

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 61 Номер 2 2018

#### • МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Особенности движения зародыша сложной формы на тарельчатом окомкователе в производстве железорудных окатышей

Исследование влияния электромагнитного поля и энергомеханической обработки на процесс получения наноразмерных порошков металлического кобальта восстановлением водородом

Изучение качества сварного шва, полученного при сварке под флюсом с использованием барийстронциевого карбоната

#### • ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

О местах сдвигового образования зародышей при фазовых превращениях в стали

#### • МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Модель электроэрозионного разрушения композиционных электровзрывных покрытий в условиях искровой эрозии

Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации

#### • НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Вибрационная прошивка трубной заготовки на прошивном прессе трубопрессовой установки

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

№ 2, 2018

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 61

---

# 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)

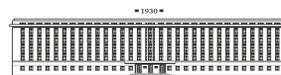
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

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./факс: (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@sibsiiu.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»

# 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./fax: +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@sibsiu.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.

---

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

- Павловец В.М., Герасимук А.В.** Особенности движения зародыша сложной формы на тарельчатом окомкователе в производстве железорудных окатышей ..... 87
- Нгуен В.М., Конохов Ю.В., Рыжонков Д.И.** Исследование влияния электромагнитного поля и энергомеханической обработки на процесс получения наноразмерных порошков металлического кобальта восстановлением водородом ..... 96
- Стулов В.В.** О моделировании процессов в кристаллизаторе машины непрерывной разливки стали ..... 102
- Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Прохоренко О.Д., Айматов В.Г.** Изучение качества сварного шва, полученного при сварке под флюсом с использованием барийстронциевого карбоната ..... 108

### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Домбровский Ю.М., Корнилов Ю.А.** О местах сдвигового образования зародышей при фазовых превращениях в стали ..... 114
- Бут Е.А., Павлов А.В.** Изучение твердожидкофазного карботермического восстановления никеля из рудодугольных брикетов ..... 120

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Данилов В.И., Смирнов А.Н., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В.** Деформация Людерса в сварных соединениях ..... 128
- Романов Д.А., Протопопов Е.В.** Модель электроэрозионного разрушения композиционных электровзрывных покрытий в условиях искровой эрозии ..... 135
- Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А.** Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации ..... 140

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

- Савельев А.Н., Козлов С.В., Винокуров Н.Е.** Динамические нагрузки, воздействующие на элементы многодвигательного гидропривода холодильника МНЛЗ ..... 149

### НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

- Рахманов С.Р.** Вибрационная прошивка трубной заготовки на прошивном прессе трубопрессовой установки ..... 156

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н.** Нормативное моделирование производительности комплекса меднения стальной проволоки ..... 164

## CONTENTS

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- V.M. Pavlovets, A.V. Gerasimuk** Movement specifics of a germ with complex shape on the pelletizing disk in iron-ore pellets production ..... 87
- V.M. Nguyen, Yu.V. Konyukhov, D.I. Ryzhonkov** Investigation of the influence of electromagnetic field and energy-mechanical processing on the production of metallic cobalt nanopowder by hydrogen reduction ..... 96
- V.V. Stulov** On modeling processes in continuous casting mold ..... 102
- N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.A. Usol'tsev, O.D. Prokhorenko, V.G. Aimatov** Study of the quality of weld seam obtained by welding with barium-strontium carbonatite flux ..... 108

### PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- V.N. Pustovoit, Yu.V. Dolgachev, Yu.M. Dombrovskii, Yu.A. Kornilov** On shear nucleation sites at phase transformations in steel ... 114
- E.A. But, A.V. Pavlov** Solid-liquid-phase carbothermal reduction of nickel from ore-coal briquettes ..... 120

### MATERIAL SCIENCE

- V.I. Danilov, A.N. Smirnov, V.V. Gorbatenko, D.V. Orlova, L.V. Danilova** Luders deformation in weld seams ..... 128
- D.A. Romanov, E.V. Protopopov** Model of electroerosion destruction of composite electroexplosive coatings in the conditions of spark erosion ..... 135
- Yu.F. Ivanov, A.A. Yur'ev, V.E. Gromov, S.V. Konovalov, O.A. Peregudov** Transformation of carbide phase in rails at long-term operation ..... 140

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

- A.N. Savel'ev, S.V. Kozlov, N.E. Vinokurov** Dynamic loads influencing on elements of multi-motor hydraulic drive of CCM cooler ..... 149

### SCIENCE APPLICATION

- S.R. Rakhmanov** Vibration piercing of pipe billet on the piercing press of pipe-rolling mill ..... 156

### SHORT REPORTS

- S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov** Normative modeling of performance of steel wire coppering unit ..... 164

# ИЗВЕСТИЯ <sup>60 лет</sup>

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ



*В январе 1958 года в городе Сталинске (ныне Новокузнецк Кемеровской области) вышел первый номер журнала «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия». В 2018 году журнал отмечает свой 60-летний юбилей, поэтому интересно напомнить некоторые этапы истории этого издания.*

*60 лет назад, в послевоенные годы, велось интенсивное восстановление разрушенного войной народного хозяйства. Вполне понятно, что была крайняя необходимость в научно-технических и экспериментальных исследованиях, в работах проблемного характера, которые вели ученые различных научных, исследовательских и учебных институтов совместно с производственниками или независимо от них. Столь же остро необходимым было расширение возможностей публикации результатов этих работ. В связи с этим было принято решение рекомендовать Госкомиздату СССР совместно с Минвузом СССР издание серии журналов «Известия высших учебных заведений СССР» по 15 различным направлениям, в том числе и наш журнал «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия».*

*Издание журнала было поручено Сибирскому металлургическому институту (СМИ), ныне носящему название ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».*

*С целью расширения связи формирующегося журнала с другими вузами и регионами институт привлек в состав редколлегии известных ученых. Так, например, в состав редколлегии были включены профессор А.Д. Готлиб (ДМетИ), профессора А.А. Горшков и О.А. Есин (УПИ), Н.Е. Скороходов (ректор МГМИ) и др.*

*С первых же номеров в журнале публиковались статьи ученых различных вузов страны, имена которых были широко известны: это М.А. Глишков, Ю.В. Грдина, В.А. Кожеуров, В.И. Баптизманский, В.П. Елютин и др. Кроме статей, отражающих научные и технические результаты исследований по различным специализациям, в журнале был создан раздел научной информации, в котором печатались обобщенные сведения по специальным научным направлениям, сообщения о прошедших научных конференциях и т.п. материалы.*

Вследствие жестких полиграфических трудностей печать журнала с 1960 г. поручили типографии московского издательства «Металлургиздат». Подготовку журнала к печати (его научное и техническое редактирование) стали осуществлять силами двух редакций: шесть нечетных номеров готовились редакцией при Московском институте стали и сплавов (МИСиС), шесть четных номеров готовила редакция при Сибирском металлургическом институте. Главным (ответственным) редактором журнала был назначен профессор МИСиС С.И. Филиппов, а И.С. Назаров стал заместителем главного редактора по Сибирской редакции.

За 60 лет своего существования журнал никогда не изменял своим традициям, сохранил свое лицо и по-прежнему достойно представляет на своих страницах лучшие научные разработки по черной металлургии и смежным направлениям. Его высокий рейтинг позволил ВАКу включить журнал в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертации на соискание ученой степени доктора или кандидата наук. А с 2017 г. после колоссальной проделанной работы под руководством академика Леонтьева Л.И. и Юсфина Ю.С. по вхождению журнала в международную реферативную базу данных Scopus была получена положительная оценка экспертов CSAB, журнал вошел в международную базу данных Scopus. В заключении экспертной комиссии отмечены следующие аспекты: журнал придерживается убедительной редакционной политики; журнал публикует оригинальные материалы высокого качества, относящиеся к его области; журнал хорошо цитируется другими изданиями; материалы журнала легко доступны через интернет.

Такой высокой оценке в научных кругах журнал во многом обязан активной работе редакционной коллегии и, конечно же, главным редакторам: И.С. Назарову, С.И. Филиппову, П.М. Масловскому, Н.В. Толстогузову, В.А. Григоряну, С.М. Кулакову, Ю.С. Юсфину, Л.И. Леонтьеву, Е.В. Протопопову.

Огромный авторитет журнала «Известия вузов. Черная металлургия» способствовал тому, что с 1993 года лучшие статьи, опубликованные на его страницах и в журнале «Сталь», пройдя экспертный отбор, переводятся на английский язык издательством Allerton Press (США) и издаются в журнале «Steel in Translation». Начиная с 2008 года наряду с этим распространяется электронная версия журнала компанией Springer, имеющей собственную всемирную сеть распространения научных журналов среди консорциумов библиотек.

У журнала сложился свой авторский коллектив. За 60 лет существования журнала на его страницах было опубликовано более 35 000 статей. Многие известные ученые начинали публиковаться в журнале «Известия вузов. Черная металлургия», а сегодня уже их аспиранты и ученики отдают предпочтение этому изданию. Наш журнал не только информирует своих читателей о результатах работ проблемного характера в области металлургического производства, но и помогает осмыслить, проанализировать современное состояние уровня научных исследований по различным направлениям металлургии. Можно сказать: наш журнал – своеобразный мостик между теорией и ее воплощением.

Как и ранее, в журнале публикуются статьи, поступающие от ученых разных стран. Если раньше журнал носил статус всесоюзного, то теперь – международного. Много статей написано совместно российскими и зарубежными учеными. Это еще раз подтверждает то, что журнал является одним из ведущих в отрасли.

В настоящее время портфель редакции стабильно заполнен, в нем по-прежнему публикуются материалы с интересной и важной тематикой.

Отмечая 60-летие журнала, члены редакционной коллегии, сотрудники редакций думают о новых формах работы с авторами, путях дальнейшего улучшения качества журнала в соответствии с требованиями современной жизни.

**Ректор СибГИУ, профессор Е.В. Протопопов**

УДК 669.162.12:622

## ОСОБЕННОСТИ ДВИЖЕНИЯ ЗАРОДЫША СЛОЖНОЙ ФОРМЫ НА ТАРЕЛЬЧАТОМ ОКОМКОВАТЕЛЕ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ

*Павловец В.М., к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики  
и экологии (pavlowets.victor@yandex.ru)*

*Герасимук А.В., аспирант кафедры электротехники, электропривода и  
промышленной электроники (heavymetal7200@gmail.com)*

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

**Аннотация.** Рассмотрены особенности движения зародыша сложной формы на тарельчатом окомкователе в производстве железорудных окатышей. В результате проведенного анализ сил, действующих на кубический зародыш при его перекате на шихтовом гарнисаже (ШГ) в условиях пластической деформации, построена математическая модель, позволяющая определить оптимальные параметры работы окомкователя для производства окатышей по технологии принудительного зародышеобразования. Рассмотрены два частных случая устойчивости зародыша на ШГ окомкователя и условия преодоления устойчивости, связанные с формированием переката. Устойчивость зародыша или, напротив, его перекат определяются горизонтальным положением его центра массы относительно опорного ребра, расположенного поперек вероятного направления переката. Если линия действующей силы (силы тяжести) переместится за опорное ребро и опорную плоскость, то сформируется момент силы, который выведет зародыш из состояния устойчивости и сформирует перекат зародыша. Первым частным случаем устойчивости зародыша на наклонной плоскости является отсутствие переката на ШГ при минимальной величине центробежной силы, что соответствует расположению зародыша в центральных областях зоны окомкователя, или работе рабочего органа с низкой частотой вращения ( $n < 3$  об/мин). Более общим случаем выхода зародыша из состояния устойчивости в режим переката на наклонной плоскости ШГ является работа окомкователя при сравнительно высокой величине центробежной силы ( $n > 3$  об/мин) и расположение зародыша в периферийных областях рабочей зоны окомкователя. Для указанных случаев сформулированы условия переката зародышей на ШГ в рабочей зоне окомкователя и корректирующие мероприятия в условиях пластической деформации при смятии его углов и ребер. Показаны особенности движения зародыша в рабочей зоне тарели окомкователя. Отмечены условия для корректировки режима принудительного зародышеобразования и озвучены мероприятия по целенаправленному воздействию на коэффициент смятия зародыша. Установлено, что для организации режима переката зародыша сложной формы угол наклона тарели окомкователя к горизонту следует назначать в зависимости от частоты его вращения и коэффициента смятия зародышей.

**Ключевые слова:** зародыш сложной формы, коэффициент смятия зародыша, перекат зародышей, тарельчатый окомкователь, шихтовый гарнисаж, принудительное зародышеобразование, напыление влажной шихты, железорудные окатыши.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-87-95

Производство железорудных окатышей в ряде стран с развитой металлургической промышленностью является основным направлением в технике подготовки сырья к доменной плавке и металлзации [1 – 4]. Причем значительная доля тонкодисперсного концентрата и вторичного техногенного сырья в производстве окатышей комкуется в тарельчатых окомкователях [1, 2]. В последнее время этот тип окомкователя предложено использовать в промышленности для окомкования аглошихты [5, 6]. Результаты исследований и выводы, приведенные в этих источниках, свидетельствуют о повышении качества окомкованного продукта в тарельчатых окомкователях и увеличении производительности агломашин. Резервные возможности окомковательного оборудования для получения окатышей предложено использовать в технологии принудительного зародышеобразования [1, 2].

Получение сырых окатышей по этой технологии включает две основные стадии: формирование зароды-

шей сложной формы, близкой к кубической, в холостой зоне тарели и создание оболочки окатышей путем их доокомкования в рабочей зоне окомкователя в режиме переката [7, 8].

Принудительное зародышеобразование основано на технике напыления влажной шихты сжатым воздухом на шихтовый гарнисаж (ШГ) с получением плотного слоя шихты, который механическим путем принудительно делится на мерные зародышевые фрагменты. Эта технология экспериментально опробована в лабораторных условиях на окомкователях малого диаметра (0,6 и 1,0 м) и, в отличие от известной технологии, позволяет получать окатыши с дифференцированным распределением пористости по их сечению с более высокой долей открытых пор [9]. В процессе принудительного зародышеобразования происходит удаление влаги, способное снизить влажность окатышей после окомкования на 0,5 – 2,5 %, а окомкователь может рабо-

тать с более высокой удельной производительностью. Для организации режима переката зародышей сложной формы и формирования окатышей на промышленном окомкователе необходимо задать соответствующий угол наклона тарели к горизонту и ее частоту вращения в зависимости от степени деформации зародыша [2]. Для этого требуется проанализировать характер силового воздействия на зародыш сложной формы в режиме переката со стороны сил, формирующихся вращающейся тарелью окомкователя.

Целью настоящей работы является анализ сил, действующих на кубический зародыш при его перекате на шихтовом гарнисаже в условиях его пластической деформации, и определение рабочих параметров работы окомкователя.

Для анализа сил, действующих на кубический зародыш при его перекате, условно приняли, что смятие углов и граней зародыша не сопровождается изменением его массы и центра тяжести, а действием силы трения на ШГ пренебрегли вследствие ее малой величины по сравнению силами, вызывающими перекат. В расчете не учитывали ударное взаимодействие зародышей между собой в слое, которое в общем случае может как препятствовать, так и способствовать перекату, и которое достаточно трудно учесть в расчете. Предполагали, что плоскость ШГ является абсолютно ровной и не деформируется в ходе переката от соударений с зародышами.

Частным случаем устойчивости зародыша на наклонной плоскости является отсутствие переката на

ШГ при минимальной величине центробежной силы, что соответствует расположению зародыша в центральных областях зоны окомкователя или работе рабочего органа с низкой частотой вращения ( $n < 3$  об/мин) (рис. 1). В этом случае устойчивость зародыша или, напротив, его перекат определяются горизонтальным положением его центра массы (Ц) относительно опорного ребра  $OO_1$ , расположенного поперек вероятного направления переката (рис. 1). Если линия действующей силы (в данном случае силы тяжести) переместится за опорное ребро  $OO_1$ , то сформируется момент силы, который выведет зародыш из состояния устойчивости и сформирует его перекат. Это также справедливо в отношении зародыша со смятыми (деформированными) углами и ребрами (рис. 1, б) и в отношении зародыша, на котором при перекате частично сформирована оболочка окатыша (рис. 1, в). Положение устойчивости характеризуется углом переката  $\gamma_k$ , составленным из перпендикуляра на опорную плоскость ШГ и линии действующей силы. Графически этот угол можно зафиксировать при  $\gamma = \gamma_k$ . Выход из состояния устойчивости и формирование переката происходят при  $\gamma > \gamma_k$ . Для этих условий у зародыша правильной кубической формы угол переката превышает  $45^\circ$  (рис. 1, а).

Для зародыша с частично смятыми углами и ребрами угол переката зависит от степени его деформации, которую определяли по коэффициенту смятия (деформации) зародыша  $K_{см}$ , вычисляемого по выражению

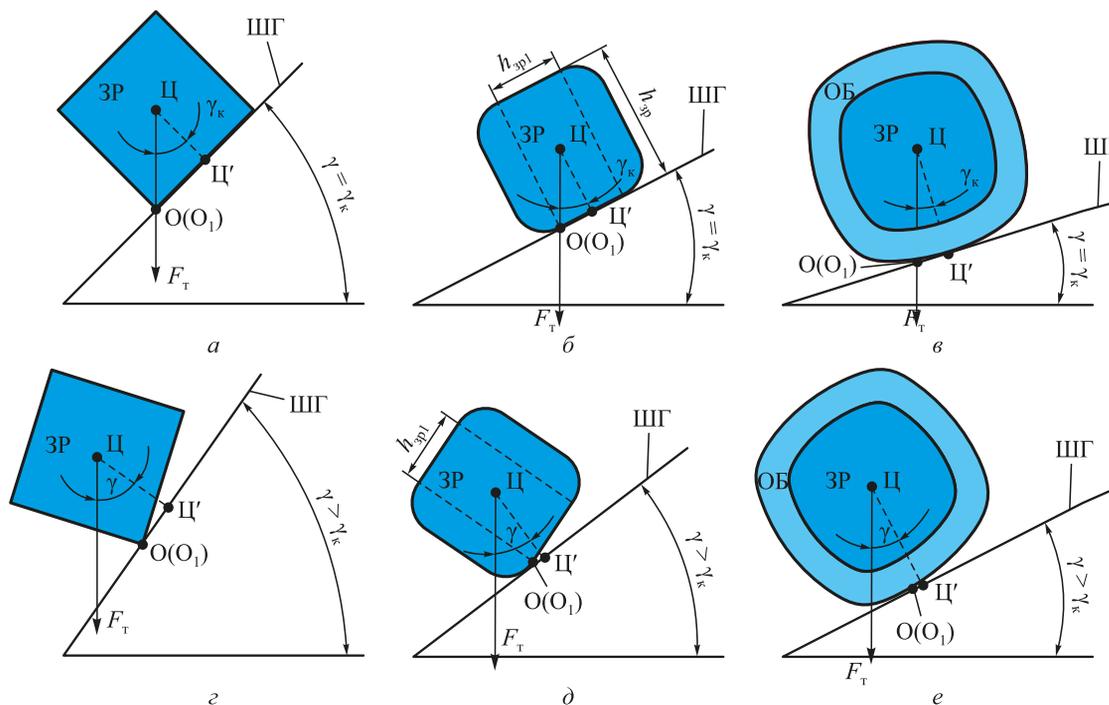


Рис. 1. Схемы, иллюстрирующие устойчивость (а – в) зародыша и режим переката (г – е) на шахтный гарнисаж. Зародыши: а, г – правильной кубической формы; б, д – с частично смятыми углами и ребрами; в, е – с полностью смятыми углами и ребрами

Fig. 1. Diagrams of the germ stability (a – в) and of the roll regime (г – е) in the CS; germs: а, г – with regular cubic form; б, д – with partially crushed corners and edges; в, е – with completely crushed corners and edges

$$K_{\text{см}} = \frac{h_{\text{зр1}}}{h_{\text{зр}}}, \quad (1)$$

где  $h_{\text{зр}}$  – размер ребра несмятого зародыша правильной кубической формы, м;  $h_{\text{зр1}}$  – размер ребра зародыша с частично смятыми углами и гранями, м (рис. 1).

Численное значение  $K_{\text{см}}$  может варьироваться от единицы у несмятого зародыша кубической формы до нуля у зародыша с полностью смятыми углами и ребрами, на которые одновременно накатывается влажная шихта. В процессе переката его плоские стороны округляются и становятся выпуклыми. В конце технологии окомкования форма окатыша приближается к форме шара (рис. 1, в).

Угол переката зародыша с частично смятыми углами и ребрами может быть определен в состоянии устойчивости зародыша на ШГ геометрическими построениями из треугольника ЦЦ'О (рис. 1, б) как арктангенс отношения его сторон:

$$\gamma_{\text{к}} = \arctg\left(\frac{h_{\text{зр1}}}{h_{\text{зр}}}\right) = \arctg(K_{\text{см}}). \quad (2)$$

Для рассматриваемого частного случая величины углов переката  $\gamma_{\text{к}}$  для коэффициентов  $K_{\text{см}}$ , равных 0; 0,25; 0,5; 0,75; 1,0, соответственно равны 0; 14°; 26,6°; 36,9°; 45°.

Более общим случаем выхода зародыша из состояния устойчивости в режим переката на наклонной плоскости ШГ является работа окомкователя при сравнительно высокой центробежной силе ( $n > 3$  об/мин) и расположении зародыша в периферийных областях рабочей зоны окомкователя (квадранты I и II) (рис. 2).

Устойчивость зародыша на вращающемся ШГ определяется балансом моментов сил, вызывающих перекал, и сил, препятствующих перекалу. Баланс моментов этих сил представляет собой равенство [10 – 12]:

$$M_{\Sigma} = M_{\Sigma 0}, \quad (3)$$

где  $M_{\Sigma}$  и  $M_{\Sigma 0}$  – моменты сил, вызывающих перекал зародыша и препятствующих его перекалу, Н·м.

Для того, чтобы произошел выход зародыша из состояния устойчивости в режим переката, необходимо выполнить условие [13, 14]

$$M_{\Sigma} > M_{\Sigma 0}. \quad (4)$$

К силам, вызывающим перекал зародыша через опорное ребро  $ОО_1$ , относятся: сила  $F_{\text{ты}}$ , являющаяся проекцией силы тяжести на ось  $Y(R)$ , и центробежная сила  $F_{\text{ц}}$ . К силе, препятствующей перекалу зародыша через опорное ребро  $ОО_1$ , относится сила  $F_{\text{тз}}$ , которая является проекцией силы тяжести на ось  $Z$  и ориентирована перпендикулярно ШГ и силам  $F_{\text{ц}}$  и  $F_{\text{ты}}$ . Центробежная сила способствует перекалу зародыша в квад-

ранте I и препятствует перекалу в квадранте II, так как ее проекция на ось  $Y(R)$  в этом квадранте противонаправлена силе  $F_{\text{ты}}$ .

Момент сил, вызывающих перекал зародыша через опорное ребро, описывается уравнением

$$M_{\Sigma} = 0,5h_{\text{зр}}F_{\Sigma}. \quad (5)$$

где  $F_{\Sigma}$  – суммарная сила, вызывающая перекал зародыша, Н.

Для этого момента суммарной силы плечом является расстояние  $0,5h_{\text{зр}}$ .

Момент силы  $F_{\text{тз}}$ , препятствующей перекалу зародыша, описывается уравнением

$$M_{\text{тз}} = 0,5K_{\text{см}}h_{\text{зр}}F_{\text{тз}}. \quad (6)$$

Для этого момента силы плечом является расстояние  $0,5K_{\text{см}}h_{\text{зр}}$ .

Силы, влияющие на устойчивость и перекал зародыша, определяются по выражениям

$$F_{\text{ты}} = mg \sin \gamma_{\text{к}}; \quad (7)$$

$$F_{\text{ц}} = m\omega^2 R = m\left(\frac{\pi n}{30}\right)^2 R; \quad (8)$$

$$F_{\text{тз}} = mg \cos \gamma_{\text{к}}, \quad (9)$$

где  $m$  – масса зародыша, кг;  $g$  – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;  $\omega$  – угловая частота вращения, рад/с;  $n$  – частота вращения тарелки окомкователя, об/мин.

Суммарная сила  $F_{\Sigma}$  формируется как результирующая между проекцией силы тяжести  $F_{\text{ты}}$  и центробежной силой  $F_{\text{ц}}$ . Она определяется по известному выражению [10, 15]

$$F_{\Sigma} = \left[ m^2 g^2 \sin^2 \gamma_{\text{к}} + m^2 \omega^4 R^2 + 2m^2 \omega^2 R g \sin^2 \gamma_{\text{к}} \cos \theta \right]^{0,5}, \quad (10)$$

где  $\theta$  – угол между силами  $F_{\text{ц}}$  и  $F_{\text{ты}}$ .

С помощью угла  $\theta$  определяются положение зародыша на ШГ и область рабочей зоны окомкователя в квадрантах I и II до того момента, когда начинается перекал зародыша. При движении зародыша в этой зоне от точки 1 к точке 2, в которой происходит его перекал, угол  $\theta$  увеличивается от нуля до 180° (рис. 2).

Равенство (3) с учетом выражений (5) – (10) примет вид

$$0,5h_{\text{зр}} \left[ (m\omega^2 R)^2 + (mg \sin \gamma_{\text{к}})^2 + 2m^2 \omega^2 R g \cos \theta \right]^{0,5} = 0,5K_{\text{см}}h_{\text{зр}}mg \cos \gamma_{\text{к}}. \quad (11)$$

Решая уравнение (11), получим выражение для нахождения угла переката  $\gamma_{\text{к}}$ :

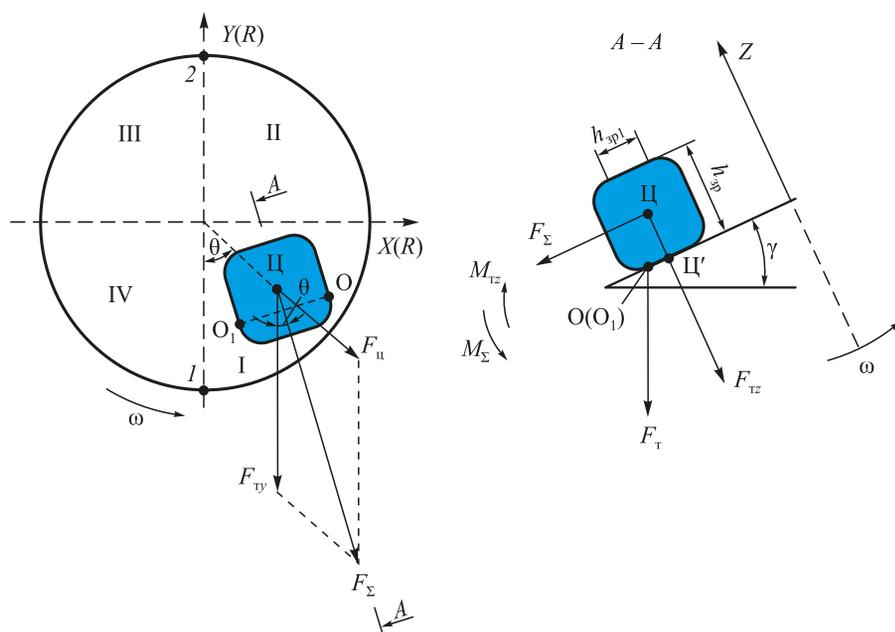


Рис. 2. Схема сил и моментов сил, действующих на зародыш, расположенный на тарели окомкователя до начала переката

Fig. 2. Scheme of forces and moments of forces acting on the germ located on the pelletizer disk before the beginning of the roll

$$\gamma_k = -\arcsin \left[ \omega^2 R \cos \theta - \left( \omega^4 R^2 \cos^2 \theta - K_{cm}^2 \omega^4 R^2 - \omega^4 R^2 + \frac{K_{cm}^2 g^2 (1 + K_{cm}^2)^{0,5}}{(1 + K_{cm}^2) g} \right) \right]. \quad (12)$$

Задавая угол  $\theta$  в этом уравнении от нуля до  $180^\circ$  и соответственно область ШГ рабочей зоны окомкователя в квадрантах I и II, можно вычислить значение угла  $\gamma_k$ , превысив которое можно осуществить перекал зародыша на ШГ.

