначен заместителем генерального директора ВНИИМЕТМАШ – заместителем директора Межотраслевого научно-технического комплекса «Металлургмаш». В этой должности он отвечал за координацию деятельности 20 организаций

8 министерств СССР по созданию новой техники для металлургического комплекса.

Борис Александрович продолжает научную деятельность и в 1997 г. защищает кандидатскую диссертацию.

С 2005 г. – Вице-президент, а с 2015 г. – Президент Международного Союза производителей металлургического оборудования «Металлургмаш», организует взаимодействие ведущих предприятий металлургического машиностроения, профильных Государственных научных центров Российской Федерации, вузов и НИИ при решении комплексных научно-технических задач по созданию новой техники, является членом ряда общественных научных организаций, членом редколлегии журналов «Известия вузов. Черная металлургия», «Тяжелое машиностроение», «Сталь», «Металлург», «Проблемы черной металлургии и материаловедения».

Б.А. Сивак является членом Совета Ассоциации ГНЦ РФ, заместителем председателя Комитета по металлургии и тяжелому машиностроению Лиги содействия оборонным предприятиям, членом комиссий и рабочих групп при Минпромторге РФ. С 2013 г. Б.А. Сивак – федеральный эксперт в научно-технической сфере.

Борис Александрович является автором более 350 научных трудов, в том числе 9 учебных пособий и монографий, 178 изобретений. В течение многих лет сочетает научную деятельность с преподаванием в МИСиС и в МГТУ им. Н.Э. Баумана, где преподает и до настоящего времени. В 2008 г. ему присвоено ученое звание профессора.

Б.А. Сивак – почетный машиностроитель, почетный металлург, почетный работник науки и техники РФ, почетный работник промышленности г. Москвы, внесший большой вклад в развитие машиностроения в области создания металлургических мини-заводов, совершенствования процессов внепечной обработки металла, создания кристаллизаторов для отливки круглых заготовок бесшовных труб. В 2001 г. ему присуждена Премия Правительства Российской Федерации за ресурсосберегающую технологию производства кузнечных слитков и поковок на базе автоматизированного проектирования полного технологического цикла, а в 2009 г. – за разработку комплекса научных и технических решений по созданию и широкому внедрению конструкции и технологии производства гильзовых кристаллизаторов для высокопроизводительных машин непрерывного литья стальных заготовок. Награжден медалями «В память 850-летия Москвы», «300 лет Российскому флоту», МЧС, Почетной грамотой Правительства Москвы.

*Редколлегия журнала поздравляет Бориса Александровича с юбилейной датой, желают ему крепкого здоровья, благополучия, творческих успехов.*

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Олендаренко Н.П., ведущий редактор

Запольская Е.М., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

---

Подписано в печать 25.08.2019. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 9846. Цена свободная.

---

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.  
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.  
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

# IZVESTIYA

## FERROUS METALLURGY

SHEET METAL WITH VARIABLE MECHANICAL PROPERTIES OVER ITS THICKNESS

PRODUCTION OF THREE-LAYER STEEL BIMETALLIC STRIPS IN THE UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 1

THEORETICAL ANALYSIS OF FORMATION OF AUTOMOBILE SHEET ROUGHNESS DURING TEMPER ROLLING IN SHOT-BLASTED ROLLS

EFFECT OF ADDITIVES INTRODUCTION TO FLUXES MANUFACTURED FROM LADLE ELECTRIC STEEL SLAG

STRUCTURE AND PROPERTIES OF LAYER, SURFACED ON HARDOX 450 STEEL BY BORON CONTAINING WIRE

ON WEAR RESISTANCE OF STEEL-CONTAINING COMPOSITES UNDER EXTREME FRICTION CONDITIONS

CALCULATION OF CHANGES IN SPECIFIC VOLUMES OF Fe-C SYSTEM ALLOYS DEPENDING ON CARBON CONTENT AND TEMPERATURES

DEVELOPMENT AND RESEARCH OF HYDRAULIC DRIVE OF SHEET SHEARS

THERMODYNAMIC MODELING OF ISOTHERMS OF OXYGEN SOLUBILITY IN LIQUID METAL OF Fe-Mg-Al-O SYSTEM

MODELING OF OVERLOADS OF RAISING MECHANISM IN METALLURGICAL OVERHEAD CRANES

MULTIVARIATE ESTIMATION OF PRODUCTION DURATION OF STEEL WIRE BATCHES ON THE BASIS OF SITUATIONAL-REGULATORY MODELS. MESSAGE 2