Анализируя формулу (10), можно отметить, что суммарная сила представляет собой периодическую функцию угла поворота  $\theta$  и может иметь как знакопеременный (при  $F_{TY} < F_{II}$ , рис. 3, а), так и пульсирующий характер (при  $F_{TY} \geq F_{II}$ , рис. 3, б).

Можно заключить, что при угле  $\theta = 0 \div 90^\circ$  (квадрант I) условия для переката зародыша по ШГ наиболее благоприятные, так как сила тяжести  $F_{TY}$  и центробежная сила  $F_{II}$  направлены под острым углом друг к другу, в результате чего уменьшается значение результирующей силы. В квадранте II при  $\theta = 90 - 180^\circ$  указанные силы располагаются под тупым углом, тем самым уменьшают результирующую силу. Поэтому для расчетов угла

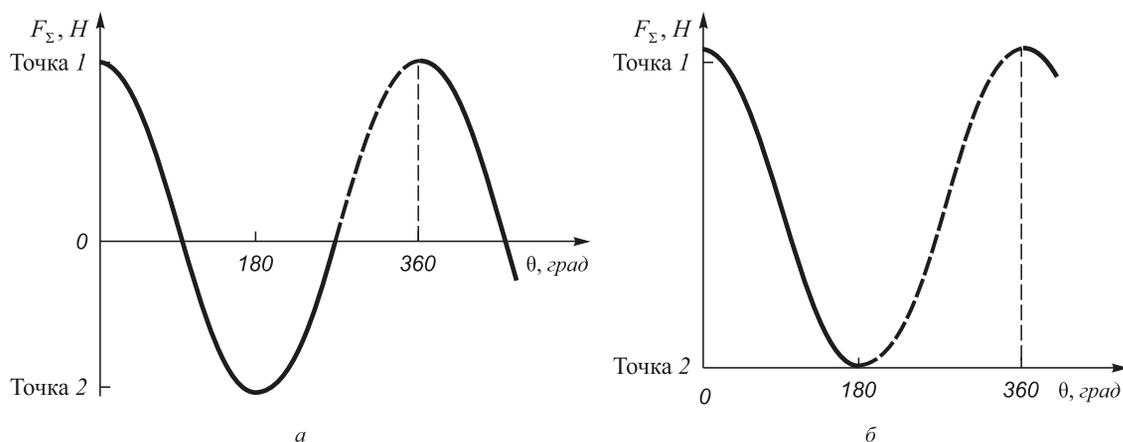


Рис. 3. Зависимости суммарной силы  $F_\Sigma$  от угла  $\theta$ . Штриховая линия соответствует углам поворота тарели, при которых зародыш не может находиться в квадрантах I и II

Fig. 3. Dependences of the total force  $F_\Sigma$  on the angle  $\theta$ . The dashed line corresponds to the rotation angles of the plate at which the germ cannot be in the quadrants I and II

переката  $\gamma_k$  была выбрана точка 2 с углом  $\theta = 180^\circ$ , в которой реализуются наименее благоприятные условия для переката, так как в ней силы  $F_{\text{тв}}$  и  $F_{\text{ц}}$  направлены диаметрально противоположно друг другу и суммарная сила  $F_{\Sigma}$  имеет минимальное значение. Дополнительным условием для выбора угла  $\theta = 180^\circ$  (точка 2) явились требования технологии [16 – 19], согласно которым комкуемый материал должен полностью занимать площадь рабочей зоны тарели, вследствие чего перекат зародышей должен быть реализован в верхней точке вертикального диаметра тарели. Результаты расчетов представлены в виде безразмерного комплекса  $N$ , составленного из отношения рассчитанного угла  $\gamma_k$  и угла  $\gamma$ , заданного в технологическом процессе:

$$N = \frac{\gamma_k}{\gamma}$$

Результаты расчетов представлены на рис. 4 – 7. Безразмерный комплекс  $N$  позволяет в зависимости от коэффициента смятия и частоты вращения тарели окомкователя прогнозировать условия переката зародыша на ШГ и назначить соответствующий угол  $\gamma$  наклона днища тарели к горизонту. Зависимость  $N = f(K_{\text{см}})$  (рис. 4) показывает, что перекат зародыша по ШГ возможен при  $N < 1$ . Видно, что с увеличени-

ем угла наклона тарели  $\gamma$  свыше  $45^\circ$  параметр  $N$  резко снижается, и область возможного переката зародышей расширяется. При  $N > 1$  перекат зародыша по ШГ невозможен, поскольку процесс переката несмятого зародыша ( $K_{\text{см}} = 1,0$ ) протекает при  $N < 1$ , то угол  $\gamma$  для  $n = 3$  об/мин должен быть не менее  $45^\circ$  (рис. 4, а). С увеличением параметра  $n$  значение угла  $\gamma$  должно быть скорректировано в сторону увеличения. В частности, для  $n = 12$  об/мин угол  $\gamma$  должен быть более  $55^\circ$  (рис. 4, з). Результаты расчетов показывают, что принудительно изменяемый коэффициент смятия зародышей может быть фактором, влияющим на рабочие параметры окомкователя. Установлено (рис. 4), что с уменьшением коэффициента смятия зародыша и приближения его формы к сферической область переката по величине угла  $\gamma_k$  расширяется, а перекат возможен при меньших углах  $\gamma$  наклона тарели к горизонту. Это характерно для зародышей даже с малым коэффициентом смятия ( $K_{\text{см}} = 0,7$ ), у которых угол  $\gamma$  может быть уменьшен с  $45$  до  $35^\circ$  ( $n = 3$  об/мин).

В процессе сфероидизации зародыша параметры  $K_{\text{см}}$  и  $\gamma_k$  изменяются довольно существенно, а назначаемый угол  $\gamma$  естественно остается неизменным в течение всего технологического процесса. Это значит, что траектория движения зародыша меняется, и он пе-

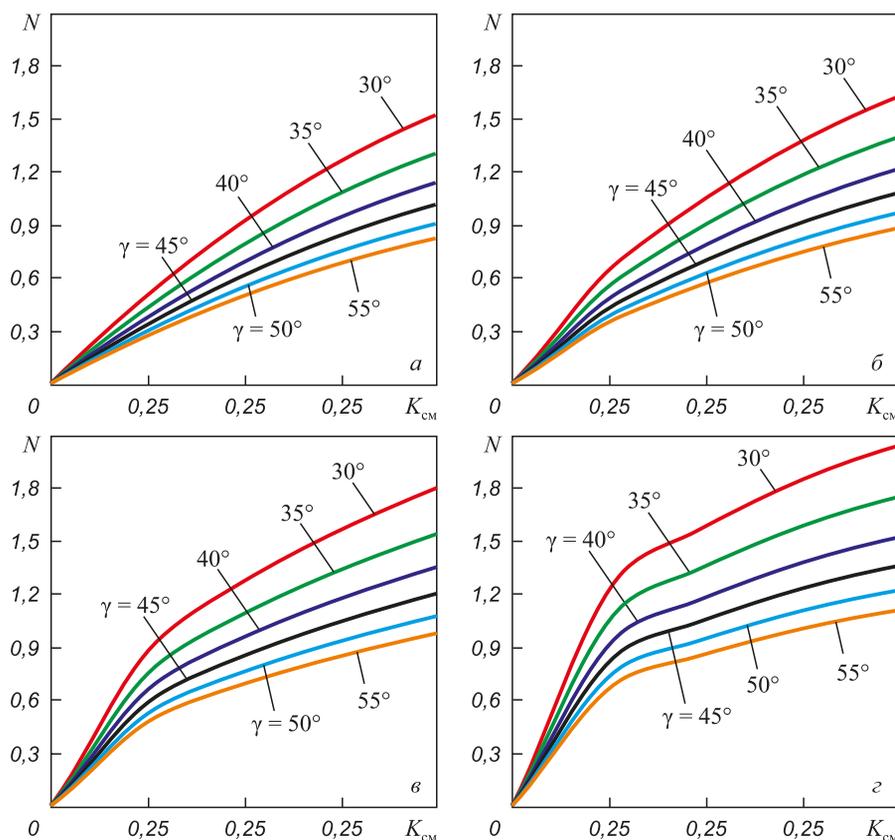


Рис. 4. Зависимость параметра  $N$  от коэффициента смятия зародыша  $K_{\text{см}}$  и угла наклона тарели  $\gamma$  при частотах вращения  $n$ , об/мин, равных 3 (а), 6 (б), 9 (в) и 12 (з)

Fig. 4. Dependence of the parameter  $N$  on the germ crushing factor  $K_{\text{см}}$  and the angle of disk inclination  $\gamma$  at the rotation frequencies  $n$ , rpm, equaling to 3 (a), 6 (б), 9 (в) and 12 (з)

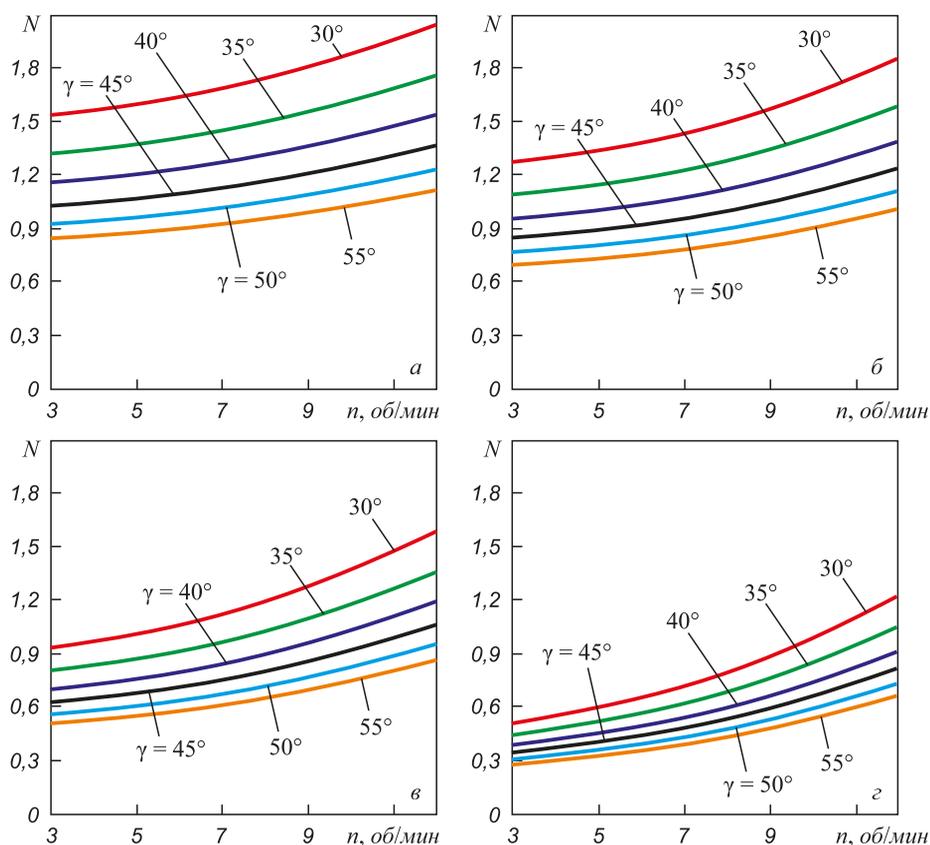


Рис. 5. Зависимость параметра  $N$  от частоты вращения  $n$  и угла  $\gamma$  при коэффициентах  $K_{см}$ , равных 1,0 (а); 0,75 (б); 0,5 (в) и 0,25 (з)

Fig. 5. Dependence of the parameter  $N$  on the rotation frequency  $n$  and the angle  $\gamma$  for the factors  $K_{см}$ , equaling to 1.0 (а); 0.75 (б); 0.5 (в) and 0.25 (з)

ремещается из квадранта II в квадрант I, что реально происходит на практике [1, 2]. Следует подчеркнуть, что значения  $K_{см}$  и  $\gamma_k$  могут измениться на стадии зародышеобразования в холостой зоне тарели окомкователя, о чем свидетельствуют экспериментальные данные [2]. В частности, на этой стадии можно организовать предварительное смятие углов и ребер зародышей механическим путем, что приведет к изменению коэффициента  $K_{см}$ , значение которого можно вычислить, проведя физический эксперимент. Рассчитанное значение угла  $\gamma_k$  для стадии переката и роста массы зародышей в рабочей зоне окомкователя потребует корректировки угла  $\gamma$  и частоты вращения тарели окомкователя.

С увеличением частоты вращения тарели окомкователя область стабильного переката зародышей ( $N < 1$ ) существенно снижается (рис. 5). Вернуть процесс переката в его стабильную зону возможно с увеличением угла наклона тарели свыше  $45^\circ$ . Заметим, что на производстве это наиболее мобильный параметр воздействия на технологический процесс.

С ростом угла наклона тарели окомкователя  $\gamma$  параметр  $N$  уменьшается, и зона стабильного переката зародышей расширяется (рис. 6). Данные этого рисунка дополняют ранее полученные выводы о том, что с ростом частоты вращения тарели параметры  $N$  и  $\gamma_k$  увеличива-

ются. Для того, чтобы скорректировать режим переката ( $N < 1$ ), используя полученные данные, необходимо с ростом угла  $\gamma$  на каждые  $5^\circ$  (при условии  $\gamma_k < \gamma$ ) частоту вращения тарели окомкователя увеличивать примерно на 3 об/мин. Следует заметить, что режим зародышеобразования в цикле: напыление шихты на ШГ с получением плотного напыленного слоя – деление слоя на зародыши – деформация зародышей, также должен быть скорректирован, поскольку все процессы протекают на одном вращающемся днище тарели одновременно. Коррекция напыления может быть проведена достаточно оперативно с помощью таких параметров, как угол атаки ВШС, расстояние до напыленного слоя и др. [2]. В ряде источников [20 – 22] коррекцию напыления наряду с указанными параметрами предложено осуществлять с помощью кинематических параметров, включающих траекторию и скорость перемещения напыляющего устройства, регулирование расхода дисперсной фазы за счет изменения скорости вращения шнекового питателя и др.

При перемещении зародыша от точки 1 к точке 2 (на рис. 7 угол  $\theta$  меняется от  $30$  до  $180^\circ$ ) расчетный угол переката  $\gamma_k$  увеличивается с разной интенсивностью при работе тарели окомкователя на различных частотах вращения. Это значит, что для соблюдения условия  $N < 1$  следует одновременно увеличивать и угол  $\gamma$ , что

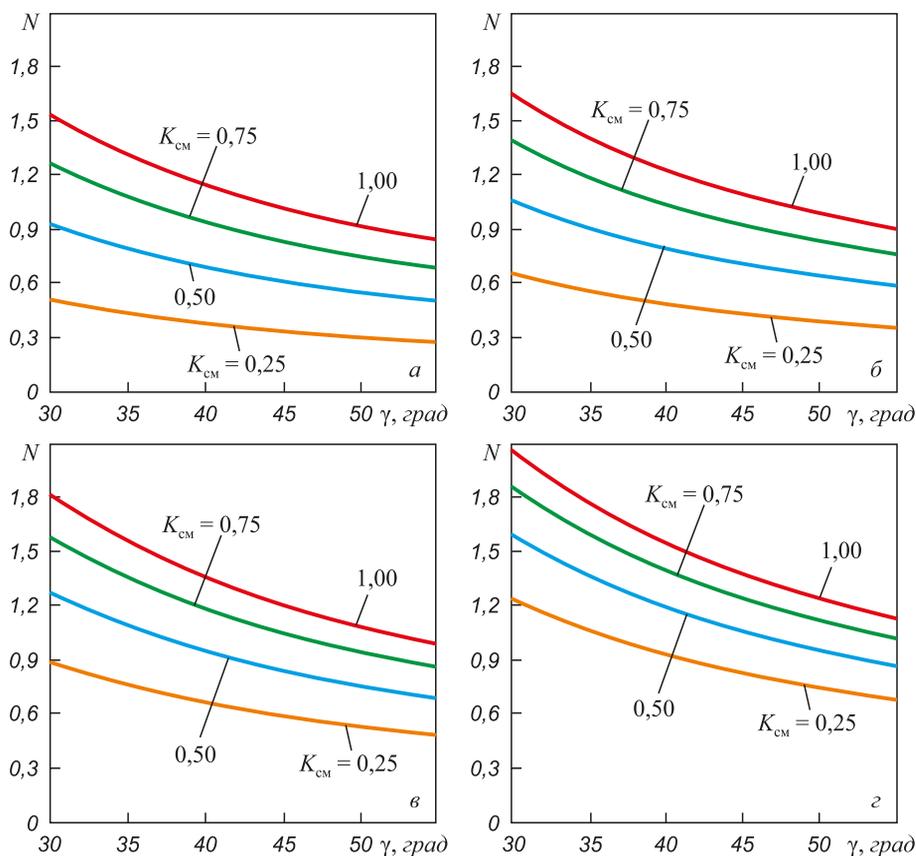


Рис. 6. Зависимость параметра  $N$  от угла  $\gamma$  и коэффициента  $K_{cm}$  при частотах вращения тарелки  $n$ , об/мин, равных 3,0 (а), 6 (б), 9 (в) и 12 (з)

Fig. 6. Dependence of the parameter  $N$  on the angle  $\gamma$  and the factor  $K_{cm}$  at the rotation frequencies of the plates  $n$ , rpm, equaling to 3 (a), 6 (b), 9 (v) and 12 (z)

физически сделать невозможно. В этом случае следует подобрать такую частоту вращения тарелки окомкователя, при которой угол переката  $\gamma_k$  изменялся бы в наиболее узких пределах. Результаты расчетов показывают, что это возможно реализовать на тарелках, работающих с низкой частотой вращения. В частности, для частоты вращения  $n = 3$  об/мин ( $K_{cm} = 1,0$ ) угол  $\gamma_k$  меняется в наиболее узком интервале значений ( $\gamma_k = 44 - 46^\circ$ ). Это позволяет на практике сделать соответствующую корректировку угла  $\gamma$  при условии  $N < 1$ .

**Выводы.** В результате проведенного анализ сил, действующих на кубический зародыш при его перекате на ШГ в условиях пластической деформации, построена математическая модель, позволяющая определить оптимальные параметры работы окомкователя для производства окатышей по технологии принудительного зародышеобразования. Сформулированы условия переката зародышей на ШГ в рабочей зоне окомкователя и корректирующие мероприятия в условиях пластической деформации при смятии его углов и ребер. Показаны особенности движения зародыша в рабочей зоне тарелки окомкователя. Отмечены условия для корректировки режима принудительного зародышеобразования и мероприятия по целенаправленному воздействию на коэффициент смятия зародыша.

Установлено, что для организации режима переката зародыша сложной формы угол наклона тарелки окомкователя к горизонту следует назначать в зависимости от частоты его вращения и коэффициента смятия зародышей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд: Учебн. пособие. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
2. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2016. – 373 с.
3. Frantes K. North American Iron Mines Running Flat Out to Meet Domestic and Worldwide Demand // Skillings' Mining Review. 2005. Vol. 94. No. 7. Pp. 6 – 21.
4. BASICS IN MINERAL PROCESSING: Metso Corporation, 2015. – 752 p.
5. Chikashi Kamijo, Masaki Hara, Takazo Kawaguchi et al. Sinter feed granulation improvement technique by pan pelletizer // Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ. 2010. Vol. 23. No. 1. P. 5.
6. Kei Watanabe, Masahide Yasukawa, Chikashi Kamisaka et al. Improvement of productivity by installing P-type separate granulation process at Wakayama no. 5 sintering plank // Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ. 2010. Vol. 23. No. 1. P. 6.
7. Павловец В.М. Исследование процесса получения влажных окатышей с использованием принудительного зародышеобразования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 15 – 20.

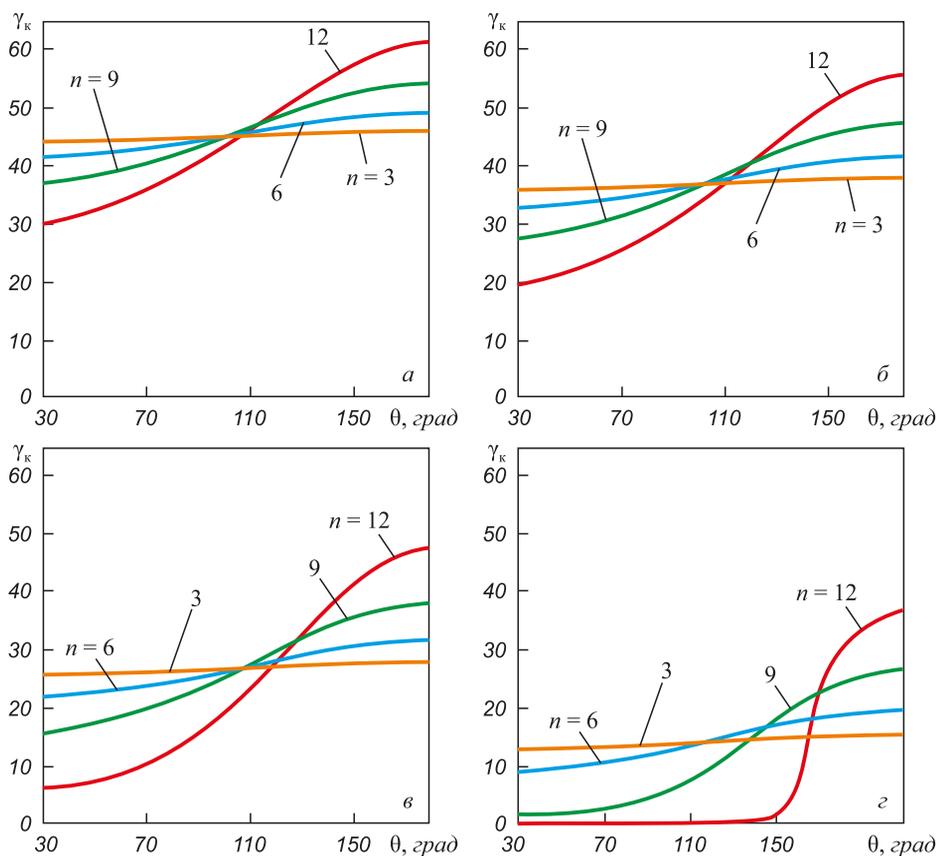


Рис. 7. Зависимость угла переката  $\gamma_k$  от угла  $\theta$  и частоты вращения тарели окомкователя  $n$  при коэффициентах  $K_{см}$ , равных 1,0 (а); 0,75 (б); 0,5 (в) и 0,25 (з)

Fig. 7. Dependence of the roll angle  $\gamma_k$  on the angle  $\theta$  and rotation frequency of the disc pelletizer at coefficients  $K_{см}$ , equaling to 1.0 (а); 0.75 (б); 0.5 (в) and 0.25 (з)

8. Павловец В.М. Развитие принципов принудительного зародышеобразования в процессе получения железорудных окатышей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 15 – 22.
9. Павловец В.М. Формирование структуры железорудных окатышей, полученных с использованием теплосилового напыления влажной шихты // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 12. С. 857 – 863.
10. Яблонский А.А., Никифорова В.М. Курс теоретической механики. Ч. 1. – М.: Высшая школа, 1966. – 429 с.
11. Sunil Golwala. Lecture Notes on Classical Mechanics for Physics 106ab. Publisher: CreateSpace Independent Publishing Platform, 2014. – 396 p.
12. John R. Taylor. Classical mechanics. – Publisher: University Science Books, 2005. – 786 p.
13. James L., Meriam L., Kraige G. Engineering Mechanics. Vol. 1. Statics. Wiley; 7 edition, 2011. – 544 p.
14. James L., Meriam L., Kraige G. Engineering Mechanics. Vol. 2. Dynamics. Wiley; 7 edition, 2012. – 752 p.
15. Демидович Б.П., Кудрявцев В.А. Краткий курс высшей математики. Учебное пособие для вузов. – М.: Астрель; АСТ, 2001. – 656 с.
16. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей / Ю.С. Юсфин, Н.Ф. Пашков, П.К. Антоненко, Р.М. Жак. – М.: Металлургия, 1994. – 240 с.
17. Ручкин И.Е. Производство железорудных окатышей. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
18. Маерчак Ш. Производство окатышей. – М.: Металлургия, 1982. – 232 с.
19. Коротич В.И. Теоретические основы окомкования железорудных материалов. – М.: Металлургия, 1966. – 152 с.
20. Goejen J.G., Miller R.A., Brindley W.J., Leissler G.W. A simulation technique for predicting defects of thermal sprayed coatings: NASA Technical Memorandum TM-106939, 1995.
21. Hansbo A. and Nylén P. Models for the simulation of spray deposition and robot motion optimization in thermal spraying of rotating objects // Surface Coatings Technol. 1999 Vol. 122. Pp. 191 – 201.
22. Ensz M.T., Griffith M.L., Reckaway D.E. Critical issues for functionally graded material deposition by laser engineered net shaping. <http://edge.cs.drexel.edu/GICL/people/schroeder/references/mpif02me.pdf>

Поступила 17 февраля 2017 г.

## MOVEMENT SPECIFICS OF A GERM WITH COMPLEX SHAPE ON THE PELLETIZING DISK IN IRON-ORE PELLETS PRODUCTION

V.M. Pavlovets, A.V. Gerasimuk

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

**Abstract.** The movement specifics of a germ with complex shape on the pelletizing disk in production of iron-ore pellets are considered. As a result of the analysis of the forces acting on the cubic germ during its roll on the charge skull (CS) in the conditions of plastic deformation, a mathematical model was built that allows the optimal parameters of the pelletizer to be determined for the production of pellets based on the technology of a forced germ formation. Two particular cases of germ stability on the pelletizer CS and the conditions for the overcoming of the stability associated with the formation of a roll are considered. The germ stability, or conversely, its roll is determined by the horizontal position of its mass center relative to the support edge located across the probable direction of the roll. If the line of the acting force (gravity force) moves behind the support edge and the reference plane, a force moment will be generated which will lead the germ out of the stability state and form a germ roll. The first special case of germ stability on the inclined plane is the absence of a roll on the CS with a minimum value of the centrifugal force corresponding to the location of the germ in the central areas of the pelletizing zone or to operation of a working element with a low rotation speed ( $n < 3$  rpm). A more general case of the transition of the germ from the state of stability into the roll regime on the inclined plane of CS is the work of the pelletizer when centrifugal force is relatively high ( $n > 3$  rpm) and location of the germ in peripheral areas of the working zone of the pelletizer. For these cases the conditions for germs roll on the CS in the pelletizer working zone and correcting measures in the conditions of plastic deformation during the corners and edges crushing are formulated. The features of the germ movement in the working zone of the pelletizing disk are shown. The conditions for correcting the regime of forced germ formation are provided, and the measures are indicated for the purposeful impact on the crushing factor of a germ. It was established that for the organization of the regime of a germ roll with complex shape the angle of disk inclination to the horizon should be set depending on the frequency of its rotation and the crushing factor of germs.

**Keywords:** germ with complex shape, germ crushing factor, germ roll, pelletizer, charge skull, forced germ formation, spraying of wet charge, iron-ore pellets.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-87-95

### REFERENCES

- Pavlovets V.M. *Okatyshi v tekhnologii ekstraktsii metallov iz rud: uchebn. posobie* [Pellets in the technology of metals extraction from ores: Manual]. Novokuznetsk: SibGIU, 2014, 345 p. (In Russ.).
- Pavlovets V.M. *Rasshirenie funktsional'nykh vozmozhnostei agregatov dlya podgotovki zhelezorudnogo syr'ya k metallurgicheskoi plavke* [Expansion of functional capabilities of aggregates for the preparation of iron-ore raw materials for metallurgical smelting]. Novokuznetsk: SibGIU, 2016, 373 p. (In Russ.).
- Frantes K. North American iron mines running flat out to meet domestic and worldwide demand. *Skilling's Mining Review*. 2005, vol. 94, no. 7, pp. 6–21.
- Basics in mineral processing: Metso Corporation*. 2015, 752 p.
- Chikashi Kamijo, Masaki Hara, Takazo Kawaguchi etc. Sinter feed granulation improvement technique by pan pelletizer. *Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ*. 2010, vol. 23, no. 1, pp. 5.
- Kei Watanabe, Masahide Yasukawa, Chikashi Kamisaka etc. Improvement of productivity by installing P-type separate granulation process at Wakayama no. 5 sintering plant. *Zairyo to Prosesu = CAMP ISIJ*. 2010, vol. 23, no. 1, pp. 6.
- Pavlovets V.M. Moisture-laden pellets production with forced nucleation process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 15–20. (In Russ.).
- Pavlovets V.M. Development of principles of forced nucleation in the production process of iron ore pellets. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 10, pp. 15–22. (In Russ.).
- Pavlovets V.M. Formation of the structure of iron ore pellets produced using heat-spraying of wet charge. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 12, pp. 857–863. (In Russ.).
- Yablonskii A.A., Nikiforova V.M. *Kurs teoreticheskoi mekhaniki. Ch. 1* [Course of theoretical mechanics. Part 1]. Moscow: Vysshaya shkola, 1966, 429 p. (In Russ.).
- Sunil Golwala. *Lecture notes on classical mechanics for physics 106ab*. Publisher: CreateSpace Independent Publishing Platform, 2014, 396 p.
- John R. Taylor. *Classical mechanics*. Publisher: University Science Books, 2005, 786 p.
- James L., Meriam L., Kraige G. *Engineering mechanics. Vol. 1. Statics*. Wiley; 7 edition, 2011, 544 p.
- James L., Meriam L., Kraige G. *Engineering mechanics. Vol. 2. Dynamics*. Wiley; 7 edition, 2012, 752 p.
- Demidovich B.P., Kudryavtsev V.A. *Kratkii kurs vysshei matematiki. Uchebnoe posobie dlya vuzov* [A short course in higher mathematics. Textbook for universities]. Moscow: Astrel'; AST, 2001, 656 p. (In Russ.).
- Yusfin Yu.S. etc. *Intensifikatsiya proizvodstva i uluchshenie kachestva okatyshей* [Intensification of production and improvement of the quality of pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 240 p. (In Russ.).
- Ruchkin I.E. *Proizvodstvo zhelezorudnykh okatyshей* [Production of iron-ore pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 184 p. (In Russ.).
- Maerchak Sh. *Proizvodstvo okatyshей* [Production of pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 232 p. (In Russ.).
- Korotich V.I. *Teoreticheskie osnovy okomkovaniya zhelezorudnykh materialov* [Theoretical foundations for the palletization of iron-ore materials]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 152 p. (In Russ.).
- Goejen J.G., Miller R.A., Brindley W.J., Leissler G.W. A simulation technique for predicting defects of thermal sprayed coatings. *NASA Technical Memorandum TM-106939*, 1995.
- Hansbo A., Nylén P. Models for the simulation of spray deposition and robot motion optimization in thermal spraying of rotating objects. *Surface Coatings Technol.* 1999, vol. 122, pp. 191–201.
- Ensz M.T., Griffith M.L., Reckaway D.E. *Critical issues for functionally graded material deposition by laser engineered net shaping*. Available at URL: <http://edge.cs.drexel.edu/GICL/people/schroeder/references/mpif02me.pdf>

### Information about the authors:

V.M. Pavlovets, Cand. Sci., (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology" (pavlovets.victor@yandex.ru)  
A.V. Gerasimuk, Postgraduate of the Chair of Electrical Engineering, Electric Drive and Industrial Electronics (heavymetal7200@gmail.com)

Received February 17, 2017

УДК 620.22 + 544.42:537.63

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ И ЭНЕРГОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОБАЛЬТА ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ВОДОРОДОМ

*Нгуен В.М., аспирант кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (chinhhan88@gmail.com)*

*Колюхов Ю.В., к.т.н., доцент кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (martensit@mail.ru)*

*Рыжонков Д.И., д.т.н., профессор-консультант кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** Значительные перспективы использования в различных областях науки, техники, промышленности и в медицине имеют нанопорошки на основе кобальта. Исследована кинетика процессов получения нанопорошков металлического кобальта восстановлением водородом из оксидного материала в электромагнитном поле и при энергомеханической обработке в вихревом слое ферромагнитных частиц, вращающихся под действием этого поля. Нанопорошки оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  получали путем термического разложения синтезированного химическим осаждением гидроксидного соединения кобальта  $\text{Co}(\text{OH})_2$  из 10 %-ных водных растворов соли нитрата кобальта  $\text{Co}(\text{NO}_3)_2$  и едкого натра  $\text{NaOH}$  при условиях:  $\text{pH} = 9$ ,  $t = 20$  °С. Восстановление образцов нанопорошков оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  для получения наноразмерных частиц кобальта проводили на установке модифицированного аппарата вихревого слоя модели УАП-3 с встроенными внутри камеры нагревательной печью и проточным реактором. Амплитудное значение индукции поля внутри реактора составляет 0,16 Тл. Выбор экспериментальных температур восстановления образцов выполняли на основе результата термогравиметрического анализа исходного образца гидроксида кобальта. Кинетические параметры процессов водородного восстановления в условиях линейного нагрева и в изотермических условиях рассчитаны с помощью моделей Фримена-Кэрола и Мак Кевана соответственно. Обнаружено снижение скорости получения нанопорошков кобальта в электромагнитном поле (до 14 % при 250 °С) вследствие затруднения способности адсорбции атомов водорода на поверхности образованных металлических наночастиц. Установлено, что энергомеханическая обработка в вихревом слое приводит к повышению скорости процесса в 4 – 5 раз благодаря эффекту механоактивации материала. Методами термогравиметрии, рентгеновской дифрактометрии, электронной микроскопии и измерения удельной поверхности по низкотемпературной адсорбции азота изучены свойства исходного материала и полученных продуктов. Показано, что при восстановлении образцов в электромагнитном поле формируются более мелкодисперсные наночастицы кобальта, чем в случае без воздействия поля. Энергомеханическая обработка в вихревом слое приводит к агрегированию восстановленных металлических наночастиц и к образованию гранул микрометрового размера.

**Ключевые слова:** нанопорошок кобальта, кинетика восстановления, аппарат вихревого слоя, электромагнитное поле, энергомеханическая обработка, константа скорости, термогравиметрический анализ, средний размер частиц.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-96-101

Значительные перспективы использования в различных областях науки, техники, промышленности и в медицине имеют нанопорошки (НП) на основе кобальта [1 – 4]. Существует достаточно много методов получения НП металлов и сплавов на их основе [5 – 10]. Нанопорошки кобальта получают в основном химико-металлургическим методом, который сочетает процесс химического осаждения кислородсодержащих соединений кобальта с последующим их термическим разложением и восстановлением водородом. Метод достаточно простой, энергоэффективный, способен обеспечивать высокую химическую и структурную однородность полученных продуктов. Недостатком этого метода является многостадийность, причем относительно большое время занимает стадия восстановления [11]. Таким образом, поиск пути

повышения скорости восстановительного звена при получении НП металлов является актуальной задачей.

В последнее время одним из перспективных методов интенсификации технологических процессов стало использование энергомеханической обработки (ЭМО) ферромагнитных частиц в аппаратах вихревого слоя (АВС), создаемого путем воздействия на частицы вращательного электромагнитного поля [12]. Под действием поля и рабочих тел вещества в рабочей зоне установки очень быстро перемешиваются, приобретают высокую химическую активность; в результате наблюдается интенсификация процессов диффузионного массопереноса и химических взаимодействий [13].

Целью настоящей работы является исследование с помощью АВС кинетики процессов получения нано-

размерных порошков металлического кобальта восстановлением водородом оксидного материала в электромагнитном поле и при энергомеханической обработке в вихревом слое ферромагнитных частиц, вращающихся под действием этого поля.

Восстановление образцов НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  для получения наноразмерных частиц кобальта проводили на установке модифицированного АВС (модель УАП-3, производство ООО «Передовые технологии XXI века») с встроенными внутри камеры нагревательной печи и проточным реактором. Скорость вращения электромагнитного поля составляла 3200 об/мин. Максимальное амплитудное значение индукции поля 0,16 Тл.

Нанопорошок оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  получали путем термического разложения (при 250 °С в течение 2 ч) синтезированного химическим осаждением гидроксидного соединения  $\text{Co}(\text{OH})_2$  из 10 %-ных водных растворов соли нитрата кобальта  $\text{Co}(\text{NO}_3)_2$  и едкого натра  $\text{NaOH}$  при условиях:  $\text{pH} = 9$ ,  $t = 20$  °С.

Опыты по восстановлению образцов НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  проводили в условиях неподвижного слоя без наложения электромагнитного поля и с полем (без участия иголок), а также в вихревом слое ферромагнитных частиц (стальных игл длиной от 15 до 20 мм, диам. от 0,6 до 1,2 мм). В каждом опыте в вихревом слое использовали 20 г исходного порошка, отношение массы которого к массе ферромагнитных тел составляет 1:3. В качестве газа-восстановителя применяли водород, полученный электролитическим методом с помощью генератора САМ-1 производительностью 80 л/ч. Влажность водорода при этом составляла не больше 1 %.

Выбор экспериментальных температур восстановления образцов выполняли на основе результата термогравиметрического (ТГ) анализа исходного образца гидроксида кобальта при помощи термоанализатора SDT Q600 (TA Instruments, США) в неизотермических условиях со скоростью нагрева 10 °С/мин при нагреве от 25 до 400 °С.

Энергию активации восстановления в неизотермических условиях вычисляли разностно-дифференциальным методом при помощи модели Фримена-Кэррола [14, 15]. Кинетические кривые процессов восстановления  $\alpha = f(\tau)$  для образцов были построены на основании ТГ анализа образцов, полученных через заданные промежутки времени восстановления. На основе ТГ данных можно определить количество остаточного кислорода в образцах и степень их восстановления. Константы  $k$  (м/с) скоростей процесса восстановления в изотермических условиях вычисляли по модели Мак Кевана [16]. Измерение удельной поверхности ( $S_{\text{уд}}$ ) исходных, промежуточных и конечных образцов проводили на установке NOVA 1200 (Quantachrome instruments, США) методом БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота. Качественный и количественный рентгеновский анализ образцов выполняли с помощью дифрактометра «Дифрей – 101» (АО «Научные приборы», Россия). Рас-

чет среднего размера частиц  $D_{\text{ср}}$  полученных образцов выполняли по данным измерения величины удельной поверхности. Расчет среднего размера областей когерентного рассеяния  $D_{\text{шпэр}}$  проводили по формуле Селякова–Шеррера [17]. Микроскопический анализ продуктов восстановления проводили на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3 (TESCAN, Чехия).

На рис. 1 приведены термогравиметрические кривые образца НП соединения  $\text{Co}(\text{OH})_2$  при его нагреве в токе водорода. Установлено, что процесс протекает в четыре этапа. На первом этапе происходит удаление адсорбированной влаги в интервале температур от 25 до 130 °С с максимальной скоростью  $3,1 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  при 75 °С. Второй этап – происходит процесс термического разложения гидроксида кобальта на оксидные соединения в интервале 150 – 250 °С. Третий этап – восстановление оксида кобальта (II, III)  $\text{Co}_3\text{O}_4$  до оксида кобальта (II)  $\text{CoO}$ , которое протекает при температуре от 250 до 270 °С с максимальной скоростью  $199,7 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$  при 260 °С. Последний этап представляет собой процесс восстановления оксида кобальта (II)  $\text{CoO}$  до металлического кобальта в температурном интервале 270 – 305 °С. Максимум скорости наблюдается при 270 °С и составляет  $87,3 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ .

Рассчитанное разностно-дифференциальным методом значение энергии активации  $E$  стадии восстановления оксида кобальта (II)  $\text{CoO}$  до металла составляет 69 кДж/моль. На основе данных ТГ анализа для получения НП  $\text{Co}_3\text{O}_4$  термическое разложение гидроксида кобальта проводили при 250 °С в течение 2 ч. По ТГ данным также были определены экспериментальные температуры ( $t$ ) восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$ : 250 и 265 °С.

Результаты микроскопического и рентгенофазового анализов полученного образца нанопорошка оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  показаны на рис. 2.

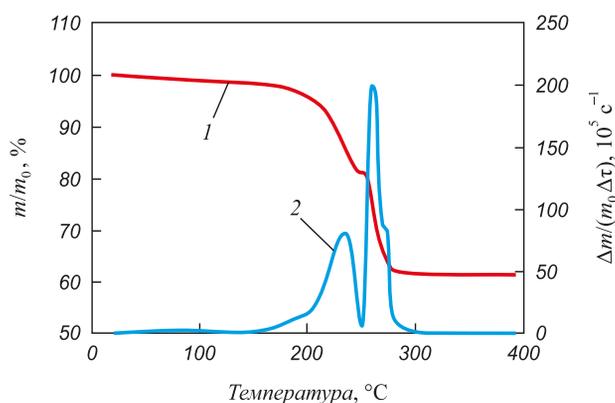


Рис. 1. ТГ кривые восстановления НП гидроксида кобальта в атмосфере водорода:  
1 – относительное изменение массы; 2 – удельная скорость изменения массы

Fig. 1. TGA curves of the reduction of cobalt hydroxide nanopowder in a hydrogen atmosphere:

1 – relative change in mass; 2 – specific rate of change in mass

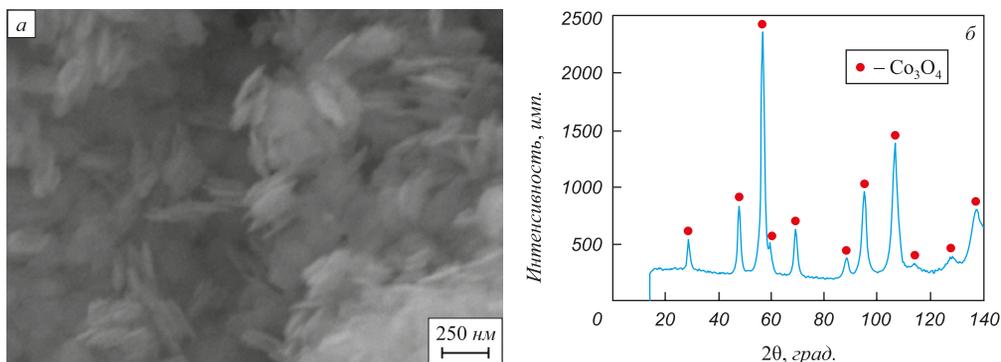


Рис. 2. Микрофотография (а) и рентгенограмма (б) исходного НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$

Fig. 2. Microphotograph (a) and X-ray pattern (b) of  $\text{Co}_3\text{O}_4$  initial nanopowder

Исходный НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  в основном состоит из агрегатов вытянутой овоидной формы размером порядка десятков нм в диаметре и до 300 нм по длине. В порошке присутствуют также округлые частицы размером до 100 нм. Удельная поверхность НП  $\text{Co}_3\text{O}_4$  составила  $82,4 \text{ м}^2/\text{г}$ , что соответствует среднему размеру оксидных частиц 12 нм. По рентгенограмме образца видно, что он содержит чистую оксидную фазу  $\text{Co}_3\text{O}_4$ .

На рис. 3 приведены кинетические кривые восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$ . Установлено, что наложение магнитного поля замедляет процесс восстановления. Скорость восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  сильно зависит от температуры восстановления: повышение температуры от 250 до 265 °C приводит к заметному росту скорости восстановления НП  $\text{Co}_3\text{O}_4$  как в вихревом, так и в неподвижных слоях порошка.

До сих пор в литературе нет описания подобного явления применительно к процессам восстановления оксидов металлов. Однако в ряде работ отмечается влияние электромагнитного поля на адсорбцию – десорбцию газообразных веществ на поверхности твердых тел [18, 19]. В рассматриваемом в настоящей работе случае поле может оказывать влияние на способность адсорбции водорода  $\text{H}_2$  на межфазной поверхности твердые частицы – газ. Из-за трудности доставки водорода к реакционной поверхности частиц снижается скорость восстановления в электромагнитном поле.

Энергомеханическая обработка в вихревом слое значительно увеличивает скорость восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  за счет эффекта механоактивации. За 65 мин обработки в вихревом слое при температуре 250 °C образец восстанавливается полностью, за это же время степень восстановления образцов при использовании неподвижных слоев достигает менее 50 %. При 265 °C процесс восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  в вихревом слое заканчивается после 50 мин выдержки, а в неподвижных слоях для полного восстановления образцов требуется выдержка до 2 ч. Полученный результат объясняется тем, что ЭМО в вихревом слое приводит к локальному нагреву обрабатываемого материала, стимулирующему химические процессы, а также

снижает влияние диффузионного слоя в ходе восстановления благодаря интенсивному перемешиванию.

Значения констант скорости процесса восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  в различных условиях приведены ниже:

Вид слоя	$k \cdot 10^{13}$ , м/с, при $t$ , °C	
	250	265
Неподвижный слой без поля	8,1	16,8
Неподвижный слой с полем	7,0	15,6
Вихревой слой	37,6	59,5

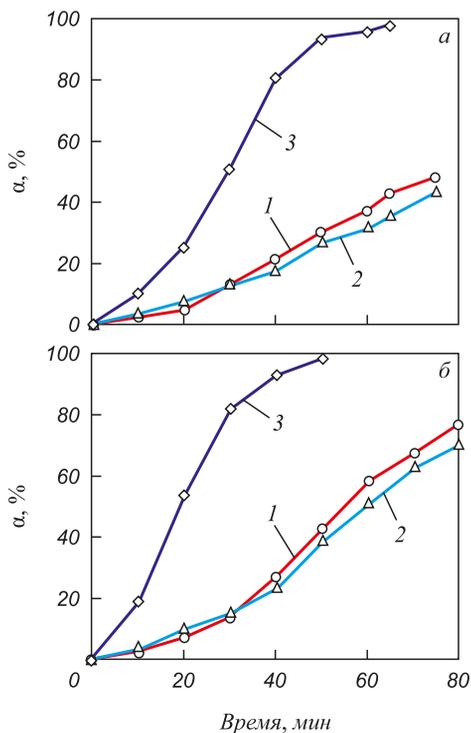


Рис. 3. Зависимость степени восстановления НП  $\text{Co}_3\text{O}_4$  от времени при 250 °C (а) и 265 °C (б):

1 – без поля; 2 – с полем; 3 – вихревой слой

Fig. 3. Dependence of the reduction degree of  $\text{Co}_3\text{O}_4$  nanopowder on time at 250 °C (a) and at 265 °C (b): 1 – without field; 2 – with field; 3 – eddy layer

Магнитное поле снижает константу скорости восстановления НП  $\text{Co}_3\text{O}_4$  на 14 и 7 % при 250 и 265 °С соответственно. Восстановление образцов нанодисперсного оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  в вихревом слое идет со скоростью в 4 – 5 раз большей, чем в неподвижных слоях порошка.

Результаты измерения величины удельной поверхности  $S_{\text{уд}}$ , расчета среднего размера частиц  $D_{\text{ср}}$  и среднего размера областей когерентного рассеяния (ОКР)  $D_{\text{шер}}$  продуктов восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  при 265 °С в различных условиях приведены ниже:

Образец, условия	$S_{\text{уд}}$ , м <sup>2</sup> /г	$D_{\text{ср}}$ , нм	$D_{\text{шер}}$ , нм
Исходный $\text{Co}_3\text{O}_4$	82,4	12	18
Неподвижный слой без поля, 45 мин	49,6	17	21
Неподвижный слой без поля, 80 мин	14,3	49	47
Неподвижный слой без поля, 120 мин	7,7	87	69
Неподвижный слой с полем, 45 мин	54,8	15	24
Неподвижный слой с полем, 80 мин	18,9	38	39
Неподвижный слой с полем, 120 мин	9,1	74	61

Удельная поверхность конечных продуктов восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  значительно меньше (почти в десять раз), чем у исходного оксидного порошка. Удельная поверхность образцов, полученных в электромагнитном поле, больше, чем у образцов, полученных в неподвижном слое без наложения поля. Резуль-

тат расчета среднего размера восстановленных частиц по данным измерения удельной поверхности порошков и расчета среднего размера ОКР по методу Шеррера подтвердил, что в магнитном поле формируются более мелкодисперсные частицы. Высказано предположение, что наложенное магнитное поле повышает скорость зародышеобразования наночастиц кобальта, причем поле увеличивает константу скорости образования зародышей по отношению к константе скорости их роста. В литературе до сих пор мало публикаций по влиянию электромагнитного поля на физико-химические процессы формирования различных структур. Тем не менее, в некоторых работах был обсужден этот вопрос. В работе [20] авторы, рассмотрев процесс термического разложения формиата кобальта в токе инертного газа в порах носителей различной природы, установили, что распределение полученных наночастиц кобальта по размерам зависит от напряженности наложенного магнитного поля, причем с ростом напряженности поля наблюдается уменьшение величины среднего размера частиц.

На рис. 4 приведены электронные микрофотографии продуктов восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  при 265 °С. Образцы, полученные в неподвижных слоях порошка, состоят из округлых частиц размером порядка от десятков до 100 нм (рис. 4, а, б). Наночастицы металлического кобальта, полученные в электромагнитном поле, более мелкодисперсны по сравнению с частицами порошка, полученного в неподвижном слое без наложения поля.

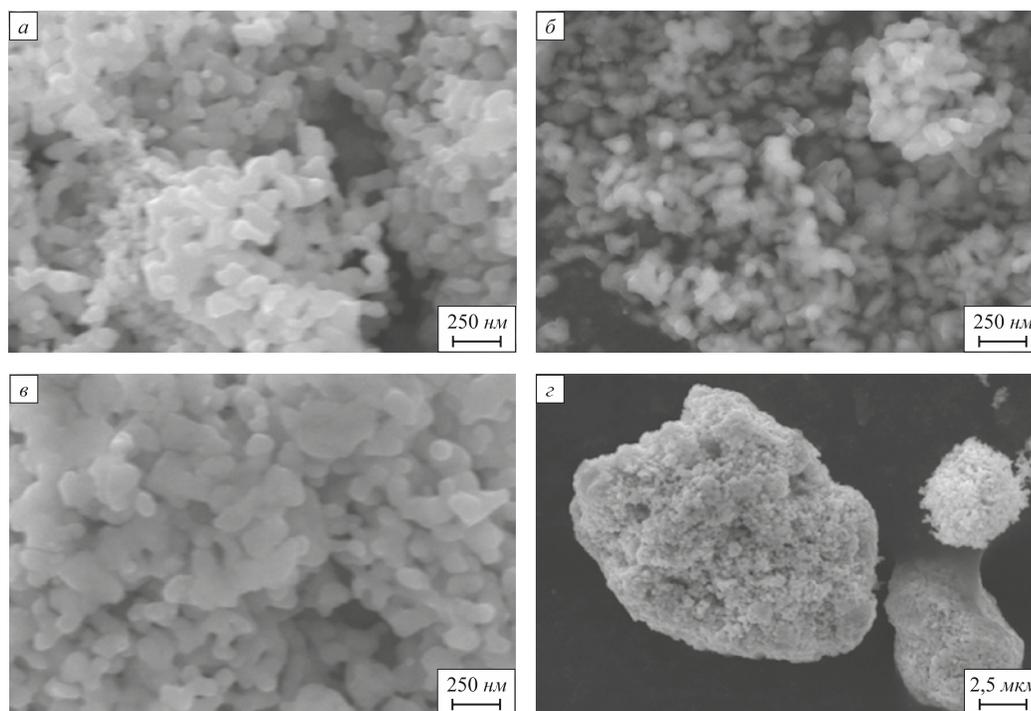


Рис. 4. Микрофотографии конечных продуктов восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  при 265 °С: а – в неподвижном слое без наложения магнитного поля; б – в неподвижном слое с полем; в, з – в вихревом слое ферромагнитных частиц

Fig. 4. Microphotographs of the final products of  $\text{Co}_3\text{O}_4$  nanopowder reduction at 265 °С: а – in the rigid layer without electromagnetic field; б – in the rigid layer with electromagnetic field; в, з – in the eddy layer of ferromagnetic bodies

Энергомеханическая обработка в вихревом слое при сохранении округлой формы полученных наночастиц кобальта приводит к увеличению их среднего размера примерно до 100 нм и больше (рис. 4, в). Непосредственное механическое ударяющее и истирающее действие рабочих тел приводит к агрегированию восстановленных металлических наночастиц и образованию гранул микрометрового размера (рис. 4, з).

**Выводы.** Установлен температурный режим процессов восстановления образцов НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  и рассчитана кажущаяся энергия активации восстановления. Впервые отмечено замедляющее действие электромагнитного поля на процесс восстановления НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  водородом. При температуре 265 °С скорость восстановления наночастиц оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  в электромагнитном поле уменьшается на 7 % по сравнению со случаем без наложения поля. Процесс восстановления образцов НП оксида кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  при энергомеханической обработке в вихревом слое ферромагнитных тел протекает с скоростью в 4 – 5 раз большей, чем в неподвижных слоях порошка. Образцы металлического кобальта, полученные в электромагнитном поле, характеризуются высокой дисперсностью наночастиц. Энергомеханическая обработка образцов в вихревом слое приводит к агрегированию восстановленных наночастиц и к образованию гранул микрометрового размера.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Thanha N.T.K., Green L.A.W. Functionalisation of nanoparticles for biomedical applications // *Nano Today*. 2010. Vol. 5. P. 213 – 230.
2. Scherer C., Figueiredo N.A.M. Ferrofluids: properties and applications // *Brazilian Journal of Physics*. 2005. Vol. 35. No 3A. P. 718 – 727.
3. Cuizhu H., Song Q., Xinzhen W., Jiurong L., Liqiang L., Wei Liu, Masahiro I., Ken-ichi M. Facile synthesis of hollow porous cobalt spheres and their enhanced electromagnetic properties // *Journal of Materials Chemistry*. 2012. Vol. 22. P. 22160 – 22166.
4. Dumestre F., Chaudret B., Amiens C., Fromen M.C., Casanove M.J., Renaud P., Zurcher P. Shape control of chemo-dynamically stable cobalt nanorods through organometallic chemistry // *Angewandte Chemie*. 2002. Vol. 114. P. 4462 – 4465.
5. Рыжонков Д.И., Левина В.В., Дзидзигури Э.Л. Наноматериалы: учебное пособие. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012. – 365 с.
6. Ashkan Zolriasatein, Ali Shokuhfar. Size effect on the melting temperature depression of  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  complex metallic alloy nanoparticles prepared by planetary ball milling // *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. 2015. Vol. 74. P. 101 – 107.
7. Xie Jingwei, Jiang Jiang, Davoodi Pooya, Srinivasan M.P., Wang Chi-Hwa. Electrohydrodynamic atomization: A two-decade effort to produce and process micro-/nanoparticulate materials // *Chemical Engineering Science*. 2015. Vol. 125. P. 32 – 57.
8. Nilesh S.K., Atul K.T., Ashok B.N., Suyog A. Raut, Sudha V. Bho-raskar, Asoka K. Das, Vikas L. Mathe. Understanding the crystalline phase formation in FeNi and AlNi binary alloy-nanoparticles produced by thermal plasma assisted gas phase condensation method // *Materials & Design*. 2016. Vol. 112. P. 495 – 504.
9. Оглезнева С.А., Порталов М.Н. Синтез нанопорошков железа и никеля химико-металлургическим методом // *Известия Самарского научного центра РАН*. 2011. Т. 13. № 4 (4). С. 1095 – 1097.
10. Fikret Yılmaz, Dong-Jin Lee, Joon-Woo Song, Hyun-Seon Hong, Hyeon-Taek Son, Jae-Sik Yoon, Soon-Jik Hong. Fabrication of cobalt nano-particles by pulsed wire evaporation method in nitrogen atmosphere // *Powder Technology*. 2013. Vol. 235. P. 1047 – 1052.
11. Теория металлургических процессов. Учебник для вузов / Д.И. Рыжонков, П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев и др. – М.: Металлургия, 1989. – 392 с.
12. Логвиненко Д.Д., Шеляков О.П. Интенсификация технологических процессов в аппаратах с вихревым слоем. – Киев: Техника, 1976. – 144 с.
13. Рыжонков Д.И., Костырев С.Б., Горчаков Ю.А. Применение АВС для металлизации никеля и меди. – В кн.: Разработка и внедрение вихревых электромагнитных аппаратов для интенсификации технологических процессов АВС – 89. Тезисы докладов всесоюзной науч.-техн. конф. Тамбов, 1989 г. – Тамбов, 1989. С. 65 – 67.
14. Freeman E.S., Carroll B. The application of thermoanalytical techniques to reaction kinetics: The thermogravimetric evaluation of the kinetics of the decomposition of calcium oxalate monohydrate // *The Journal of Physical Chemistry*. 1958. Vol. 62 (4). P. 394 – 397.
15. Brown M., Dollimore D., Galwey A. Reactions in the solid state. – Amsterdam: Elsevier scientific publishing company, 1980. – 339 p.
16. McKewen W.M. Kinetics of Iron Oxide Reduction // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960. Vol. 218. P. 2 – 6.
17. Scherrer P., Gottingen N.G.W. Determination of the size and internal structure of colloidal particles using X-rays // *Journal of Mathematical Physics* KI. 1918. Vol. 2. P. 96 – 100.
18. Rahimi M., Dehkordi A.M. Reactive absorption in packed bed columns in the presence of magnetic nanoparticles and magnetic field: Modeling and simulation // *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2017. Vol. 45. P. 131 – 144.
19. Wei-Dong Wu, Gang Liu, Sheng-Xiang Chen, Hua Zhang. Nanofluid addition enhances ammonia/water bubble absorption in an external magnetic field // *Energy and Buildings*. 2013. Vol. 57. P. 268 – 277.
20. Chernavskii P.A., Zaikovskii V.I., Pankina G.V., Perov N.S., Turakulova A.O. The effect of a magnetic field on the thermal destruction of cobalt formate // *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2009. Vol. 83. No. 3. P. 499 – 502.

Поступила 16 августа 2017 г.

## INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ELECTROMAGNETIC FIELD AND ENERGY-MECHANICAL PROCESSING ON THE PRODUCTION OF METALLIC COBALT NANOPOWDER BY HYDROGEN REDUCTION

V.M. Nguyen, Yu.V. Konyukhov, D.I. Ryzhonkov

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

**Abstract.** Nanopowders (NP) based on cobalt have significant prospects for use in various fields of science, engineering, industry and medicine.

In this work the authors have studied the kinetics of the production of metallic cobalt nanopowder by hydrogen reduction of oxide material  $\text{Co}_3\text{O}_4$  in an electromagnetic field, and with an energy-mechanical processing (EMP) in eddy layer created by ferromagnetic bodies subjected to such field. Cobalt oxide  $\text{Co}_3\text{O}_4$  NP was obtained by thermal decomposition of the hydroxide compound  $\text{Co}(\text{OH})_2$  chemical-precipitated from 10 % aqueous solutions of nitrate cobalt  $\text{Co}(\text{NO}_3)_2$  and sodium

hydroxide NaOH under the conditions of pH = 9 and  $t = 20$  °C. The production of metallic cobalt nanoparticles by the hydrogen reduction of  $\text{Co}_3\text{O}_4$  NP was carried out on the apparatus of eddy layer (AED) of UAP-3 model modified with an internal heating furnace and a flow reactor. The amplitude value of induction of magnetic field inside the reactor was 0.16 T. The experimental temperatures of the reduction process were chosen based on the result of a thermogravimetric analysis (TGA) of the initial cobalt hydroxide sample. The kinetic parameters of hydrogen reduction processes under linear heating and in isothermal conditions were calculated using the Freeman-Carroll and McKewan models, respectively. The authors have found a decrease in the rate of obtaining Co nanopowder in the electromagnetic field (up to 14 % at 250 °C) due to the decrease in the adsorption ability of hydrogen atoms on the surface of the formed metallic nanoparticles. EMP in the eddy layer leads to an increase in the reduction rate by 4 – 5 times due to the effect of mechanical activation of the material. The properties of the initial material and the obtained products were investigated using the methods of thermogravimetry, X-ray diffractometry, electron microscopy and measurement of the specific surface area by low-temperature nitrogen adsorption. It was shown that reduction of the samples in the electromagnetic field facilitate the formation of more finer-dispersed Co nanoparticles, than in the case without the field. The EMP in the eddy layer leads to the aggregation of the formed metallic nanoparticles and the formation of granules of micron size.

**Keywords:** cobalt nanopowder, reduction kinetics, apparatus of eddy layer, electromagnetic field, energy-mechanical processing, rate constant, thermo-gravimetric analysis, average particle size.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-96-101

## REFERENCES

1. Thanha N.T.K., Green L.A.W. Functionalisation of nanoparticles for biomedical applications. *Nano Today*. 2010, vol. 5, pp. 213–230.
2. Scherer C., Figueiredo N.A.M. Ferrofluids: properties and applications. *Brazilian Journal of Physics*. 2005, vol. 35, no. 3A, pp. 718–727.
3. Cui Zhen H., Song Q., Xin Zhen W., Jiurong L., Liqiang L., Wei Liu, Masahiro I., Ken-ichi M. Facile synthesis of hollow porous cobalt spheres and their enhanced electromagnetic properties. *Journal of Materials Chemistry*. 2012, vol. 22, pp. 22160–22166.
4. Dumestre F., Chaudret B., Amiens C., Fromen M.C., Casanove M.J., Renaud P., Zurcher P. Shape control of chemo-dynamically stable cobalt nanorods through organometallic chemistry. *Angewandte Chemie*. 2002, vol. 114, pp. 4462–4465.
5. Ryzhonkov D.I., Levina V.V., Dzidziguri E.L. *Nanomaterialy: uchebnoe posobie* [Nanomaterials: Manual]. Moscow: BINOM, Laboratoriya znaniy, 2012, 365 p. (In Russ.).
6. Ashkan Zolriasatein, Ali Shokuhfar. Size effect on the melting temperature depression of  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  complex metallic alloy nanoparticles prepared by planetary ball milling. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. 2015, vol. 74, pp. 101–107.
7. Jie Jingwei, Jiang Jiang, Davoodi Pooya, Srinivasan M.P., Wang Chi-Hwa. Electrohydrodynamic atomization: A two-decade effort to produce and process micro-/nanoparticulate materials. *Chemical Engineering Science*. 2015, vol. 125, pp. 32–57.
8. Nilesh S.K., Atul K.T., Ashok B.N., Suyog A. Raut, Sudha V. Bhorkar, Asoka K. Das, Vikas L. Mathe Understanding the crystalline phase formation in Fe single bond Ni and Al single bond Ni binary alloy-nanoparticles produced by thermal plasma assisted gas phase condensation method. *Materials & Design*. 2016, vol. 112, pp. 495–504.
9. Oglezneva S.A., Portalov M.N. Synthesis of iron and nickel nanopowders by chemical-metallurgical method. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2011, vol. 13, no. 4 (4), pp. 1095–1097. (In Russ.).
10. Fikret Yilmaz, Dong-Jin Lee, Joon-Woo Song, Hyun-Seon Hong, Hyeon-Taek Son, Jae-Sik Yoon, Soon-Jik Hong Fabrication of cobalt nano-particles by pulsed wire evaporation method in nitrogen atmosphere. *Powder Technology*. 2013, vol. 235, pp. 1047–1052.
11. Ryzhonkov D.I., Arsent'ev P.P., Yakovlev V.V. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov. Uchebnik dlya vuzov* [Theory of metallurgical processes: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 392 p. (In Russ.).
12. Logvinenko D.D., Shelyakov O.P. *Intensifikatsiya tekhnologicheskikh protsessov v apparatakh s vikhrevym sloem* [Intensification of technological processes in apparatuses of eddy layer]. Kiev: Tekhnika, 1976, 144 p. (In Russ.).
13. Ryzhonkov D.I., Kostyrev S.B., Gorchakov Yu.A. Application of apparatuses of eddy layer for metallization of nickel and copper. In: *Razrabotka i vnedrenie vikhrevykh elektromagnitnykh apparatov dlya intensivatsii tekhnologicheskikh protsessov: Tezisy dokladov vsesoyuznoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Tambov, 1989 g.* [Development and introduction of eddy electromagnetic apparatuses for the intensification of technological processes: Abstracts of the reports of the All-Union Scientific and Technical Conference, Tambov, 1989]. Tambov, 1989, pp. 65–67. (In Russ.).
14. Freeman E.S., Carroll B. The application of thermoanalytical techniques to reaction kinetics: The thermogravimetric evaluation of the kinetics of the decomposition of calcium oxalate monohydrate. *The Journal of Physical Chemistry*. 1958, vol. 62, pp. 394–397.
15. Brown M., Dollimore D., Galwey A. *Reactions in the solid state*. Amsterdam: Elsevier scientific publishing company, 1980, 339 p.
16. McKewan W.M. Kinetics of Iron Oxide Reduction. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960, vol. 218, pp. 2–6.
17. Scherrer P., Gottinger N.G.W. Determination of the size and internal structure of colloidal particles using X-rays. *Journal of Mathematical Physics* KI. 1918, vol. 2, pp. 96–100.
18. Rahimi M., Dehkordi A.M. Reactive absorption in packed bed columns in the presence of magnetic nanoparticles and magnetic field: Modeling and simulation. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2017, vol. 45, pp. 131–144.
19. Wei-Dong Wu, Gang Liu, Sheng-Xiang Chen, Hua Zhang. Nanoferrofluid addition enhances ammonia/water bubble absorption in an external magnetic field. *Energy and Buildings*. 2013, vol. 57, pp. 268–277.
20. Chernavskii P.A., Zaikovskii V.I., Pankina G.V., Perov N.S., Turakulova A.O. The effect of a magnetic field on the thermal destruction of cobalt formate. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2009, vol. 83, no. 3, pp. 499–502.

## Information about the authors:

**V.M. Nguyen**, Postgraduate of the Chair “Functional Nanosystems and High-Temperature Materials” (chinhnhan88@gmail.com)

**Yu.V. Konyukhov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Functional Nanosystems and High-Temperature Materials” (martensit@mail.ru)

**D.I. Ryzhonkov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant of the Chair “Functional Nanosystems and High-Temperature Materials”

Received August 16, 2017

УДК 621.746.58:536.248

## О МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ МАШИНЫ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ

Стулов В.В., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование прокатки» (stuvv@inbox.ru)

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана  
(МГТУ им. Баумана)

(105005, Россия, г. Москва, 2-ая Бауманская, д. 5, стр. 1)

**Аннотация.** В работе акцентируется внимание на моделировании процессов, происходящих в кристаллизаторе с новой запатентованной системой охлаждения в машине непрерывной разливки стали, в частности, на перепаде температур в металле заготовки и в стенке по высоте кристаллизатора, от которых зависит качество получаемой заготовки. В обзоре приводятся работы, в которых исследуются шлакообразующие смеси (ШОС), влияющие на передаваемый от металла заготовки тепловой поток в кристаллизатор. При этом зарубежные авторы акцентируют внимание на «мягком» охлаждении кристаллизатора подбором ШОС. Совершенствование процесса охлаждения заготовки в кристаллизаторе в первую очередь направлено на улучшение качества поверхности сляба, повышение стойкости кристаллизатора и увеличение производительности машины, что, по мнению ряда авторов, можно добиться путем математического моделирования процесса. Вопрос охлаждения кристаллизатора напрямую зависит от конвективного движения жидкой стали в кристаллизаторе, что рассматривается в ряде работ зарубежных авторов. Использование принципа работы тепловых труб в системе охлаждения кристаллизатора машины, в частности, с использованием пористого материала с рабочей средой вода и воздух, а также вопрос испарения капель жидкости на наноструктурированных супергидрофильных поверхностях также привлекает внимание исследователей. Охлаждение кристаллизатора при скоростях разливки металла более 7 м/мин, сопровождающееся возрастанием плотности теплового потока, является актуальной задачей и рассматривается рядом авторов. Взаимосвязь основных параметров процесса определяется с использованием теории размерности Рэлея. В качестве основного параметра выбирается перепад температур в металле стенки кристаллизатора, зависящий от скорости разливки (времени нахождения формирующейся в кристаллизаторе заготовки), свойств разливаемого металла (теплоемкости, температуропроводности), теплопроводности стенки кристаллизатора, перепада температур в разливаемом металле. Показатели степени при критериях подобия определяются с учетом имеющихся экспериментальных данных зависимости плотности теплового потока от принятой скорости разливки стали, параметров стали. Полученное в работе соотношение  $\Delta t_c / t_c$  (где  $\Delta t_c$  – средний перепад температур по толщине стенки,  $t_c$  – среднее значение температуры стенки) для кристаллизаторов с существующей и новой (запатентованной) системой охлаждения позволяет определить перепад температур в металле заготовки, который при двух сравниваемых системах охлаждения кристаллизатора составляет  $\Delta t_{m1} = 450$  °С и  $\Delta t_{m2} = 231$  °С, а соотношение  $\Delta t_{m1} / \Delta t_{m2} = 1,95$  раза. Уменьшение перепада температур металла  $\Delta t_{m2}$  свидетельствует о более «мягком» охлаждении кристаллизатора с новой системой охлаждения.

**Ключевые слова:** моделирование, кристаллизатор, охлаждение, скорость разливки металла, толщина стенки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-102-107

Вопрос формирования непрерывнолитых заготовок, в частности, в начале процесса разливки металла в кристаллизатор является актуальным в связи с увеличением производительности процесса (скорости разливки), расширением сортамента разливаемых сталей и необходимостью повышения их качества [1].

Использование аппарата физического моделирования процесса непрерывной разливки металла расширяет возможности математического моделирования процесса с целью прогнозирования качества получаемых заготовок [1].

Существующие в настоящее время работы, связанные с формированием заготовки в кристаллизаторе, затрагивают широкий спектр вопросов: гидродинамику расплава, свойства и поведение шлакообразующих смесей, теплопередачу, затвердевание заготовки, охлаждение металла и стенок кристаллизатора [2 – 12].

Вопросы охлаждения металла при непрерывной разливке и теплообмена в кристаллизаторе, в частности при скоростях разливки более 7 м/мин, рассматриваются в работах [2, 3].

Математическое моделирование процесса разливки стали на слябовой МНЛЗ, позволяющее прогнозировать качество заготовок, выполнено в работе [13]. Вдовин В.К. с соавторами [13] отмечают, что совершенствование процесса охлаждения заготовки в кристаллизаторе направлено на улучшение качества поверхности сляба, повышение стойкости кристаллизатора и увеличение производительности машины. Разработанные авторами [13] математическая модель и компьютерная программа позволяют анализировать затвердевание заготовки в слябовой машине и контролировать процесс линейной усадки заготовки по высоте кристаллизатора.

Влияние шлакообразующей смеси (ШОС) на теплофизические параметры при кристаллизации непрерывнолитой заготовки исследуется в работах [5,6,14].

Напао М. с соавторами и Капиа Н. [5, 6] отмечают, что одной из главных причин появления продольных трещин на поверхности непрерывнолитой заготовки является ее неравномерное затвердевание в кристал-

лизаторе. С целью предотвращения этого большое значение имеет мягкое охлаждение кристаллизующейся корочки под мениском на участке длиной несколько десятков миллиметров. По мнению авторов работ, этого можно добиться подбором ШОС. Проблеме обеспечения высокого качества поверхности непрерывнолитой заготовки, формируемой в кристаллизаторе в присутствии ШОС, уделяется внимание в работе [14], в которой отмечают, что протекание процесса затвердевания корочки непрерывнолитой заготовки сильно зависит от марки разливаемой стали. Поэтому для разных марок сталей необходимо использовать ШОС, обладающие различными свойствами, в частности, вязкостью, температурой начала затвердевания, степенью кристаллизации шлака.

В последние годы в области непрерывной разливки большое значение приобретает также задача оптимизации потока жидкой стали в кристаллизаторе, решаемая с использованием результатов моделирования [7 – 10].

Для рассмотрения вопроса моделирования охлаждения стенок кристаллизатора с использованием тепловых труб [15] представляют интерес исследования [11, 12].

В работе [11] приведены результаты численного исследования влияния теплопроводности пористого материала на теплообмен в трубе. В качестве рабочей среды используются воздух и вода. Пористость материала 90 %, а эффективная теплопроводность 0,1 – 200 Вт/(м·К). Приведенные результаты моделирования показывают взаимосвязь чисел Рейнольдса, Нуссельта среды и эффективной теплопроводности, их влияние на улучшение теплообмена.

В работе [12] приведены результаты экспериментов по определению температуры Лейденфроста для капель, испаряющихся на наноструктурированных супергидрофильных поверхностях. Наноструктуры оказывают глубокое влияние на точку Лейденфроста с увеличением ее значений.

Результаты физического моделирования затвердевания модельных материалов с использованием для их охлаждения тепловых труб, определение параметров процесса при разливке стальных заготовок представлены в работах [16 – 19].

Авторы работы [20] отмечают, что одной из главных причин появления продольных трещин на поверхности непрерывнолитой заготовки является ее неравномерное затвердевание в кристаллизаторе. В сталях с содержанием 0,08 – 0,16 % С усадка затвердевшей корочки и образование продольных трещин в значительной степени связаны с перитектической реакцией. Для предотвращения образования продольных трещин большое значение имеет «мягкое» охлаждение кристаллизующейся корочки.

Целью настоящей работы является определение параметров и основных критериев подобия процесса разливки стали в кристаллизатор, в частности, при изме-

нении системы его охлаждения [21], замене материала стенок, перепаде температур металла.

Работа направлена на улучшение условий разливки в кристаллизатор сталей с низким содержанием углерода (0,08 – 0,15 % С), заключающееся в предотвращении образования трещин при «мягком» (замедленном) охлаждении кристаллизующейся корочки толщиной не более 1 мм на участке длиной несколько десятков миллиметров под мениском. Этого можно добиться изменением конструкции кристаллизатора и способа его охлаждения.

К сталям с низким содержанием углерода можно отнести: сталь 12ХН (0,09 – 0,15 % С), сталь 15Х5 (0,15 % С), сталь 12Х8ВФ (0,08 – 0,15 % С), сталь Р6М5 (0,82 – 0,90 % С), сталь Р9 (0,85 – 0,95 % С) и другие.

Существующий способ [15] охлаждения кристаллизатора включает подачу холодной воды с температурой не более 30 °С в охлаждаемые каналы стенок или щелевой зазор. В новом способе [21] охлаждения кристаллизатора с двухконтурной системой охлаждения в щелевой зазор кристаллизатора подается горячая вода с температурой 150 – 180 °С, циркулирующая в первом контуре охлаждения, что позволяет организовать более эффективное «мягкое» охлаждение стенок [22].

На рисунке приведена схема охлаждения цилиндрического кристаллизатора 1 [21] перегретой водой, циркулирующей через щелевой канал 2 при помощи насоса 5 и охлаждаемой в теплообменнике 6. Предварительно перед разливкой жидкой стали в кристаллизатор 1 включается нагревательное устройство 17 с разогревом воды, находящейся в щелевом канале 2, а также стенки кристаллизатора до заданной температуры. После этого одновременно выключается нагревательное устройство 17, включается насос 5 циркуляции перегретой воды, заливается в кристаллизатор жидкий металл и включается подача холодной воды в теплообменник 6 через патрубок 11. Температура входящей и выходящей из кристаллизатора перегретой воды фиксируется по показаниям термомпар, соответственно, 13 и 14, подключенными в систему автоматического управления работой.

Конструктивное исполнение никелевого кристаллизатора высотой  $H = 0,5$  м и толщиной стенки  $\delta_c = 0,005$  м с результатами конструктивного расчета температуры стенки при диаметре получаемой цилиндрической заготовки  $d = 0,15$  м описываются в работе [22]. Установлена температура рабочей поверхности стенки  $t_1 = 297 - 303$  °С при температуре внутренней поверхности стенки  $t_2 = 198 - 204$  °С и среднем значении плотности теплового потока  $q = 1,5$  МВт/м<sup>2</sup>.

Сравнительно большое количество параметров, влияющих на процесс формирования заготовки в кристаллизаторе машины, заставляет ограничиться наиболее из них важными и получаемыми критериями подобия.

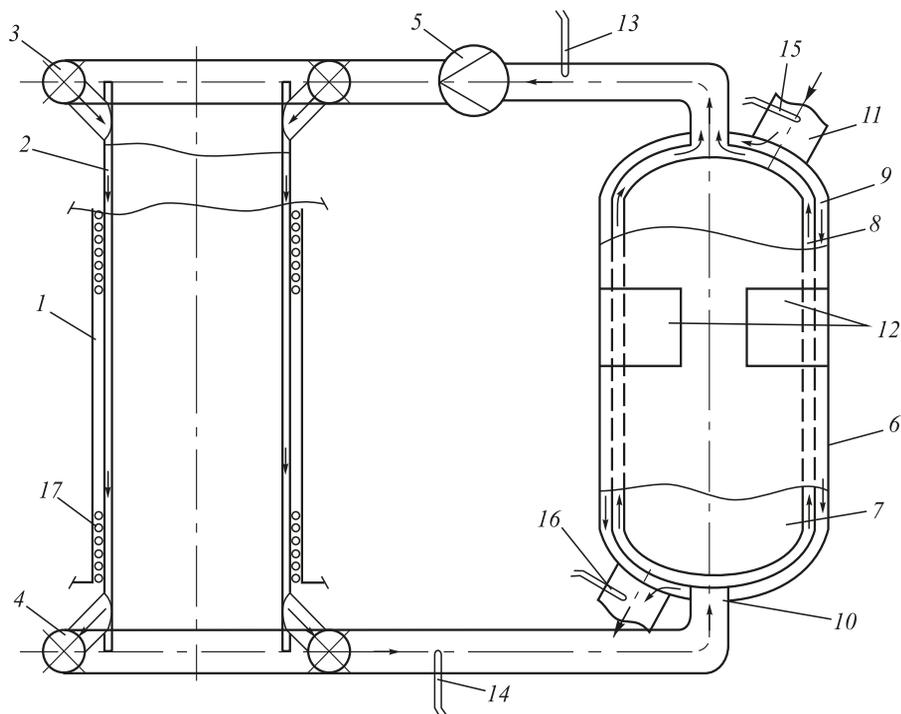


Схема охлаждения цилиндрического никелевого кристаллизатора перегретой водой:

1 – кристаллизатор; 2, 8, 9 – щелевой канал; 3, 4 – коллектор для подвода и отвода перегретой воды соответственно; 5 – водяной насос; 6 – теплообменник; 7 – полое тело; 10, 11 – патрубок для перегретой и холодной воды соответственно; 12 – люки; 13 – 16 – термопары; 17 – нагреватель электрический

Scheme of cooling of a cylindrical nickel mold with superheated water:

1 – mold; 2, 8, 9 – close clearance channel; 3, 4 – collector for superheated water supply and removal, respectively; 5 – water pump; 6 – heat exchanger; 7 – hollow body; 10, 11 – inlet pipe for superheated and cold water, respectively; 12 – doors; 13 – 16 – thermocouples; 17 – electric heater

В качестве основного метода определения критериев подобия процесса используется теория размерностей Рэля [16, 23].

Выполним анализ размерностей на примере задачи о перепаде температур в металле стенки кристаллизатора.

Перепад температур в стенке  $\Delta t_c$  [K] кристаллизатора зависит от температуропроводности разливаемого металла  $a_m$  [м<sup>2</sup>/с], теплоемкости металла  $C_m$  [Дж/(кг·K)], скрытой теплоты фазового перехода металла  $r_m$  [Дж/кг], времени нахождения заготовки в кристаллизаторе  $\tau_m$  [с], высоты стенки  $H_c$  [м], перепада температур металла заготовки  $\Delta t_m$  [K], теплопроводности материала стенки  $\lambda_c$  [Дж/(с·м·K)]. В результате имеем  $n = 8$  различных размерных параметров, описывающих процесс.

В соответствии с алгебраическим методом Рэля для определения безразмерных комплексов записывается выражение

$$\Delta t_c = A a_m^a \tau_m^b C_m^c r_m^d H_c^e \Delta t_m^f \lambda_c^g, \quad (1)$$

где  $A$  – коэффициент.

Перепишем выражение (1) в размерностях входящих величин

$$K = A \left( \frac{m^2}{c} \right)^a c^b \left( \frac{Дж}{кг \cdot K} \right)^c \left( \frac{Дж}{кг} \right)^d m^e K^f \left( \frac{Дж}{c \cdot m \cdot K} \right)^g. \quad (2)$$

Суммирование показателей степени при одинаковых основных единицах приводит к следующей системе из пяти уравнений:

$$K: 1 = -b - z + i; \quad (3)$$

$$Дж: 0 = b + \gamma + z; \quad (4)$$

$$c: 0 = -a + \delta - z; \quad (5)$$

$$m: 0 = 2a + \eta - z; \quad (6)$$

$$кг: 0 = -b - \gamma. \quad (7)$$

Совместное решение уравнений (3) – (7) дает:  $b = -\gamma$ ,  $z = 0$ ,  $a = \delta$ ,  $\eta = -2a$  и  $b = -\gamma$ .

После подстановки в основное уравнение (1) получаем

$$\Delta t_c = A a_m^a \tau_m^a C_m^{-\gamma} r_m^{-\gamma} H_c^{-2a} \Delta t_m^{-\gamma} \lambda_c^0. \quad (8)$$

В выражении (8) выразим

$$\left( \frac{a_m \tau_m}{H_c^2} \right)^a = Fo^a, \quad \left( \frac{r_m}{C_m \Delta t_m} \right)^\gamma = K^\gamma,$$

где  $Fo$  – критерий Фурье;  $K$  – критерий Кутателадзе.

Подставив критерии  $Fo$  и  $K$  в выражение (8), получим уравнение

$$\Delta t_c = A Fo^a K^\gamma, \quad (9)$$

в котором разделим правую и левую части на коэффициент  $A$ . В правой части получается безразмерный комплекс. Тогда и в левой части отношение  $\Delta t_c / A$  должно быть безразмерным параметром. Выразим  $A = t_c$  и перепишем выражение (9) в следующем виде:

$$\frac{\Delta t_c}{t_c} = Fo^a K^\gamma, \quad (10)$$

где  $t_c$  – среднее значение температуры стенки кристаллизатора.

Для сравнения в работе [16] коэффициент  $A = -1/H$ .

Соотношение  $\Delta t_c / t_c$  зависит от системы охлаждения и материала стенок кристаллизатора [15, 21, 22, 24]. Для существующей системы охлаждения кристаллизатора [24] при  $\Delta t_c \leq 50$  и  $t_c \leq 250$  °С соотношение  $\Delta t_c / t_c \leq 0,2$ .

Для новой разрабатываемой системы охлаждения стенок [21, 22] с температурой охлаждающей среды  $t_b > 100$  °С, значением  $\lambda_c \leq 70$  Вт/(м·К),  $\Delta t_c \geq 100$  и  $t_c \geq 250$  °С имеем  $\Delta t_c / t_c \geq 0,4$ .

Определим показатели степени ( $a, \gamma$ ) при  $Fo$  и  $K$  для следующих параметров стали [24]:  $a_m = 0,5 \cdot 10^{-5}$  м<sup>2</sup>/с,  $r_m = 287 \cdot 10^3$  Дж/кг,  $C_m = 622$  Дж/(кг·К).

Принимаем  $H_c = 1,2$  м, скорость разливки  $v = 1,2$  м/мин. Получаем  $\tau = H/v = 72$  с,  $Fo = 25$ .

При  $q = 1,3 - 1,5$  МВт/м<sup>2</sup> [24] для существующей системы охлаждения (при  $\Delta t_c / t_c \leq 0,2$ ) равенство по выражению (10) после подстановки исходных данных обеспечивается при  $\Delta t_{m1} = 450$  °С и показателях степени  $a = -0,5, \gamma = 1$ . Выражение (10) записывается в виде

$$\frac{\Delta t_c}{t_c} = -Fo^{-0,5}, \text{ К.} \quad (11)$$

После подстановки в выражение (11) исходных данных получаем для новой разрабатываемой системы охлаждения стенок [21, 22] (при  $\Delta t_c / t_c \geq 0,4$ ) значение  $\Delta t_{m2} = 231$  °С. Соотношение  $\Delta t_{m1} / \Delta t_{m2}$  составит 1,95 раза.

Новая система охлаждения кристаллизатора направлена в первую очередь не на увеличение скорости разливки сталей (сплавов) с низким содержанием углерода (0,08 – 0,15 % С), а на расширение сортамента их разливки непрерывным способом. Поэтому более высокие скорости разливки сталей ( $v > 1,2$  м/мин) пока не рассматриваются.

**Выводы.** При плотности теплового потока в кристаллизаторе не более 1,3 – 1,5 МВт/м<sup>2</sup> получено соотношение безразмерных критериев подобия, включающих основные параметры процесса, которое позволяет определить при моделировании разливки сталей с низким содержанием углерода (0,08 – 0,15 %) перепад температур в металле, влияющий на качество формирующейся в кристаллизаторе заготовки. Соотношение перепадов

температур в металле с существующей системой охлаждения медного кристаллизатора (с температурой охлаждающей среды не более 30 °С) и новой системой охлаждения никелевого кристаллизатора (с температурой охлаждающей среды более 100 °С) достигает 1,95 раз. Полученные результаты моделирования будут использованы при разливке металлов в модели кристаллизаторов с существующей и новой системами охлаждения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Design of the sleeve mold. Danieli Centro Met. 8 th European Continuous Casting Conference, 23 – 26 June 2014. Austria, Graz, 2014, pp. 60 – 62.
2. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold Heat Transfer Behavior at Hing Casting Speed Over 7 m/minute in the CEM, POSCO // Iron Steel Technology. 2016. Vol. 13. No. 7. P. 47 – 56.
3. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels // Metallurgical Research Technology. 2016. Vol. 113. No. 5. P. 509.
4. Singh V., Das S.K. Thermofluid Mathematical Modeling of Steel Slab Caster: Progress in 21 st. Century // ISIJ International. 2016. Vol. 56. No. 9. P. 1509 – 1518.
5. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold // Tetsu-to Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. 2014. Vol. 100. No. 4. P. 581 – 590.
6. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould // Metalurgija. 2013. Vol. 52. No. 2. P. 204 – 206.
7. Furumai K., Miki Y. Molten Steel Flow Control Technology for Decreasing Slab Defects // JFE Giho. 2016. No. 38. P. 36 – 41.
8. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS Simulation of Continuous Casting Mold Flow: Assessment of Revised Turbulence Models // Steel Research International. 2015. Vol. 87. No. 4. P. 400 – 410.
9. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects // Iron and Steel Technology. 2011. No. 7. P. 39 – 47.
10. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. etc. Review: the “butterfly effect” in continuous casting // Ironmaking and Steelmaking. 2012. Vol. 39. No. 4. P. 244 – 253.
11. Tingzhen Ming, Yong Tao. Улучшение теплообмена в трубе, заполненной пористым материалом: 15-я Международная конференция по теплопередаче (IYNC-15), 10-15 августа 2014 г. Япония, Киото. С. 89 – 91.
12. Хорхе Падилья, Ван П. Кэри. Экспериментальное исследование фазового перехода на наноструктурированных супергидрофильных поверхностях: 15-я Международная конференция по теплопередаче (IYNC-15), 10 – 15 августа, 2014 г. Япония, Киото. С. 102 – 104.
13. Вдовин К.Н., Ларина Т.П., Ячиков И.М., Позин А.Е. Математическое моделирование затвердевания слэба в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 38 – 41.
14. Макуров С.Л., Смирнов А.Н., Епишев М.В., Шлемко С.В. Исследование и оптимизация технологических свойств шлакообразующих смесей для непрерывной разливки стали с повышенной скоростью // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 13 – 16.
15. Стулов В.В. Физическое моделирование охлаждения высокотемпературной техники (в металлургии). – Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВО РАН, 2012. – 142 с.
16. Стулов В.В. Анализ подобия физических процессов при моделировании охлаждения кристаллизаторов машин // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. № 1. С. 80 – 83.

17. Стулов В.В. Моделирование охлаждения стали в кристаллизаторах // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 1. С. 73 – 77.
18. Стулов В.В. Моделирование теплообмена при охлаждении кристаллизаторов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 4. С. 78 – 84.
19. Стулов В.В., Одинокое В.И., Оглоблин Г.В. и др. Физическое моделирование процесса получения непрерывнолитой деформированной стальной заготовки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 41 – 46.
20. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo – peritectic steel in a continuous casting mold // *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014. Vol. 100. No. 4. P. 581 – 590.
21. Пат. № 2601713 РФ. Способ охлаждения кристаллизатора / В.В. Стулов // БИ 2016. № 10. С. 5.
22. Stulov V.V. Cooling of a Mold at Preforming Cylindrical Continuous Cast Steel Billets // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2017. Vol. 46. No. 1. P. 57 – 62.
23. Мигай В.К. Моделирование теплообменного энергетического оборудования. – Л.: Энергоатомиздат, 1987. – 254 с.
24. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Л.В. Буланов, Л.Г. Корзунин, Е.П. Парфенов и др. Под общей ред. Г.А. Шалаева. – Екатеринбург: Уральский центр ПР и рек-ламы, 2003. – 320 с.

Поступила 21 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, PP. 102–107.

## ON MODELING PROCESSES IN CONTINUOUS CASTING MOLD

V.V. Stulov

Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU), Moscow, Russia

**Abstract.** The work focuses on modeling of processes occurring in the mold with a new patented cooling system in continuous casting machine, in particular, at temperature drop in metal of the stock and in the wall along the height of the mold, on which quality of the resulting billet depends. In the review, works are referred in which slag-forming mixtures (SFM) are investigated that affect heat flow from stock metal to the mold. Foreign authors put emphasis on “soft” cooling of the mold by selection of the SFM. Improvement in process of stock metal cooling in the mold is primarily aimed at improving quality of slab surface, increasing resistance of the mold and increasing productivity of machine, which, according to several authors, can be achieved by mathematical modeling of the process. The problem of mold cooling depends directly on convective motion of liquid steel in the mold, which is considered in a number of works of foreign authors. Use of the principle of heat pipes operation in cooling system of the machine mold, in particular, using porous material with water and air operating medium, as well as the question of liquid droplets evaporation on nanostructured super-hydrophilic surfaces, draws attention of researchers. Cooling of the mold at metal casting speeds of more than 7 m/min, accompanied by an increase in heat flux density, is an urgent task and is considered by a number of authors. Interrelation of the main parameters of the process is determined using Rayleigh dimension theory. Temperature gradient in metal of the mold wall is determined as the main parameter, depending on casting speed (time of stock metal forming in the mold), properties of poured metal (heat capacity, heat conductivity), thermal conductivity of the mold wall, and temperature drop in molded metal. Exponents for similarity criteria are determined taking into account available experimental data on dependence of heat flux density on accepted speed of steel casting, steel parameters. The ratio  $\Delta t_c / t_c$  (where  $\Delta t_c$  is an average temperature difference across the wall thickness,  $t_c$  is an average value of a wall temperature) for the mold with the existing and the new (patented) cooling system allows us to determine temperature difference in metal of the billet, which in two compared cooling systems of the mold comprises  $\Delta t_{m1} = 450$  °C and  $\Delta t_{m2} = 231$  °C, and the ratio  $-\Delta t_{m1} / \Delta t_{m2}$  is 1,95 times. Decrease in metal temperature drop  $\Delta t_{m2}$  indicates more “soft” cooling of the mold with a new cooling system.

**Keywords:** modeling, mold, cooling, metal casting speed, wall thickness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-102-107

## REFERENCES

1. Design of the sleeve mold. Danieli Centro Met. *8 th European Continuous Casting Conference, 23 – 26 June 2014. Austria, Graz*, 2014, pp. 60–62.
2. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold heat transfer behavior at high casting speed over 7 m/minute in the CEM, POSCO. *Iron Steel Technology*. 2016, vol. 13, no. 7, pp. 47–56.
3. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels. *Metallurgical Research Technology*. 2016, vol. 113, no. 5, pp. 509.
4. Singh V., Das S.K. Thermofluid mathematical modeling of steel slab caster: progress in 21 st. century. *ISIJ International*. 2016, vol. 56, no. 9, pp. 1509–1518.
5. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold. *Tetsu-to Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014, vol. 100, no. 4, pp. 581–590.
6. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould. *Metallurgija*. 2013, vol. 52, no. 2, pp. 204–206.
7. Furumai K., Miki Y. Molten steel flow control technology for decreasing slab defects. *JFE Giho*. 2016, no. 38, pp. 36–41.
8. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS simulation of continuous casting mold flow: Assessment of revised turbulence models. *Steel Research International*. 2015, vol. 87, no. 4, pp. 400–410.
9. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco’s no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects. *Iron and Steel Technology*. 2011, no. 7, pp. 39–47.
10. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. etc. Review: the “butterfly effect” in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*. 2012, vol. 39, no. 4, pp. 244–253.
11. Tingzhen Ming, Yong Tao. Improvement of heat transfer in a pipe filled with porous material. In: *The 15th International Conference on Heat Transfer (IYNC-15). 10–15 August, 2014. Japan, Kyoto*, 2014, pp. 89–91.
12. Jorge Padilla, Van P. Carey. Experimental study of phase transition on nanostructured superhydrophilic surfaces. In: *15th International Conference on Heat Transfer (IYNC-15). 10–15 August, 2014. Japan, Kyoto*, 2014, pp. 102–104.
13. Vdovin K.N., Larina T.P., Yachikov I.M., Pozin A.E. Mathematical modeling of slab solidification in a continuous casting mold. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 2, pp. 38–41. (In Russ.).

14. Makurov S.L., Smirnov A.N., Epishev M.V., Shlemko S.V. The study and optimization of technological properties of slag-forming mixtures for steel high-speed continuous casting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 12, pp. 13–16. (In Russ.).
15. Stulov V.V. *Fizicheskoe modelirovanie okhlazhdeniya vysokotemperaturnoi tekhniki (v metallurgii)* [Physical modeling of cooling of high-temperature equipment (in metallurgy)]. Komsomolsk-on-Amur: IMiM DVO RAN, 2012, 142 p. (In Russ.).
16. Stulov V.V. Analysis of similarity of physical processes during simulation of cooling of machine crystallizers. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2012, vol. 41, no. 1, pp. 6
17. Stulov V.V. Simulation of steel cooling in crystallization tanks. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2011, vol. 40, no. 1, pp. 59–62.
18. Stulov V.V. Simulation of heat transfer on cooling molds. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2011, vol. 40, no. 4, pp. 366–371.
19. Stulov V.V., Odinkov V.I., Ogloblin G.V. etc. Physical simulation of continuously cast deformed steel billet production process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 8, pp. 41–46. (In Russ.).
20. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo – peritectic steel in a continuous casting mold. *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014, vol. 100, no. 4, pp. 581–590.
21. Stulov V.V. *Sposob okhlazhdeniya kristallizatora* [Method of the mold cooling]. Patent no. 2601713 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2016, no. 10. (In Russ.).
22. Stulov V.V. Cooling of a mold at preforming cylindrical continuous cast steel billets. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2017, vol. 46, no. 1, pp. 57–62.
23. Migai V.K. *Modelirovanie teploobmennogo energeticheskogo oborudovaniya* [Modeling of heat-exchange of power equipment]. Leningrad: Energoatomizdat, 1987, 254 p. (In Russ.).
24. Bulanov L.V., Korzunin L.G., Parfenov E.P. etc. *Mashiny nepre-ryvnogo lit'ya zagotovok. Teoriya i raschet* [Machines for continuous casting of blanks. Theory and calculation]. Shalaev G.A. ed. Ekaterinburg: Ural'skii tsentr PR i reklamy, 2003, 320 p. (In Russ.).

**Information about the author:**

*V.V. Stulov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of "Technologies and Equipment of Rolling" (stuvv@inbox.ru)*

Received July 21, 2017

УДК 621.791:624

## ИЗУЧЕНИЕ КАЧЕСТВА СВАРНОГО ШВА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БАРИЙСТРОНЦИЕВОГО КАРБОНАТИТА

**Козырев Н.А.**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Материаловедение,  
литейное и сварочное производство» (kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

**Крюков Р.Е.**, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение,  
литейное и сварочное производство» (rek\_nzrmk@mail.ru)

**Усольцев А.А.**, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение, литейное  
и сварочное производство» (a.us@rambler.ru)

**Прохоренко О.Д.**, к.т.н., старший преподаватель кафедры «Теплоэнергетика  
и экология» (kafedra-TEE@yandex.ru)

**Айматов В.Г.**, магистрант кафедры «Материаловедение, литейное  
и сварочное производство» (vlad\_aymatov@mail.ru)

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

**Аннотация.** Обобщены результаты использования барийстронциевого карбоната в металлургии для модифицирования и рафинирования железоуглеродистых сплавов. Предложено использовать барийстронциевый карбонатит при изготовлении сварочных флюсов. Использовали барийстронциевый модификатор БСК-2 по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 производства ООО «НПК Металлтехнопром» следующего химического состава: 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>. Предложена технология изготовления флюс-добавки, содержащей 70 % барийстронциевого карбоната и 30 % жидкого стекла. Опробовано несколько составов сварочных флюсов на основе шлака производства силикомарганца. Флюс-добавку вводили в количестве 1, 3 и 5 %. Определены технологические особенности сварки под исследуемыми составами сварочных флюсов. Проведен рентгеноспектральный анализ химического состава исследуемых флюсов, шлаковых корок и металла сварного шва, а также металлографические исследования сварных швов. Показана принципиальная возможность применения барийстронциевого карбоната в качестве рафинирующей и газозащитной добавки для сварочных флюсов. Использование барийстронциевого карбоната позволяет снизить загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями: силикатами недеформирующимися, оксидами точечными и силикатами хрупкими, а также повысить десульфурную способность сварочных флюсов. Введение барийстронциевого карбоната во флюс на основе шлака силикомарганца в количестве до 5 % обеспечивает феррито-перлитную структуру металла сварного шва видманштеттовой направленности, при этом незначительно снижается величина зерна с № 4 до № 4, № 5.

**Ключевые слова:** сварка, флюсы, технология, сварной шов, барийстронциевый карбонатит, образцы, неметаллические включения, микроструктура, величина зерна.

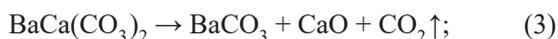
DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-108-113

Разработка новых составов сварочных флюсов и использование для изготовления относительно недорогих природных материалов в виде добавок, позволяющих целенаправленно управлять физико-химическим состоянием металлического расплава и повышать показатели качества сварного шва, является одной из актуальных задач [1 – 12].

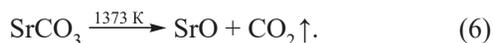
В металлургии одним из перспективных направлений является разработка технологий, позволяющих проводить модифицирование и рафинирование стали барием и стронцием из оксидных материалов, минуя стадии производства лигатур [13 – 15]. В качестве материала для таких технологий наиболее перспективными являются комплексные карбонатные руды, содержащие кальций, барий и строн-

ций, месторождения, находящегося на северо-востоке Иркутской области. Руды имеют следующий минеральный состав: 70 – 80 % стронцийкальцийбариевого карбоната, 10 % калиевого полевого шпата, 10 – 20 % пироксена. Выпуск барийстронциевого модификатора БСК-2 по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 освоен ООО «НПК Металлтехнопром». Модификатор предназначен для производства стали, чугуна и цветных сплавов, а также для покрытий сварочных электродов [16 – 19]. Барийстронциевый модификатор содержит 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>.

Результаты рентгенофазового анализа [19] показали, что основными соединениями, входящими в состав барийстронциевого модификатора, являются баритокальцит  $\text{BaCa}(\text{CO}_3)_2$ , кальцит  $\text{CaCO}_3$ , кальциостронцианит  $\text{CaSr}(\text{CO}_3)_2$ , доломит  $\text{MgCO}_3$  и сидерит  $\text{FeCO}_3$ . При этом проведенный дифференциально-термический анализ определил, что до температуры 1223 К происходит диссоциация доломита, кальцита, баритокальцита и кальциостронцианита. Это означает, что при температурах сварочных процессов (1873 – 1923 К) возможно использование данного материала с разложением карбонатных составляющих при температуре 1273 К по реакциям [13]



с последующей диссоциацией карбонатов бария и стронция по реакциям:



В работах [20, 21] для определения условий восстановления бария и стронция из оксидов использовались методы термодинамического моделирования, реализованные в программном комплексе «Терра».

При исследовании кинетики разложения баритокальцита и кальциостронцианита в работах [22, 23] предполагается, что процесс протекает в две стадии, в результате которых образуются  $\text{CaO}$ ,  $\text{BaO}$ ,  $\text{SrO}$  и выделяется углекислый газ ( $\text{CO}_2$ ). Выделение  $\text{CO}_2$  при диссоциации карбонатов бария и стронция создает защитную атмосферу для свариваемых изделий, тем самым происходит защита расплавленного металла от окисления, что способствует повышению качества сварного шва. При этом защита осуществляется вследствие высокотемпературного разложения карбонатов с образованием  $\text{CO}_2$ . Расчеты [24, 25] показывают, что при разложении 1 кг  $\text{CaCO}_3$  (н.у.) образуется  $0,224 \text{ м}^3 \text{ CO}_2$ , 1 кг  $\text{MgCO}_3$  –  $0,267 \text{ м}^3$ , 1 кг  $\text{FeCO}_3$  –  $0,192 \text{ м}^3$ , 1 кг  $\text{MnCO}_3$  –  $0,194 \text{ м}^3$ , 1 кг  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  –  $0,211 \text{ м}^3$ ; при разложении 1 кг  $\text{BaCO}_3$  и 1 кг  $\text{SrCO}_3$  соответственно образуется  $0,114$  и  $0,152 \text{ м}^3 \text{ CO}_2$ . При нагревании до температуры сварочных процессов  $1800 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $2073 \text{ K}$ ) происходит расширение газа в 7,6 раза. По-видимому, без учета затрат на разложение карбонатов наиболее оптимальным является использование соединений  $\text{MgCO}_3$ ,  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{BaCa}(\text{CO}_3)_2$  и  $\text{CaSr}(\text{CO}_3)_2$  как компонентов, позволяющих получать наибольшее количество  $\text{CO}_2$  при разложении 1 кг материала.

Диссоциация карбонатов, содержащихся в барийстронциевом карбонатите ( $\text{MgO}$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{BaO}$ ,  $\text{SrO}$ ), повышает основность шлака и, возможно, способствует рафинированию металла сварного шва от неметаллических включений. Считается, что помимо вышеизложенного, барий и стронций, являясь модификаторами, по-видимому, оказывают влияние на металлическую структуру сварного шва [19].

В работе [26] показана принципиальная возможность использования барийстронциевого карбонатита в качестве добавки в сварочные флюсы. Дальнейшие исследования по влиянию добавки барийстронциевого карбонатита при ее введении в сварочные флюсы на качество получаемых сварных швов приводятся в настоящей работе.

В серии опытов в лабораторных условиях изготавливали и исследовали сварочные флюсы различных составов.

Сварочный флюс 1 (флюс-добавка) получали путем смешения барийстронциевого карбонатита с жидким стеклом в соотношении 70 на 30 % соответственно. После этого делали выдержку при комнатной температуре с последующими сушкой в печи при температуре  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ , охлаждением, дроблением и просевом с выделением фракции  $0,45 - 2,5 \text{ мм}$ . Флюс 2 изготавливали на основе шлака производства силикомарганца фракции  $0,45 - 2,5 \text{ мм}$ , флюсы 3, 4, 5 – на основе шлака производства силикомарганца той же фракции  $0,45 - 2,5 \text{ мм}$  в смеси с флюс-добавкой (барийстронциевым карбонатитом с жидким стеклом в соотношении 70 и 30 %) в количествах 1; 3 и 5 % соответственно.

Сварку под флюсами проводили встык без скоса кромок с двух сторон на образцах размером  $500 \times 75 \text{ мм}$  толщиной  $16 \text{ мм}$  из листовой стали марки 09Г2С. Сварочный процесс осуществляли проволокой Св-08ГА диам.  $4 \text{ мм}$  с использованием сварочного трактора АСАВ-1250 при следующих режимах:  $I_{\text{св}} = 700 \text{ А}$ ;  $U_{\text{д}} = 30 \text{ В}$ ;  $V_{\text{св}} = 35 \text{ м/ч}$ .

Химические составы флюсов, шлаковых корок и металла сварных швов приведены в табл. 1 – 3. Как видно из таблиц, происходит незначительное восстановление бария и стронция из материала, причем изменение химического состава металла сварного шва указывает на повышение степени десульфурации при использовании флюс-добавки.

Визуальный контроль качества сварного шва образца 1, выполненного с использованием только флюс-добавки, показал неудовлетворительное его качество: неравномерность формы шва, при этом наблюдалась плохая отделимость шлаковой корки. Остальные образцы были удовлетворительного качества. Для выполнения рентгеноспектрального анализа состава металла швов и металлографических исследований из сваренных пластин были вырезаны образцы. Металлографическое исследование металла сварного шва проводилось на микрошлифах без травления с помощью

Т а б л и ц а 1

**Химический состав флюса**

*Table 1. Chemical composition of flux*

Флюс	Содержание, %												
	MnO	SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	F	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	BaO	SrO	S	P
1	0,87	32,52	12,15	1,02	3,54	9,96	–	2,41	2,48	14,24	4,86	0,25	0,21
2	9,58	50,26	18,51	7,98	10,55	1,54	0,38	0,41	0,61	Отс.	Отс.	0,13	0,05
3	8,11	47,64	29,79	6,19	6,97	0,31	0,21	0,27	Отс.	0,25	0,10	0,15	0,01
4	7,96	48,28	28,36	6,15	7,05	0,42	0,33	0,43	0,03	0,61	0,21	0,15	0,02
5	8,19	48,44	28,86	5,08	7,04	0,54	0,31	0,43	0,04	0,65	0,25	0,15	0,02

Т а б л и ц а 2

**Химический состав шлаковых корок**

*Table 2. Chemical composition of slag crusts*

Образец	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	BaO	SrO	F	S	P
1	2,42	4,92	18,81	26,21	14,84	18,11	0,70	0,38	0,51	0,10	–	0,15	0,04
2	2,11	8,05	23,83	46,92	10,27	6,90	0,38	0,66	Отс.	Отс.	0,74	0,13	0,01
3	1,76	8,21	29,34	46,74	7,17	5,79	0,28	Отс.	0,25	0,10	0,23	0,15	0,01
4	2,45	8,42	27,66	46,90	6,92	6,00	0,39	0,04	0,59	0,24	0,27	0,15	0,02
5	2,70	7,93	27,36	46,94	6,87	5,94	0,47	0,12	0,90	0,32	0,32	0,15	0,02

Т а б л и ц а 3

**Химический состав металла сварных швов**

*Table 3. Chemical composition of weld seams metal*

Образец	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Nb	Al	S	P	Sr	Ba
1	0,11	0,13	0,53	0,02	0,05	0,10	0,002	–	0,030	0,021	0,0004	0,0040
2	0,09	0,71	1,51	0,03	0,10	0,11	0,014	0,023	0,019	0,013	Отс.	Отс.
3	0,08	0,54	1,38	0,02	0,04	0,06	0,016	0,012	0,011	0,009	0,0004	0,0012
4	0,08	0,51	1,33	0,02	0,03	0,06	0,015	0,021	0,010	0,008	0,0004	0,0021
5	0,09	0,57	1,41	0,02	0,03	0,04	0,020	0,020	0,008	0,009	0,0004	0,0033

оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении в 100 крат. Результаты анализа, проведенного согласно ГОСТ 1778 – 70, на наличие неметаллических включений в зоне сварного шва приведены на рис. 1 и в табл. 4. Баллы неметаллических включений устанавливали при просмотре всей площади сварных швов не травленных шлифов. В каждом поле зрения отдельно по каждому виду неметаллических включений определяли их размеры методом сравнения с эталонными шкалами.

Исследования указывают на снижение загрязненности металла сварного шва образцов 2 – 5 силикатами недеформирующимися и отсутствие силикатов хрупких.

Микроструктуру изучали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений в 500 крат после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 при увеличении в 100 крат. Микроструктуры металла сварных швов приведены на рис. 2. Металл сварного шва характеризуется образованием структуры феррито-перлита видманштетговой направленности. При этом в образцах, содержащих стронций и барий, наблюдается некоторое снижение величины зерна. В образце, сваренным под флюсом 2, не содержащим барий-стронциевый кар-

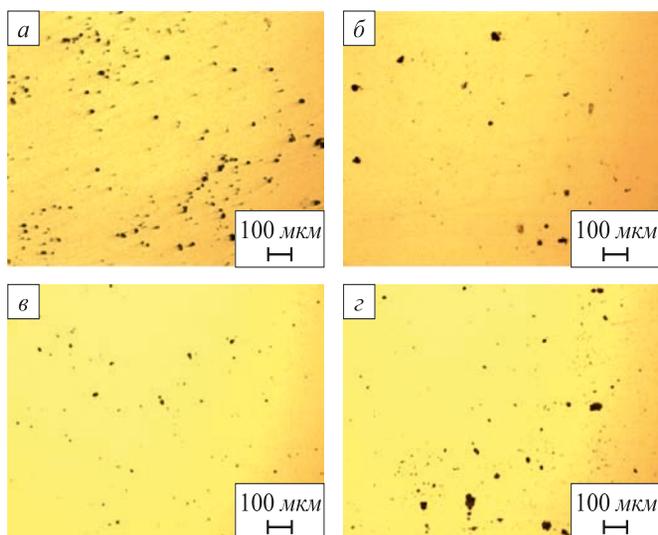


Рис. 1. Неметаллические включения в зоне сварных швов образцов 2 (а); 3 (б); 4 (в); 5 (г)

Fig. 1. Non-metallic inclusions in the weld seams zone of samples 2 (a); 3 (b); 4 (v); 5 (z)

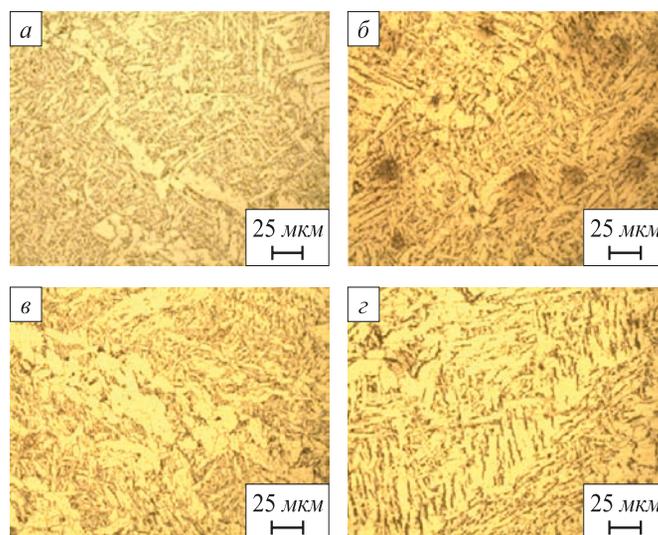


Рис. 2. Микроструктура металла сварных швов образцов с добавкой 0 % (а), 1 % (б), 3 % (в) и 5 % (г) барий-стронциевого карбоната

Fig. 2. Microstructure of weld seams metal in samples with addition of 0 % (a), 1 % (b), 3 % (v) и 5 % (z) of barium-strontium carbonate

Т а б л и ц а 4

Неметаллические включения в зоне сварных швов

Table 4. Non-metallic inclusions in the weld seams zone

Образец	Неметаллические включения, балл		
	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные
2	4б; 3б; 4а	3б	1а
3	4б; 3а	Отс.	1а; 2а
4	4б; 2б; 2а	Отс.	1а; 2а
5	4б; 3а; 4а	Отс.	1а; 2а; 3а

бонатит, величина зерна по шкале зернистости составляет № 4, а в образцах 3, 4, 5, сваренных под флюсом с введением барий-стронциевого карбоната, величина зерна составляет № 4, № 5.

**Выводы.** Показана принципиальная возможность применения барий-стронциевого карбоната в качестве рафинирующей и газозащитной добавки для сварочных флюсов. Использование барий-стронциевого карбоната позволяет снизить загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями: силикатами недеформирующимися, оксидами точечными и силикатами хрупкими, а также повысить десульфуризирующую способность сварочных флюсов. Введение до 5 % барий-стронциевого карбоната во флюс на основе шлака силикомарганца обеспечивает феррито-перлитную структуру металла сварного шва видманштеттовой направленности, при этом незначительно снижается величина зерна с № 4 до № 4, № 5.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez, Gilma Castellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Pérez. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead // *Welding International*. 2009. Vol. 23. No. 2. P. 132 – 140.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O., Pozol J.A. 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. P. 502 – 511.
- Amado Cruz Crespo, Rafael Quintana Puchol, Lorenzo Perdomo González, Carlos R. Gómez Pérez, Gilma Castellanos, Eduardo Diaz Cedréa & Tamara Ortiz. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties // *Welding International*. 2009. Vol. 23. No. 2. P. 120 – 131.
- Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // *Welding International*. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 – 893.
- 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.
- Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S., Kipiani P.N., Shes-tov D.V., Pavlov N.V., Savchenko A.I. 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.
- Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxes // *Welding International*. 1987. Vol. 1. No. 10. P. 951 – 954.
- Babushkin P.L., Persits V.Yu. Determination of hydrogen in the form of moisture in basic electrode coatings and fluxing materials in metallurgical production // *Welding International*. 1991. Vol. 5. No. 9. P. 741 – 742.
- 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.

10. Chigarev V.V., Kosenko A.A. Regulating the silicon-reduction process in welding under ceramic fluxes with an active deoxidising agent // *Welding International*. 1994. Vol. 8. No. 10. P. 808 – 809.
11. Kurlanov S.A., Potapov N.N., Natapov O.B. Relationship of physical and welding-technological properties of fluxes for welding low-alloy steels // *Welding International*. 1993. Vol. 7. No. 1. P. 65 – 68.
12. 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.
13. Дерябин А.А., Павлов В.В., Могильный В.В. и др. Эффективность нанотехнологий модифицирования рельсовой стали барием // *Сталь*. 2007. № 11. С. 134 – 141.
14. Дерябин А.А., Берестов Е.Ю. О механизме модифицирования стали щелочноземельными металлами // *Электromеталлургия*. 2008. № 6. С. 35 – 38.
15. Ферросплавы с редкоземельными и щелочноземельными металлами / И.В. Рябчиков, В.Г. Мизин, Н.П. Лякишев, А.С. Дубровин. – М.: Metallurgy, 1983. – 272 с.
16. Григорьев Ю.В., Рябчиков И.В., Рошин В.Е. Термодинамический анализ совместного восстановления кремния и бария углеродом // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2005. № 7. С. 3 – 5.
17. Черняк С.С., Ромен Б.М. Высокомарганцовистая сталь в драгостроении. – Иркутск: Изд-во Иркутского университета, 1996. – 377 с.
18. Ивакин В.Л., Черняк С.С., Пимнев Д.Ю. Новая технология повышения качества металлов и сплавов барийстронциевым карбонатом. – Иркутск: Изд-во Иркутского госуниверситета, 2004. – 123 с.
19. Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Дмитриенко В.И., Платонов М.А. Модифицирование стали барием и стронцием // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 12. С. 871 – 876.
20. Ватолин И.А., Монсеев Г.К., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. – М.: Metallurgy, 1994. – 352 с.
21. Трусов Б.Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах // III Международный симпозиум «Горение и плазмохимия» Алматы, Казахстан. – Алматы: Казак университети, 2005. С. 52 – 57.
22. Volobueva Yu.S., Volobueva O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-lac 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.
23. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // *Welding International*. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 – 893.
24. Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Горюшкин В.Ф. Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2014. № 10. С. 25 – 28.
25. Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Bendre Y.V., Goryushkin V.F., Valuev D.V. Some aspects of oxidation-reduction under carbon-bearing flux welding. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. V. 91(2015). 012016: VI International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering 21–23 May 2015, Yurga, Russia.
26. Липатова У.И., Матинин И.В., Проводова А.А., Кузьменко Д.И. Влияние добавки барийстронциевого карбонатита во флюс на качество сварного шва // *Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: сборник трудов Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Вып. 20. Ч. III.* – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2016. С. 266 – 271.

Поступила 22 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, PP. 108–113.

## STUDY OF THE QUALITY OF WELD SEAM OBTAINED BY WELDING WITH BARIUM-STRONTIUM CARBONATITE FLUX

*N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.A. Usol'tsev, O.D. Prokhorenko, V.G. Aimatov*

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

**Abstract.** The results of barium-strontium carbonatite application in metallurgy for modifying and refining iron-carbon alloys are generalized. It is proposed to use barium-strontium carbonate in welding fluxes manufacturing. BSK-2 barium-strontium modifier produced according to TU 1717-001-75073896-2005 by “NPK Metalltekhnoprom” LLC of the following chemical composition: 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> was applied. Technology of manufacturing a flux agent containing 70 % of barium-strontium carbonatite and 30 % of liquid glass is proposed. Several compositions of welding fluxes based on silicomanganese slag were tested. Flux agent was added in an amount of 1, 3 and 5 %. Technological specifications of welding under investigated compositions of welding fluxes are determined. X-ray spectral analysis of chemical composition of the investigated fluxes, slag crusts and weld metal were carried out, as well as metallographic investigations of welded joints. Principle possibility of barium-strontium carbonatite application as refining and gas-protective additive for welding fluxes is shown. Application of barium-strontium carbonatite provides reduction of weld metal contamination with nonmetallic inclusions: non-deflecting silicates, ID oxides and brittle silicates, and also increase desulfurizing ability of welding fluxes. Introduction of barium-strontium carbonatite into flux

based on silicic and manganese slag in an amount of up to 5 % provides ferrite-pearlitic structure of the weld metal of Widmanstätten orientation, while the grain size slightly reduces from no. 4 to no. 4, no. 5.

**Keywords:** fluxes, technology, weld seam, barium strontium carbonatite, samples, nonmetallic inclusions, microstructure, grain size.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-108-113

### REFERENCES

1. Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez, Gilma Castellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Pérez. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 2, pp. 132–140.
2. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O., Pozol J.A. 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.
3. Amado Cruz Crespo, Rafael Quintana Puchol, Lorenzo Perdomo González, Carlos R. Gómez Pérez, Gilma Castellanos, Eduardo Díaz Cedrea & Tamara Ortiz. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 2, pp. 120–131.
4. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.

5. 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.
6. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S., Kipiani P.N., Shes-tov D.V., Pavlov N.V., Savchenko A.I. The development and prop-erties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 4, pp. 298–300.
7. Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxes. *Welding International*. 1987, vol. 1, no. 10, pp. 951–954.
8. Babushkin P.L., Persits V.Yu. Determination of hydrogen in the form of moisture in basic electrode coatings and fluxing materials in metallurgical production. *Welding International*. 1991, vol. 5, no. 9, pp. 741–742.
9. 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.
10. Chigarev V.V., Kosenko A.A. Regulating the silicon-reduction process in welding under ceramic fluxes with an active deoxidising agent. *Welding International*. 1994, vol. 8, no. 10, pp. 808–809.
11. Kurlanov S.A., Potapov N.N., Natapov O.B. Relationship of phys-ical and welding-technological properties of fluxes for welding low-alloy steels. *Welding International*. 1993, vol. 7, no. 1, pp. 65–68.
12. Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of cera-mic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 9, pp. 730–733.
13. Deryabin A.A., Pavlov V.V., Mogil'nyi V.V., Godik L.A., Tsepe-lev V.S., Konashkov V.V., Gorkavenko V.V., Berestov E.Yu. Nano-modification of rail steel with barium. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 966–973.
14. Deryabin A.A., Berestov E.Yu. Mechanism of the modification of steel by alkaline-earth metals. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2008, no. 8, pp. 734–736.
15. Ryabchikov I.V., Mizin V.G., Lyakishev N.P., Dubrovin A.S. *Ferrosplavy s redkozemel'nymi i shchelochnozemel'nymi metallami* [Ferroalloys with rare earth and alkaline earth metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 272 p. (In Russ.).
16. Grigor'ev Yu.V., Ryabchikov I.V., Roshchin V.E. Thermodynamic analysis of joint reduction of silicon and barium by carbon. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 7, pp. 3–5. (In Russ.).
17. Chernyak S.S., Romen B.M. *Ysokomargantsovistaya stal' v dra-gostroenii* [High-manganese steel in dredger machine building]. Irkutsk: Izd-vo Irkutskogo universiteta, 1996, 377 p. (In Russ.).
18. Ivakin B.L., Chernyak S.S., Pimnev D.Yu. *Novaya tekhnologiya povysheniya kachestva metallov i splavov bariistrontsiyevym kar-bonatom* [A new technology for improving quality of metals and alloys with barium-strontium carbonate]. Irkutsk: Izd-vo Irkutskogo gosuniversiteta, 2004, 123 p. (In Russ.).
19. Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Dmitrienko V.I., Platonov M.A. Modification of steel by barium and strontium. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 12, pp. 871–876. (In Russ.).
20. Vatolin I.A., Moiseev G.K., Trusov B.G. *Termodinamicheskoe modelirovanie v vysokotemperaturnykh neorganicheskikh sistemakh* [Thermodynamic modeling in high-temperature inorganic systems]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 352 p. (In Russ.).
21. Trusov B.G. TERRA software system for modeling phase and chemical equilibria at high temperatures. In: *III Mezhdunarodnyi simpozium "Gorenie i plazmokhimiya" Almaty, Kazakhstan* [The 3rd Int. Symposium "Burning and Plasmochemistry"]. Almaty: Kaz-zak universiteti, 2005, pp. 52–57. (In Russ.).
22. Volobueva Yu.S., Volobueva O.S., Parkhomenko A.G., Dobro-zhelac E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose cera-mic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 649–653.
23. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.
24. Kryukov R.E., Bendre Yu.V., Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V., Go-ryushkin V.F. Redox processes in welding with carbon containing flux. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 10, pp. 25–28. (In Russ.).
25. Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Bendre Y.V., Go-ryushkin V.F., Valuev D.V. Some aspects of oxidation-reduction un-der carbon-bearing flux welding. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2015, vol. 91, 012016: VI International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering 21–23 May 2015, Yurga, Russia.
26. Lipatova U.I., Matinin I.V., Provodova A.A., Kuz'menko D.I. Influ-ence of the addition of barium strontium carbonatite in flux on qua-lity of weld seam. In: *Nauka i molodezh': problemy, poiski, reshe-niya: sbornik trudov Vserossiiskoi nauchnoi konferentsii studentov, aspirantov i molodykh uchenykh* [Science and Youth: Problems, Searches, Solutions: Coll. of Papers of the All-Russian Sci. Conf. of Students, Graduate Students and Young Scientists]. Vol. 20, part III. Novokuznetsk: SibGIU, 2016, pp. 266–271. (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)
- R.E. Kryukov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek\_nzrmk@mail.ru)
- A.A. Usol'tsev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (a.us@rambler.ru)
- O.D. Prokhorenko**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Thermal Power and Ecology" (kafedra-TEE@yandex.ru)
- V.G. Aimatov**, MA Student of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (vlad\_aymatov@mail.ru)

Received December 22, 2016

УДК 621.78.004.7

## О МЕСТАХ СДВИГОВОГО ОБРАЗОВАНИЯ ЗАРОДЫШЕЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛИ

*Пустовойт В.Н., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Физическое и прикладное  
материаловедение» (fpm-dstu@mail.ru)*

*Долгачев Ю.В., к.т.н., доцент кафедры «Физическое и прикладное  
материаловедение» (yuridol@mail.ru)*

*Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение»*

*Корнилов Ю.А., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное  
материаловедение» (wolinrok@mail.ru)*

**Донской государственный технический университет**  
(344000, Россия, г. Ростов-на-Дону, площадь Гагарина, 1)

**Аннотация.** Рассматривается вопрос о местах зарождения при фазовых переходах, который, даже для такой широко исследуемой области, как мартенситные превращения, остается актуальным. Обсуждается универсальный характер сдвигового зарождения и места зарождения при диффузионных (нормальных) и мартенситных превращениях. Особенности зарождения изучались с помощью наблюдения поверхностного рельефа на сталях 30ХГСА, У12 и техническом железе средствами высокотемпературной металлографии, а также путем микроструктурного исследования начальных стадий фазовых превращений пористых спеченных сталей с содержанием углерода 0,40 и 1,57 %. Представлены кадры зарождения аустенита от малоугловой и высокоугловой границ, свидетельствующие в пользу сдвигового механизма его образования. Показаны многочисленные акты зарождения феррита на границе зерна  $\gamma$ -фазы как при медленном, так и быстром охлаждении, которое формирует морфологию игольчатого (видманштеттского) феррита. В сталях 30ХГСА и У12 мартенсит образуется по границам зерен, хотя иные области нуклеации, например, такие как дефекты упаковки, включения, особые дислокационные конфигурации, не исключаются, но они не являются преимущественными. В образцах из пористой стали имеет место преимущественный рост двойникованных кристаллов мартенсита от пор. Полученные экспериментальные данные о зародышах аустенита и феррита указывают на сдвиговый механизм зарождения на начальной стадии диффузионных превращений, который впоследствии сменяется нормальным механизмом роста с образованием равноосных зерен. Делается вывод, что, несмотря на различия в природе и условиях зарождения фаз, акты зародышеобразования во всех случаях происходят одинаково, а отличия начинаются на стадии роста. Показано, что сдвиговое зарождение может начинаться от границ зерен, субзерен, а также свободных поверхностей (например, пор в спеченной стали). Зарождению в указанных местах способствуют релаксация напряжений превращения и высвобождающаяся часть зернограницной энергии. Обнаруженная ромбовидная морфология мартенситных кристаллов, образующихся на порах, может быть объяснена тем, что зарождение от свободной поверхности, происходящее в условиях минимального влияния упругих полей окружающей матрицы, благоприятствует реализации общих закономерностей роста мартенситных кристаллов.

**Ключевые слова:** зародыш, механизмы зародышеобразования, места нуклеации, мартенсит, феррит, аустенит, высокотемпературная металлография, поверхностный рельеф.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-114-119

Несмотря на множество работ, посвященных мартенситным превращениям, вопрос о местах зарождения является во многом дискуссионным. В настоящее время большинство исследователей разделяют представление о гетерогенной природе зарождения мартенсита при бездиффузионном превращении [1 – 5]. Рассматривается зарождение мартенситных кристаллов на включениях, дефектах упаковки, особых дислокационных конфигурациях, на ферромагнитноупорядоченных кластерах в аустените [6]. Существует мнение о местах зарождения мартенсита, которое исключает границы и субграницы из предпочтительных мест зарождения [5], и наоборот, другие авторы рассматривают границы как места облегченного образования зародышей мартенсита [7 – 10].

Сдвиговый механизм, присущий мартенситному превращению, проявляется также на стадии зарождения при диффузионных (нормальных) фазовых превращениях. Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют в пользу принятия модели сдвиговой перестройки решетки исходной фазы на стадии зарождения, например, в случае выделения избыточного феррита [11] и образования аустенита [6, 12, 13].

Целью настоящей работы является изучение мест зарождения сдвиговым способом на границах зерен, субзерен и свободных поверхностях при фазовых превращениях различной природы.

Для изучения особенностей зарождения проводили наблюдение рельефа на полированных шлифах образцов из стали марок 30ХГСА, У12 и технического желе-

за при нагреве и охлаждении в вакуумной камере установки «АЛТА ТОО» (ИМАШ 20-75).

Для анализа зарождения при наличии свободной поверхности проводили исследования на пористых спеченных сталях.

Зарождение феррита изучали на образцах, которые получали прессованием и спеканием частиц стали 40 размером 50 мкм в атмосфере осушенного водорода при температуре 1520 К в течение  $7 \cdot 10^3$  с, что обеспечивало равновесное распределение компонентов сплава. Образцы подвергались аустенитизации путем нагрева до температуры 1370 К со скоростью 2–3 К/с, затем, для фиксации начальных стадий выделения феррита, их охлаждали со скоростью 5–6 К/с до температур межкритического интервала и закаливали в воде.

Сдвиговое зарождение мартенсита от поверхности пор наблюдали на образцах из пористой спеченной стали, полученной из смеси порошков железа ПЖРВ и графита ГК-3. После прессования и спекания в атмосфере водорода при 1470 К содержание углерода составляло 1,26 %. Далее оно было повышено до 1,57 % путем газовой цементации при 1370 К и последующей гомогенизации. Охлаждение образцов с температуры закалки осуществлялось в водном растворе поваренной соли с температурой 300 К.

Особенности зарождения аустенита изучали с помощью прямого наблюдения микроструктуры образцов из стали марки 30ХГСА при нагреве в вакуумной камере. На рис. 1 показано зарождение кристаллов аустенита, происходящее по сдвиговому механизму и вызывающему образование рельефа на полированной поверхности шлифа. На возможность реализации такого процесса указывают и данные работы [13], где описан кристаллографически упорядоченный рост аустенита в сплавах железа. Сдвиговый характер образования аустенита при нагреве доказан также прямым наблюдением в работах [14–16]. Впоследствии сдвиговый механизм сменяется нормальным механизмом роста, и на

месте пластинчатых кристаллов формируются равноосные зерна. На рис. 1, а видно, как зародыши аустенита пластинчатой формы образуются от малоугловой границы. Зафиксировать зарождение от высокоугловой границы (рис. 1, б) стало возможным после выдержки образца в течение часа. Границы аустенитных кристаллов, образованные сдвигом и содержащие дефекты, благодаря выдержке хорошо декорируются примесями, что позволяет проводить их идентификацию при рассмотрении в темном поле.

Образование зародышей  $\alpha$ -фазы при полиморфном  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении в техническом железе происходит также путем сдвига, причем границы зерен  $\gamma$ -фазы являются предпочтительным местом для образования таких зародышей (рис. 2). При малой скорости охлаждения (рис. 2, а) многочисленные акты зарождения на границе зерна  $\gamma$ -фазы приводят к существенному увеличению протяженности границ на величину размера пластинчатых зародышей, из которых впоследствии вырастают равноосные зерна за счет диффузионного присоединения атомов из материнской фазы к решетке продуктов превращения. При увеличении скорости охлаждения (рис. 2, б) зарождение и рост также происходят от границы, но в этом случае в конечном итоге формируется не полиэдрическая структура, а структура так называемого игольчатого феррита [17].

Исследование микрообъемов феррита с размерами примерно 1 мкм выполнено в работе [11], где установлено, что первые образования феррита имеют форму пластин с плоскими гранями, содержащими ступеньки, движение которых приводило к росту пластины. То есть имеется явное соответствие механизму роста видманштеттового феррита [5]. Автор работы [11], основываясь на малости кристаллографической разориентировки  $\gamma$  и  $\alpha$ -фаз (не более  $3^\circ$ ), делает вывод, что столь высокая степень соответствия ориентации кристаллов вряд ли может быть объяснена иным механизмом зарождения,

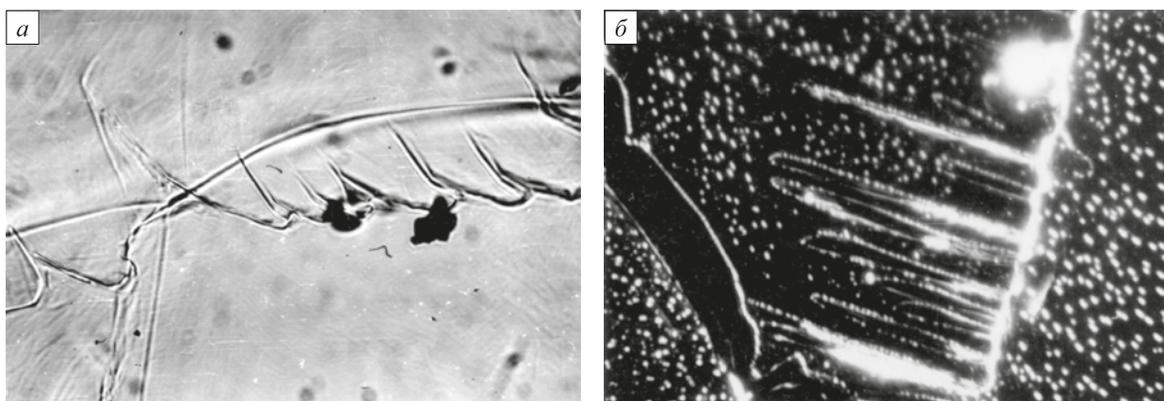


Рис. 1. Сдвиговый механизм образования зародышей аустенита в стали 30ХГСА,  $\times 650$ :  
а – зарождение от малоугловой границы; б – изображение в темном поле показывает зарождение от высокоугловой границы

Fig. 1. Shear mechanism of austenite nucleation in 30KhGSA steel,  $\times 650$ :  
а – nucleation from low-angle boundary; б – image in a dark field shows nucleation from a large-angle boundary

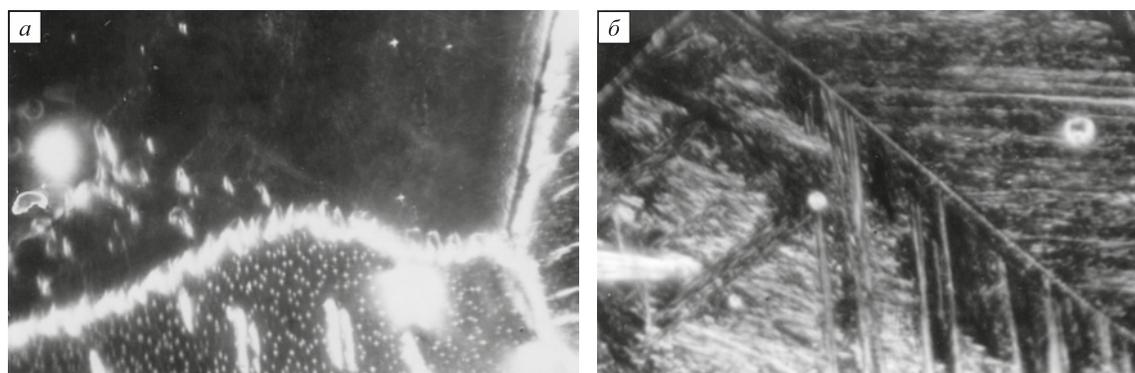


Рис. 2. Рельеф при образовании сдвиговых зародышей кристаллов  $\alpha$ -фазы при полиморфном  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении в техническом железе при скорости охлаждения 10 К/с (а) и 250 К/с (б). Темное поле,  $\times 360$

Fig. 2. Relief of  $\alpha$ -phase crystals shear nucleation under polymorphic  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation in technical iron at a cooling rate of 10 K/s (a) and 250 K/s (b). Dark field,  $\times 360$

кроме кооперативной перестройки решетки, осуществляемой сдвигом.

Образование избыточного феррита видманштеттовой морфологии во многом аналогично мартенситному превращению. Механизм образования видманштеттового феррита связан со сдвиговой  $\gamma \rightarrow \alpha$  перестройкой решетки, характеризующейся упорядоченными взаимосвязанными перемещениями атомов, так же, как и при образовании мартенсита [5]. Из рис. 3 очевидно, что границы зерен являются в этом случае предпочтительными местами для зарождения и последующего роста видманштеттового феррита.

Найденные в работе [19] симметрично-возможные схемы полиморфного превращения ГЦК-ОЦК в системе железо-углерод трактуют их как кооперативные и бездиффузионные. Таким образом, процесс зарождения феррита из аустенита атомных перескоков с обме-

ном атомами местами не требует, т.е. от мартенситного превращения по атомным траекториями он не отличается.

Можно констатировать, что сдвиговый характер является универсальным, присущим и «мартенситным», и «диффузионным» превращениям на стадии зарождения.

Изменение энергии Гиббса при образовании кристалла новой фазы записывается алгебраической суммой

$$\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{пов} + \Delta F_{упр} - \Delta F_{зерн},$$

где  $\Delta F_{об}$ ,  $\Delta F_{пов}$ ,  $\Delta F_{упр}$  и  $\Delta F_{зерн}$  – энергия объемная, поверхностная, упругая и зернограничная.

Из приведенного уравнения очевидно, что имеет место энергетическая предрасположенность для преи-

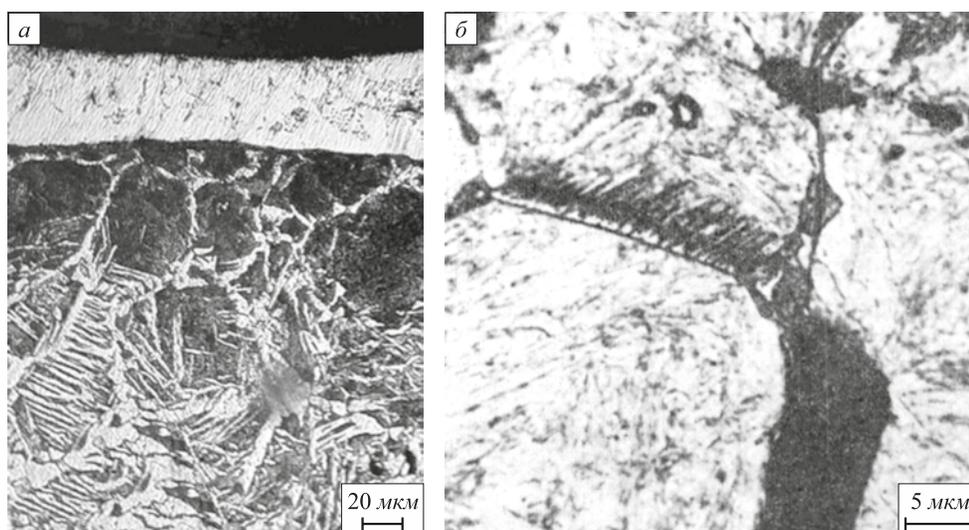


Рис. 3. Сдвиговое зарождение видманштеттового феррита от границ зерен в перегретом участке стали 20 после микродугового поверхностного легирования хромом [18] (а) и спеченной порошковой стали 40 (б)

Fig. 3. Shear nucleation of Widemanstatten ferrite from the grain boundaries in overheated section of steel 20 after microarc surface chrome alloying [18] (a) and in sintered powder steel 40 (b)

мущественного зарождения кристаллов мартенсита на границах зерен аустенита, так как при образовании зародыша новой фазы исчезает часть межзеренной границы и высвобождающаяся при этом избыточная энергия межзеренной границы  $\Delta F_{\text{зерн}}$  идет на образование зародыша новой фазы, т.е. на построение межфазной границы и компенсацию возникающей упругой энергии. Кадры киносъемки процесса мартенситного превращения показывают, что мартенситные кристаллы растут от границы до границы аустенитного зерна. Логично предположить, что они и начинают зарождаться от границы, а при росте противоположная граница зерна является уже барьером для растущего кристалла. Границы как области повышенной энергии всегда являлись местами, где происходило зарождение новой фазы при диффузионных превращениях [11, 12]. Как было показано выше, зарождение в любых условиях имеет универсальный сдвиговый характер, а следовательно роль границ при зарождении сохраняется и в случае мартенситных превращений, так как зарождение во всех случаях происходит одинаково, отличия же начинаются на стадии роста.

На рис. 4 представлены результаты наблюдения образования мартенситного рельефа при закалке в вакуумной камере установки «АЛА ТОО» (ИМАШ 20-75) стали 30ХГСА с температуры 880 °С (рис. 4, а) и стали У12

с той же температуры. Образование зародышей мартенсита у границ зерен и последующий их рост просматриваются очевидно. Вместе с тем, видно, что и другие места образования зародышей не исключаются из рассмотрения. Это могут быть дефекты упаковки, включения, определенные дислокационные конфигурации.

Металлографическое исследование поверхности образцов из пористой спеченной стали, закаленных от температур выше  $A_{\text{с1}}$ , показало, что имеет место преимущественный рост мартенситных пластин от поверхности пор в аустенитную матрицу (рис. 5, а, б), при этом образовавшиеся от поверхности пор пластины зачастую имеют в сечении форму, близкую к ромбу. Обнаружены отдельные, развивающиеся от пор мартенситные пластины с размерами до 50 мкм (рис. 5, в), при этом кристаллы имеют характерную морфологию, присущую высокоуглеродистому двойникованному мартенситу.

В работе [20] предложен вариант группировки мартенситных пластин, представляющий собой замкнутую ромбическую дипирамиду, ограниченную восемью одностипными габитусными плоскостями, объединенными вокруг одного общего направления. Полученные результаты показывают, что при зарождении от свободной поверхности наиболее полно реализуются общие закономерности роста мартенситных кристаллов, так

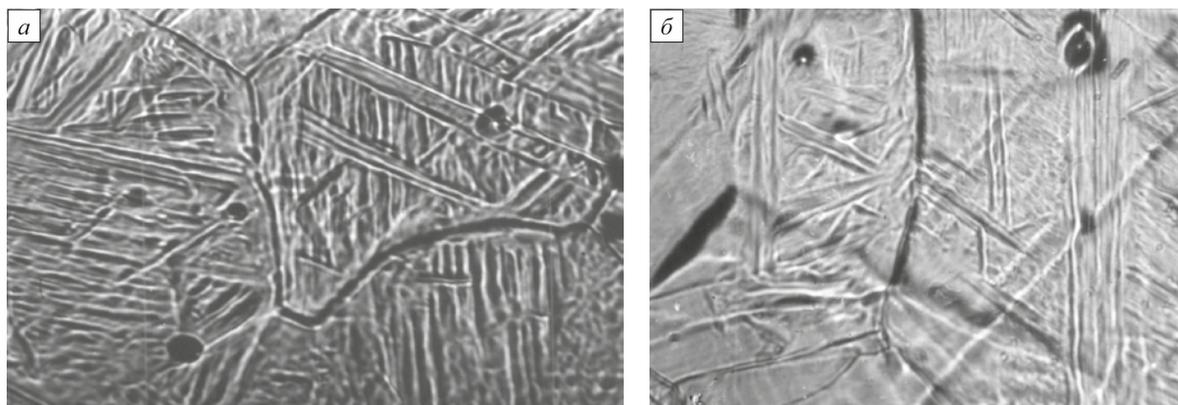


Рис. 4. Мартенситный рельеф при закалке стали марок 30ХГСА (а) и У12 (б). Наблюдение в светлом поле,  $\times 360$

Fig. 4. Martensitic relief at 30KhGSA (a) and U12 (b) steels thermohardening. Observation in a bright field,  $\times 360$

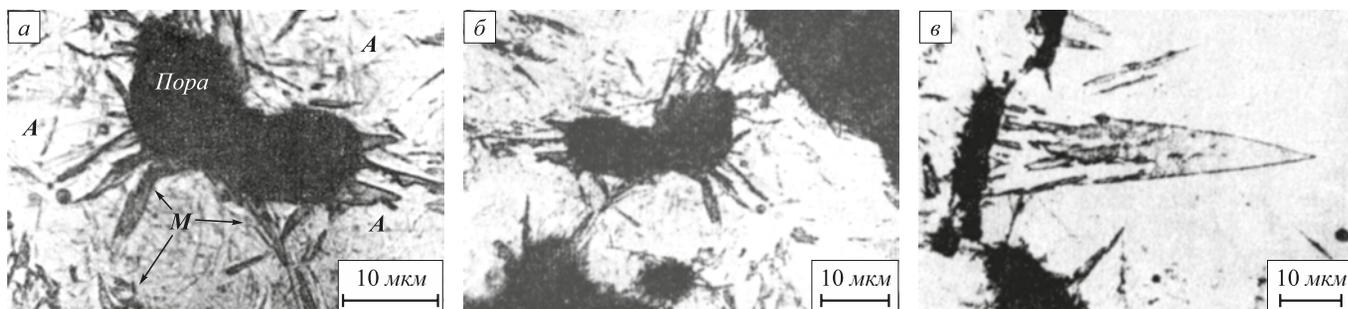


Рис. 5. Образование мартенсита в закаленной Fe – 1,57 % С порошковой спеченной стали

Fig. 5 Martensite formation in thermohardened Fe – 1.57 % C powdered sintered steel

как влияние упругих полей окружающей матрицы и соседних сталкивающихся пластин минимально в условиях возможной релаксации напряжений превращения вблизи поры.

**Выводы.** Исследования начальных стадий различных фазовых превращений показали, что сдвиговая стадия зарождения инициируется свободными поверхностями (в нашем случае поверхностью поры) или границами зерен и субзерен. Зарождение в указанных местах оказывается предпочтительным, что обеспечивается релаксацией напряжений и высвобождающейся зернограницной энергией. Как установлено в экспериментах на порошковых сталях, никакие другие места в структуре стали не могут конкурировать со свободной поверхностью пор в смысле преимущественности зарождения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations // *Progress in Metal Physics*. 1958. Vol. 7. P. 165 – 246.
2. Cohen M. Operational nucleation in martensitic transformations // *Metall. Trans.* 1972. Vol. 3. P. 1095 – 1098.
3. Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. – Киев: Наукова думка, 1978. – 262 с.
4. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Проблемы зарождения при мартенситном превращении в стали // *Вестник Донского государственного технического университета*. 2013. Т. 13. № 1-2 (70-71). С. 5 – 24.
5. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
6. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 255 с.
7. Pozdnyakov V.A Mechanisms of martensite nucleation at grain boundaries // *Doklady physics*. 2007. Vol. 52. No. 1. P. 24 – 28.
8. Kajiwar S. Roles of Dislocations and Grain Boundaries in Martensite Nucleation // *Metal. Trans.* 1986. Vol. 17A. P. 1693 – 1702.
9. Ueda M., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Controlling factor for nucleation of martensite at grain boundary in Fe-Ni bicrystals // *Acta mater.* 2003. Vol. 51. P. 1007 – 1017.
10. Xu G., Wang C., Beltrán J.I., Llorca J., Cui Y. Landau modeling of dynamical nucleation of martensite at grain boundaries under local stress // *Computational Materials Science*. 2016. Vol. 118. P. 103 – 111.
11. Inagaki H. Nucleation of the proeutectoid ferrite and its role in the formation of the transformation texture in a low carbon steel // *Zs. Metallkunde*. 1987. Vol. 78. No. 2. P. 87 – 96.
12. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.
13. Лизунов В.И. Композиционные стали. – М.: Металлургия, 1978. – 150 с.
14. Gornostyrev Yu.N., Urtsev V.N., Zalalutdinov M.K., Entel P., Kaptsan A.V., Kuznetsov A.R. Reconstruction of grain boundaries during austenite–ferrite transformation // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 53. No. 2. P. 153 – 158.
15. Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСиС, 1997. – 936 с.
16. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Смарикина И.В., Связин А.Г., Медведев М.Г. Influence of alloying by nitrogen on the strength and austenite stability of X18H10 steel // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 7. P. 502 – 508.
17. Бернштейн М.Л. Полиморфные превращения // *Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. в 3-х т. Т. 2.* – М.: Металлургия, 1983. С. 7 – 21.
18. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Микродуговое поверхностное легирование стали: феноменология и механизмы. – Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 2016. – 209 с.
19. Крапошин В.С., Сильченков А.Д. Чем отличается мартенситное превращение от нормального? // *МиТОМ*. 2008. № 11 (641). С. 28 – 36.
20. Pankova M.N., Kraposhin V.S. Three-dimensional model of filling the grain space with martensite crystals in austenite transformation // *Metal Science and Heat Treatment*. 1999. Vol. 41. No. 7-8. P. 346 – 350.

Поступила 22 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 2, pp. 114–119.

## ON SHEAR NUCLEATION SITES AT PHASE TRANSFORMATIONS IN STEEL

V.N. Pustovoit, Yu.V. Dolgachev, Yu.M. Dombrovskii,  
Yu.A. Kornilov

Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

**Abstract.** The article considers the question of nucleation sites during phase transitions, which, even for thoroughly studied martensitic transformations, remains an essential one. Generality of shear nucleation and nucleation site for diffusion (normal) and martensitic transformations is discussed. Specific aspects of nucleation have been studied through surface relief observation of 30KhGSA and U12 steel and technical iron by means of high-temperature metallography, and also by microstructural study of the initial stages of phase transformations of porous sintered steels with carbon content of 0.40 and 1.57%. Pictures of austenite origin from low-angle and large-angle boundaries are presented, which testify to shear mechanism of its formation. Numerous acts of ferrite nucleation at  $\gamma$ -phase grain boundary are shown for both slow and fast cooling, which forms the morphology of the acicular (Widemanstätten) ferrite. In 30KhGSA and U12 steels martensite is formed along the grain boundaries, although other nucleation areas, for example, such as packing defects, inclusions, special dislocation configurations, are not

excluded, but they are not preferential. In samples of porous steel, predominant growth of twin crystals of martensite from pores takes place. The obtained experimental data on embryos of austenite and ferrite indicate a shear mechanism of nucleation at the initial stage of diffusion transformations, which subsequently is replaced by normal growth mechanism with formation of equiaxed grains. It is concluded that, despite the differences in phases nucleation nature and conditions, acts of nucleation in all cases occur in the same way, and the differences begin at the stage of growth. It is shown that shear nucleation can start from grain, subgrains boundaries and also from free surfaces (for example, pores in sintered steel). Nucleation in these places is facilitated by relaxation of transformation stresses and liberated part of the grain-boundary energy. Revealed rhomboidal morphology of martensitic crystals formed on pores can be explained by the fact that nucleation from free surface occurring under conditions of minimal influence of elastic fields of the surrounding matrix encourages implementation of general regularities of martensitic crystals growth.

**Keywords:** nucleus, nucleation mechanisms, nucleation sites, martensite, ferrite, austenite, high-temperature metallography, surface relief.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-114-119

REFERENCES

1. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in Metal Physics*. 1958, vol. 7, pp. 165–246.
2. Cohen M. Operational nucleation in martensitic transformations. *Metall. Trans.* 1972, vol. 3, pp. 1095–1098.
3. Petrov Yu.N. *Defekty i bezdiffuzionnoe prevrashchenie v stali* [Defects and diffusionless transformation in steel]. Kiev: Naukova dumka, 1978, 262 p. (In Russ.).
4. Pustovoi V.N., Dolgachev Yu.V. Problems of nucleation during martensitic transformation in steel. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2013, vol. 13, no. 1-2 (70-71). pp. 5–24. (In Russ.).
5. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 480 p. (In Russ.).
6. Bernshtein M.L., Pustovoi V.N. *Termicheskaya obrabotka stal'nykh izdelii v magnitnom pole* [Heat treatment of steel products in magnetic field]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 255 p. (In Russ.).
7. Pozdnyakov V.A. Mechanisms of martensite nucleation at grain boundaries. *Doklady physics*. 2007, vol. 52, no. 1, pp. 24–28.
8. Kajiwara S. Roles of dislocations and grain boundaries in martensite nucleation. *Metal. Trans.* 1986, vol. 17A, pp. 1693–1702.
9. Ueda M., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Controlling factor for nucleation of martensite at grain boundary in Fe-Ni bicrystals. *Acta mater.* 2003, vol. 51, pp. 1007–1017.
10. Xu G., Wang C., Beltrán J.I., Llorca J., Cui Y. Landau modeling of dynamical nucleation of martensite at grain boundaries under local stress. *Computational Materials Science*. 2016, vol. 118, pp. 103–111.
11. Inagaki H. Nucleation of the proeutectoid ferrite and its role in the formation of the transformation texture in a low carbon steel. *Zs. Metallkunde*. 1987, vol. 78, no. 2, pp. 87–96.
12. D'yachenko S.S. *Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh* [Formation of austenite in iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 128 p. (In Russ.).
13. Lizunov V.I. *Kompozitsionnye stali* [Composite steel]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 150 p. (In Russ.).
14. Gornostyeva Yu.N., Urtsevb V.N., Zalalutdinov M.K., Enteld P., Kaptsanb A.V., Kuznetsov A.R. Reconstruction of grain boundaries during austenite–ferrite transformation. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 53, no. 2, pp. 153–158.
15. Bernshtein M.L., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Steel tempering]. Moscow: MISiS, 1997, 936 p. (In Russ.).
16. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Smarygina I.V., Svyazhin A.G., Medvedev M.G. Influence of alloying by nitrogen on the strength and austenite stability of X18H10 steel. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 7, pp. 502–508.
17. Bernshtein M.L. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali: Sprav. izd. V 3-kh t. T. 2. Polimorfnye prevrashcheniya* [Metal science and thermal treatment of steel: Reference book. In 3 vols. Vol. 2. Polymorphic transformations]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 7–21. (In Russ.).
18. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. *Mikrodugovoe poverkhnostnoe legirovanie stali: fenomenologiya i mekhanizmy* [Microarc surface alloying of steel: phenomenology and mechanisms]. Rostov-on-Don: Izdatel'skii tsentr DGTU, 2016, 209 p. (In Russ.).
19. Kraposhin V.S., Sil'chenkov A.D. What is the difference between the martensitic transformation and the normal one? *MiTOM*. 2008, no. 11 (641), pp. 28–36. (In Russ.).
20. Pankova M.N., Kraposhin V.S. Three-dimensional model of filling the grain space with martensite crystals in austenite transformation. *Metal Science and Heat Treatment*. 1999, vol. 41, no. 7–8, pp. 346–350.

Information about the authors:

**V.N. Pustovoi**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Physical and Applied Material Science” (fpm-dstu@mail.ru)

**Yu.V. Dolgachev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yuridol@mail.ru)

**Yu.M. Dombrovskii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science”

**Yu.A. Kornilov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (wolinrok@mail.ru)

Received November 22, 2016

УДК 669.173:622.78

## ИЗУЧЕНИЕ ТВЕРДОЖИДКОФАЗНОГО КАРБОТЕРМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ НИКЕЛЯ ИЗ РУДОУГОЛЬНЫХ БРИКЕТОВ

*Бут Е.А., ассистент кафедры «Металлургия стали, новых производственных технологий и защиты металлов» (katerina\_booth@mail.ru)*

*Павлов А.В., д.т.н., профессор кафедры «Металлургия стали, новых производственных технологий и защиты металлов» (pav-gnts@isis.ru)*

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

**Аннотация.** В настоящее время наблюдается сложная ситуация в производстве ферроникеля – запасы богатых никелевых руд заканчиваются, а хорошо отработанные и налаженные классические схемы производства не обеспечивают экономически эффективную переработку бедных окисленных никелевых руд. Представляется перспективным применение для такого сырья новых высокоэффективных и экономичных процессов получения первичного металла, использующих рудоугольные брикеты, например, процесс ITMK3 или процесс плавки в кислородном реакторе. Для изучения применимости процесса твердожидкофазного карботермического восстановления рудоугольных брикетов для бедной окисленной никелевой руды в лабораторных экспериментах были выбраны условия, максимально имитирующие промышленные – сброс брикета промышленного размера (диаметр 24 мм, высота 30 – 35 мм, масса 20 – 30 г) в горячую зону печи с температурой 1500 °С. Температуру поверхности брикета измеряли с помощью тепловизора «Ругоvision M9000», а анализ газовой фазы осуществляли с помощью хроматографа «Газохром-3101». Экспериментально установлено, что температура брикета изменяется по одному и тому же логарифмическому закону. При принятых допущениях – логарифмическое увеличение скорости нагрева образца от времени и образование в результате восстановления в газовой фазе только оксида углерода – методика эксперимента позволяет определить скорость и степень восстановления в зависимости от времени, полное время восстановления, составы полученных металла и шлака, порядок реакции, энергию активации и лимитирующую стадию процесса. Проведены эксперименты с различными типами восстановителя и разными составами брикетов при варьировании температуры процесса и размера образца. Показано, что процесс протекает в смешанном режиме при одновременном контроле внутренним массопереносом и химической реакцией. Установлены оптимальные условия по проведению процесса твердожидкофазного карботермического восстановления окисленной никелевой руды: тип восстановителя – полукокс, концентрация восстановителя в брикете 5 %; фракции компонентов – менее 1 мм; температура процесса 1500 °С; время восстановления 12 мин. За счет варьирования содержания восстановителя в брикете возможно получение ферроникеля с концентрацией никеля от 5 до 22 %.

**Ключевые слова:** окисленная никелевая руда; твердожидкофазное карботермическое восстановление; рудоугольные брикеты; степень превращения; энергия активации; порядок реакции.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-120-127

В настоящее время сложилась непростая ситуация в производстве ферроникеля – заканчиваются запасы богатых никелевых руд, а хорошо отработанные и налаженные классические схемы производства этого ферросплава из бедных окисленных никелевых руд не обеспечивают экономическую эффективность в нынешних рыночных условиях [1 – 11]. Для такого вида сырья представляется перспективным применение новых высокоэффективных и экономичных внедоменных процессов получения первичного металла, использующих рудоугольные брикеты [12 – 19].

Возможность применения никелевых рудоугольных брикетов для твердожидкофазного карботермического восстановления изучали в условиях действующих в промышленности агрегатов с определением оптимальных условий проведения процесса – типа восстановителя, его концентрации, фракции компонентов (менее 1 мм) и времени выдержки для достижения степени восстановления не менее 0,90 – 0,98 % при температуре 1500 °С.

Применимость никелевой руды для процесса твердожидкофазного карботермического восстановления оценивается по форме получаемой металлической фазы, ее химическому составу, количеству шлака, степени извлечения никеля из руды, температуре процесса и некоторым другим факторам. Для бедных окисленных руд возникновению единого королька восстановленного металла может препятствовать избыточное количество твердого углерода, равно как и недостаток его.

В экспериментах использовали бедную окисленную никелевую руду Буруктальского месторождения РФ с содержанием 1,1 % никеля и 32 % железа. Было изготовлено девять типов разных по составу брикетов. Варьировали тип восстановителя с разной реакционной способностью (древесный уголь (ДУ), шубаркульский уголь (ШУ) и полукокс (ПК)) и содержание восстановителя – 3, 5 и 10 %. Изменением типа, количества, фракционного состава восстановителя подбирали наиболее подходящий состав брикета для реализации процесса.

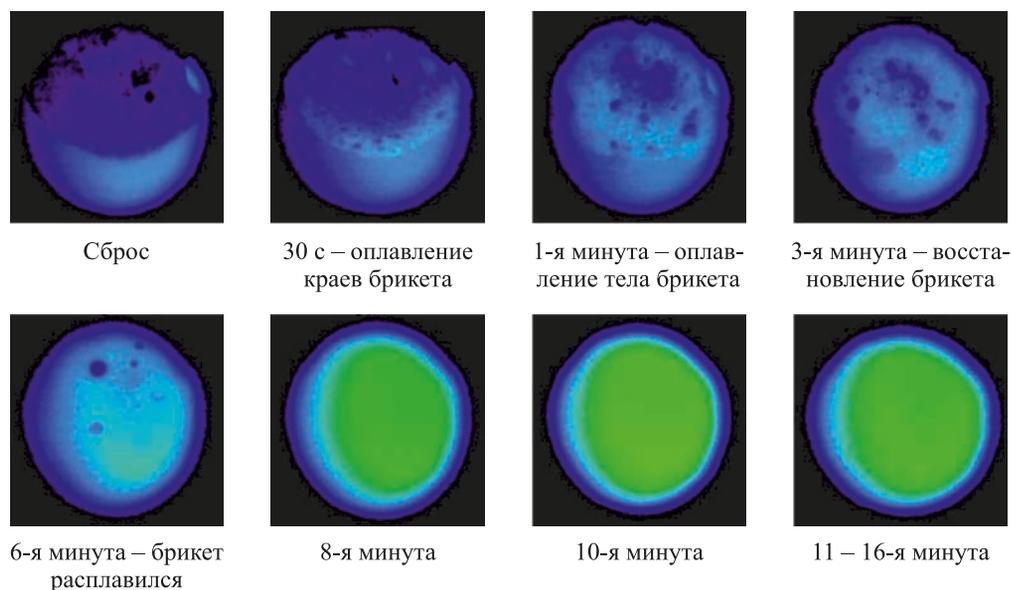


Рис. 1. Стадии восстановления рудоугольного брикета

Fig. 1. Reduction steps of ore-coal briquette

Из смеси компонентов шихты (руда, восстановитель, флюс ( $\text{CaCO}_3$ ), который вводился для достижения необходимых свойств расплава шлака – температуры и вязкости, и связующее – меласса (отходы сахарного производства)) изготавливали брикеты диам. 24 мм, высотой 30 – 35 мм, массой 15 – 30 г, что соответствовало промышленным образцам. Готовые брикеты для ускоренного набора прочности выдерживали в сушильном шкафу при  $110\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 ч.

Эксперименты по восстановлению рудоугольных брикетов проводили в лабораторной электропечи сопротивления с вертикальным расположением графитового нагревателя внутренним диам. 65 мм в контролируемой атмосфере. В изотермической зоне нагревателя располагали высокий алундовый тигель диам. 60 мм для защиты атмосферы рабочего тигля от графитового нагревателя, внутри которого устанавливали сменный алундовый рабочий тигель. Температуру процесса измеряли термопарой ВР(А) 5/20, расположенной внутри нагревателя и опущенной сверху в алундовый тигель. В ходе эксперимента осуществляли контроль состава газовой фазы на содержание оксида углерода и водорода с помощью хроматографа «Газохром-3101» с частотой отбора проб один раз в минуту. Такое время пробоотбора выбрано в связи с тем, что инерционность газовой схемы по результатам расчетов и тестовых экспериментов составляет 0,5 мин.

Перед началом экспериментов печь с установленным в ней сменным алундовым тиглем откачивали форвакуумным насосом до остаточного давления 0,1 Па и заполняли аргоном марки ВЧ. Затем открывали сброс газа в атмосферу и устанавливали расход аргона через печь 400 мл/мин. Включали нагрев печи, достигали и стабилизировали температуру на уровне  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ , после

чего через шлюз-дозатор в рабочий тигель сбрасывали испытуемый рудоугольный брикет. Момент сброса считали началом эксперимента. Время выдержки образца было в пределах 15 – 20 мин. После этого печь разгерметизировали, тигель с продуктами плавки извлекали и закачивали на воздухе, в печь устанавливали новый рабочий тигель, а в дозатор – следующий брикет. Печь закрывали, промывали аргоном и после установления требуемой температуры экспериментальный цикл повторяли.

В ходе плавки вели тепловизионную съемку при помощи тепловизора «Pyrovision M9000» (производство фирмы «Micron» US). Этот прибор показывает температуру в каждой точке каждого кадра.

Практически полное формирование единого королька металла заканчивалось, как правило, к 10 – 12 минуте при конечной температуре  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ . Последовательность стадий восстановления была одинаковой для всех образцов независимо от типа восстановителя и концентрации в исходном брикете (рис. 1).

Остывшие продукты плавки – капли металла (рис. 2) – анализировали для определения химического состава на оптическом эмиссионном анализаторе фирмы «OBLF» (Швейцария), шлаковую фазу – на рентгенофлюоресцентном анализаторе «Магний-1» (РФ).

Анализ полученного металла показал, что при низких концентрациях восстановителя (3 % в исходном брикете) содержание никеля в металле находится на уровне 15 – 23 %, металл мелкодисперсный, это осложняет его отделение от шлака. При содержании восстановителя в брикете 5 % концентрация никеля в полученном металле находится на уровне 11 – 14 %. При этом получаемый металл сливается в единую каплю. При высоком содержании восстановителя (10 %) наб-



Рис. 2. Внешний вид продуктов восстановления с разными видами и концентрацией восстановителя в брикете

Fig. 2. Appearance of products of reduction with different types and concentration of the reducing agent in the briquette

людается его переизбыток – на поверхности расплава плавал непрореагировавший восстановитель, который помешал отдельным каплям металла слиться в единую каплю. Содержание никеля в металле снижается при этом до 4,6 – 5,8 %, что связано с развитием процесса восстановления железа из руды и разбавлением сплава по содержанию никеля.

Разобщающее действие избыточного остающегося неизрасходованным восстановителя приводит к появлению эффекта кажущегося снижения степени извлечения никеля в металл. Так степень извлечения никеля в металл при применении полукокса в качестве восстановителя в количестве 3 и 5 % находится на уровне 97 %, а при 10 % составляет только 75 %. Это связано с большой сложностью отделения мелких частиц металла от шлака и остатков углеродистого восстановителя.

Рис. 3 демонстрирует результаты экспериментов по изучению состава отходящих газов в зависимости от состава брикетов. Состав отходящих газов определен с помощью газохроматографического анализа. Эти данные использованы для определения кинетических констант процесса.

Традиционным способом изучения кинетики подобных процессов является метод термогравиметрического анализа (ТГА) с непрерывным линейным нагревом

с постоянной скоростью. В этом методе используется навеска 0,01 – 1,0 г, температура которой в ходе эксперимента из-за малой тепловой инерции образца равна температуре печи. По полученным данным можно определить кинетические константы протекающих восстановительных процессов – порядок реакции  $n$ , константу скорости  $A$  и энергию активации  $E$ . Но традиционная методика обладает существенным недостатком – полученные данные сложно использовать для объектов промышленного масштаба. Если же применять образцы большей массы, то температура образца становится отличной от температуры печи и изменяется нелинейно.

Экспериментально установлено, что температура образца массой порядка 30 г при сбросе его в печь всегда изменяется по одному и тому же логарифмическому закону (рис. 4). Коэффициенты уравнения зависят от температуры печи и массы образца:

$$T = C \ln \tau + d, \quad \frac{dT}{d\tau} = \frac{C}{\tau},$$

где  $T$  – температура, К;  $\tau$  – время, мин;  $C$  и  $d$  – коэффициенты.

Для проверки адекватности методики экспериментов и метода обработки полученных первичных экспериментальных данных были использованы два независимых друг от друга способа: расчет степени превращения по результатам газового анализа ( $\alpha_{CO}$ ) и расчет степени превращения по массе и составу полученного металла ( $\alpha_{Me}$ ).

Выражение для степени превращения в общем виде имеет вид

$$\alpha_0 = \frac{m_0(\tau)}{\Sigma m_0}. \quad (1)$$

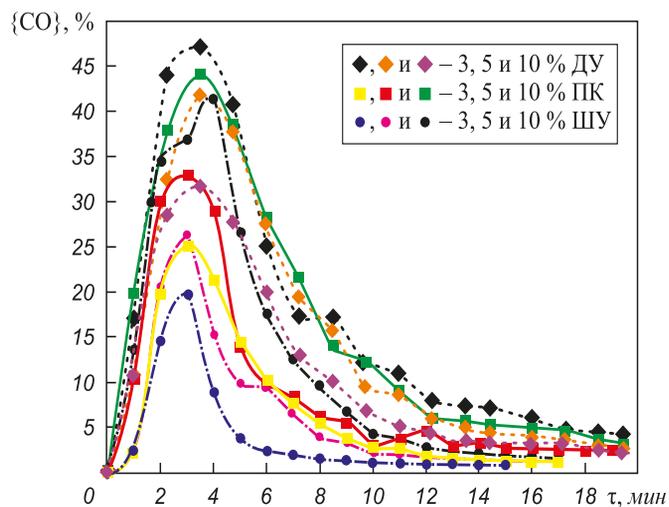


Рис. 3. Состав отходящих газов (% об.) в опытах с рудоугольными брикетами различного состава

Fig. 3. Composition of waste gases (% vol.) in experiments with ore-coal briquettes of different composition

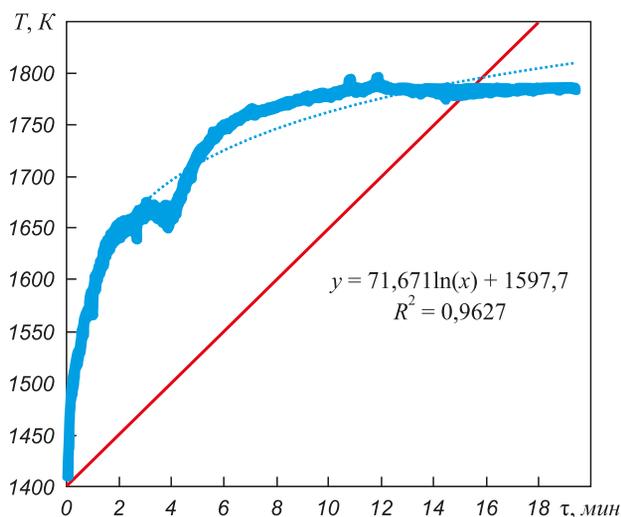
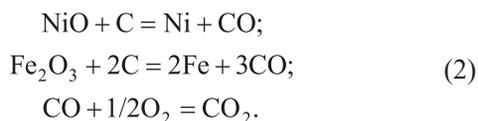


Рис. 4. Изменение температуры образца в ходе эксперимента с образцами большой массы

Fig. 4. Change in sample temperature during the experiment with samples of large mass

Для расчета степени превращения  $\alpha_{CO}$  по результатам газового анализа использовали следующие соображения. При взаимодействии 1 моля кислорода ( $\mu_O = 15,999$  г) с углеродом восстановителя выделяется 1 моль монооксида углерода ( $V_{\mu} = 22\,414$  мл), который в дальнейшем может доокислиться до диоксида, но количество молей газообразных продуктов реакции при этом не изменится:



Следовательно, при изменении массы кислорода на величину  $dm_O$  будет выделяться  $dV_{CO}$  мл CO. Тогда

$$dm_O = \frac{\mu_O}{V_{\mu}} \frac{dV_{CO}}{d\tau}. \quad (3)$$

Поделив левую и правую части на  $d\tau$ , получим

$$\frac{dm_O}{d\tau} = \frac{\mu_O}{V_{\mu}} \frac{dV_{CO}}{d\tau}. \quad (4)$$

Концентрация оксида углерода  $\{CO\}$ , % (объем.), связана с мгновенным объемным расходом оксида углерода  $V_{CO}$ , %/мин, очевидным соотношением

$$V_{CO} = V_{Ar} \frac{\{CO\} + \{CO_2\}}{100 - \{CO\} - \{CO_2\}}, \quad (5)$$

где  $V_{Ar}$  – мгновенный расход аргона через измерительную систему, мл/мин.

Используя уравнения (3)–(5), получили выражение, связывающее скорость убыли массы кислорода  $dm_O$

в брикете с концентрацией  $\{CO\}$  в газовой фазе, количеством  $\{CO_2\}$  при этом пренебрегаем:

$$dm_O = \frac{\mu_O}{V_{\mu}} V_{Ar} \frac{\{CO\}}{100 - \{CO\}} d\tau. \quad (6)$$

Интегрируя выражение (6) от 0 до  $\tau$  и подставляя в исходное выражение (5), получим окончательное уравнение, связывающее степень превращения  $\alpha_{(O)}$  с составом отходящих газов:

$$\alpha_{(O)}(CO) = \frac{\mu_O}{V_{\mu}} \frac{V_{Ar}}{\Sigma m_O} \int_0^{\tau} \frac{\{CO\}}{100 - \{CO\}} d\tau, \quad (7)$$

где  $\mu_O$  – атомная масса кислорода;  $V_{\mu}$  – мольный объем идеального газа при нормальном давлении (22 414 мл);  $\Sigma m_O$  – суммарная масса кислорода в оксидах руды;  $\{CO\}$  – объемная концентрация оксида углерода в газовой фазе, % (объем.).

Для расчета степени превращения  $\alpha_O(Me)$  по составу металлической фазы использовали следующую формулу исходя из общего выражения для степени превращения (2):

$$\alpha_{Me}(\tau) = \frac{m_O^{Me}(\text{NiO}) + m_O^{Me}(\text{Fe}_2\text{O}_3) + 0,05m_O^{Me}(\text{SiO}_2)}{m_O^p(\text{NiO}) + m_O^p(\text{Fe}_2\text{O}_3) + 0,05m_O^p(\text{SiO}_2)}, \quad (8)$$

где  $m_O^{Me}(\text{NiO})$ ,  $m_O^{Me}(\text{Fe}_2\text{O}_3)$  и  $m_O^{Me}(\text{SiO}_2)$  – масса кислорода, отнятого соответственно от оксида никеля, от оксида железа и от оксида кремния к моменту времени  $\tau$ ;  $m_O^p(\text{NiO})$ ,  $m_O^p(\text{Fe}_2\text{O}_3)$  и  $m_O^p(\text{SiO}_2)$  – количество кислорода, содержащегося в руде в оксиде никеля, в оксиде железа и в оксиде кремния.

Числитель уравнения (8) рассчитывается исходя из химического состава и массы полученного металла, знаменатель – по химическому составу и массе исходной руды и золы восстановителя.

Сопоставление степени превращения  $\alpha_{(O)}$ , рассчитанной по результатам опытов такими независимыми способами, показывает хорошее совпадение (рис. 5) в случае применения в качестве восстановителя полукокса и шубаркульского угля.

В случае древесного угля наблюдается значительное отклонение от контрольной линии, что объясняется значительными потерями массы металла при механическом отделении металла от шлака, так как полученный металл имел мелкодисперсный характер.

Сопоставление расчетных данных  $\alpha_{CO}$  и  $\alpha_{Me}$  позволяет использовать полученные зависимости степени превращения  $\alpha$  для расчетов кинетических констант процесса: энергии активации  $E$ , кДж/моль, константы скорости  $K$  и порядка реакции  $n$  с последующим определением лимитирующей стадии процесса восстановления. Для обработки экспериментальных данных был применен прямой дифференциальный метод, преиму-

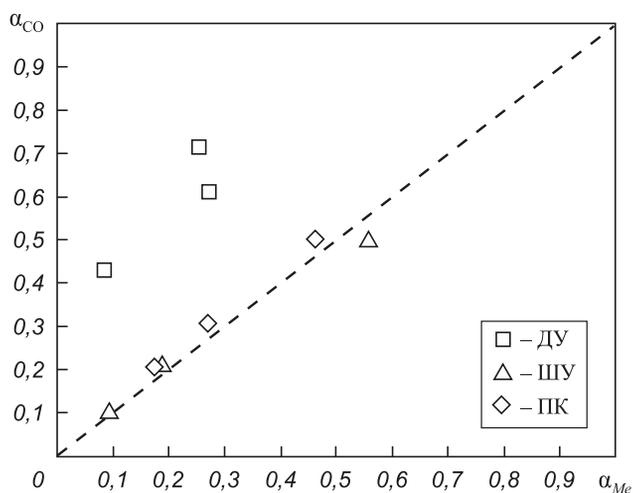


Рис. 5. Сопоставление результатов расчета  $\alpha_{CO}$  и  $\alpha_{Me}$

Fig. 5. Comparison of calculation results for  $\alpha_{CO}$  and  $\alpha_{Me}$

щество которого заключается в хорошей линейности графиков в случае правильно выбранных параметров кинетического уравнения [20].

Рассмотрим три основных уравнения.

1. Формально-математическое выражение степени превращения

$$\frac{d\alpha}{d\tau} = Kf'(\alpha), \quad f'(\alpha) = (1-\alpha)^n, \quad (9)$$

где  $n$  – порядок реакции.

2. Уравнение Аррениуса

$$K = A \exp\left\{-\frac{E}{RT}\right\}, \quad (10)$$

где  $K$  – константа скорости;  $A$  – предэкспоненциальный множитель;  $R = 8,31$  Дж/(моль · К) – универсальная газовая постоянная;  $E$  – энергия активации, кДж.

3. Уравнение скорости нагрева по логарифмическому закону для случая большого образца (см. уравнение (1))

$$T = C \ln \tau + d, \quad \frac{dT}{d\tau} = \frac{C}{\tau}.$$

Объединив эти уравнения и учитывая, что  $\frac{d\alpha}{dT} =$

$\frac{d\alpha}{d\tau} \frac{d\tau}{dT}$ , получим

$$\frac{d\alpha}{dT} = \frac{\tau}{C} (1-\alpha)^n \exp\left\{-\frac{E}{RT}\right\}. \quad (11)$$

Прямое применение дифференциального уравнения считается наиболее простым способом получения кинетических параметров из неизотермических данных. Представим уравнение (11) в логарифмической форме с учетом параметров нашего эксперимента:

$$\ln\left(\frac{\frac{d\alpha}{dT}}{f'(\alpha)}\right) = \ln\left(\frac{A}{b}\right) - \frac{E}{RT}. \quad (12)$$

Так как функция  $f'(\alpha)$  известна [в нашем случае  $f'(\alpha) = \frac{C}{\tau} (1-\alpha)^n$ ], то энергию активации и порядок реакции можно найти из графика.

Для расчетов с использованием прямого применения дифференциального уравнения необходимо иметь предварительное значение  $n$ , которое неизвестно и само определяется по тем же измерениям. Для расчета параметра  $n$ , наилучшим образом описывающим экспериментальные данные, использовали прием, заключающийся в вычислении коэффициента корреляции  $R^2$  от порядка реакции  $n$  для графика, построенного в координатах

$\ln\left(\frac{\frac{d\alpha}{dT}}{\frac{C}{\tau} (1-\alpha)^n}\right) - f\left(\frac{1}{T}\right)$ . Порядок реакции  $n$  вари- ровали от нуля до 3 (рис. 6)

При расчете кажущейся энергии активации придерживались того же принципа, что и ранее с коэффициентом корреляции – значение  $E$  определяли методом подбора при  $n = 0 \div 3$ , что демонстрирует рис. 7.

Из графиков видно, что энергия активации во всех случаях уменьшается с ростом расчетного порядка реакции: параметрам  $n = 0 \div 1$ , свойственным лимитирующим процессам в виде процессов внутреннего или внешнего массопереноса, отвечают во всех случаях слишком большие значения энергии активации  $E$  от 300 – 400 кДж/моль и более, несвойственных процессам массопереноса (50 – 150 кДж/моль); значениям  $n = 1,5 - 2,0$  отвечают энергии активации в пределах

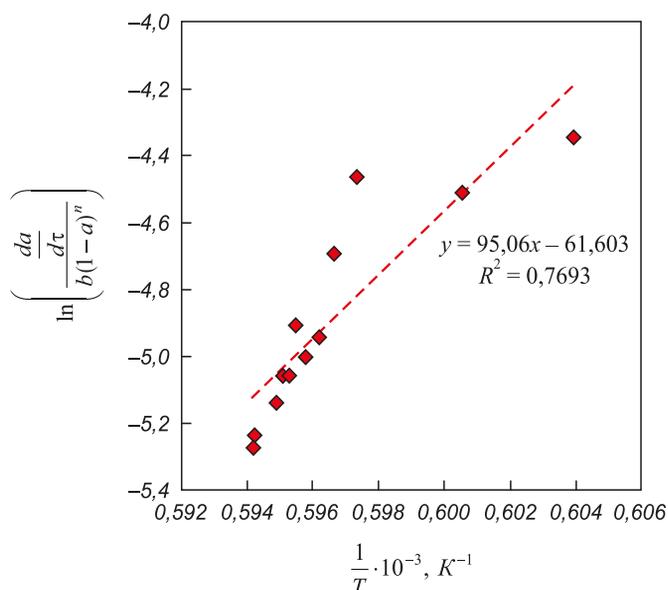


Рис. 6. Расчет кажущейся энергии активации

Fig. 6. Calculation of the apparent activation energy

200 – 600 кДж/моль, что соответствует общепринятым данным, указывающим на лимитирование процесса химической реакцией и массопереносом.

Предположительно можно заключить, что процесс протекает в смешанном режиме с одновременным лимитированием внутренним массопереносом и химической реакцией. Наиболее простым и универсальным способом ускорения таких лимитирующих стадий является повышение температуры, при которой проводится процесс.

**Выводы.** В экспериментах с разными видами и концентрациями восстановителя в рудоугольных брикетах

установлено, что процесс твердожидкофазного карботермического восстановления окисленной бедной никелевой руды Буруктальского месторождения возможен. При этом наилучшим типом восстановителя является полукокс с концентрацией восстановителя в брикете 5 % с фракцией компонентов шихты не более 1 мм и температурой процесса 1500 °С и более; лимитирующая стадия процесса восстановления – химическая реакция или смешанный режим. Выполнение этих условий обеспечивает время восстановления менее 12 мин при степени извлечения никеля в металл около 98 % с одновременной концентрацией никеля в металле более 12 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ванюков А.В., Быстров В.П., Васкевич А.Д. и др. Плавка в жидкой ванне: Учебник для вузов. – М.: Metallurgy, 1988. – 207 с.
2. Захаров Б.Н., Воробьев В.А. Шахтная плавка окисленных никелевых руд и конвертирование никелевых штейнов. – М.: Metallurgy, 1974. – 167 с.
3. Тавасшерна С., Доброхотова Е.В. Исследование критического метода переработки окисленных никелевых руд: Тр. Ин-та Гипроникель. Вып. 3. – СПб.: изд. ин-та Гипроникель, 1985. С. 38 – 61.
4. Проблемы получения ферроникеля из окисленных никелевых руд. Круглый стол // Цветные металлы. 1992. № 6. С. 7, 8.
5. Попов В.М. Комбинированный способ переработки окисленных никелевых руд // Цветные металлы, 2003. № 12. С. 30 – 32.
6. Резник И.Д., Ермаков Г.П., Шнейерсон Я.М. Никель: В 3-х т. Т. 2. Окисленные никелевые руды. Характеристики руд. Пирометаллургия и гидрометаллургия окисленных никелевых руд. – М.: ООО «Наука и технологии», 2001. – 468 с.
7. Грань Н.И., Онищин В.Р., Майзель Э.И. Электроплавка окисленных никелевых руд. – М.: Metallurgy, 1971. – 248 с.
8. Селиванов Е.Н., Лазарева С.В. Состояние и перспективы пирометаллургической переработки никелевых руд Серовского месторождения // Цветная металлургия. 2009. № 4. С. 13 – 19.
9. Андреев А.А., Дьяченко А.Н., Крайденко Р.И. Способ переработки окисленных никелевых руд. Пат. РФ 2381285. // Бюллетень изобретений. 2010. № 4.
10. Диомидовский Д.А., Онищин Б.П., Линев В.Д. Металлургия ферроникеля. – М.: Metallurgy, 1983. – 184 с.
11. Серова Н.В., Лысых М.П., Олюнина Т.В., Китай А.Г., Дьяченко В.Т. Автоклавное выщелачивание Буруктальской окисленной никелевой руды с использованием элементарной серы // Цветные металлы. 2012. № 8. С. 57 – 61.
12. Курунов И.Ф., Савчук Н.А. Состояние и перспективы внедомственной металлургии железа. – М.: Черметинформация, 2002. – 198 с.
13. Ishii K. Developments of ferro-nickel smelting from laterite in Japan // Int. Journal of Mineral Processing. 1987. No. 19. P. 15 – 24.
14. Grygorian V.A., Pavlov A.V., Semin A.E., Kossyrev K.L. New way of melt of pig-iron and ferroalloys in the oxygen reactor // Proceedings of the 9th Int. Ferroalloys Congress (INFACON IX). – Quebec City, Canada, June 3-6, 2001. P. 189 – 191.
15. Voermann N., Gerritsen T., Candy I., Stober F., Matyas A. Developments in furnace technology for ferronickel production // Proceedings of the 10th Int. Ferroalloys Congress. – Cape Town, 2004. P. 455 – 465.
16. Tanaka Hidetosi, Harada Takao, Sugitacu Hiroshi, Mija-hara Icuo, Kobajasi Isao. Method for the production of ferronickel and a method for the preparation of a raw material for the production of ferronickel // Pat. № 2313595. KABUSIKI KAJISJa KOBE SEJKO SE (JP).

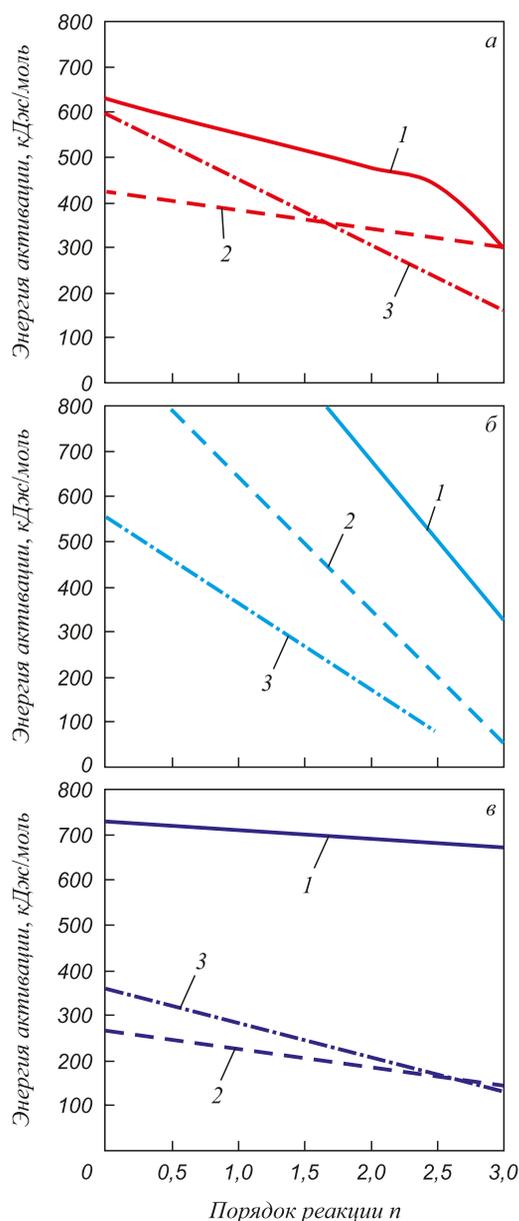


Рис. 7. Энергия активации процесса восстановления с использованием полукокса (а), древесного (б) и шубаркульского угля (в), %:  
1 – 3; 2 – 5; 3 – 10

Fig. 7. Activation energy of reduction with semi-coke (a), char (б) and Shubarkul coal (в), %:  
1 – 3; 2 – 5; 3 – 10

17. Григорян В.А., Павлов А.В., Сёмин А.Е., и др. Новый энерго-сберегающий способ выплавки чугуна и ферросплавов // Сб. докладов на 5-ом Конгрессе ассоциации сталеплавильщиков г. Рыбница, Молдавия, ноябрь 1998.
18. Lu X., Guo E., Yuan Q., Pan C., Liu M. New method to produce FeNi nuggets from low grade ore by semi-molten reduction // Proceedings of the 13th Int. Ferroalloys Congress. Almaty, 2013. P. 223 – 228.
19. Yildirim H., Morcali H., Turan A., Yucel O. Nickel pig iron production from lateritic nickel ores // Proceedings of the 13th Int. Ferroalloys Congress. – Almaty. 2013. P. 237 – 244.
20. Падерин С.Н., Серов Г.В. Термодинамика и кинетика металлургических процессов. Учебное пособие № 14. Ч. 2. – МИСиС. Изд.: ОАО «ВыксаПолиграфИздат», 2008. – 112 с.

Поступила 18 октября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 2, pp. 120–127.

## SOLID-LIQUID-PHASE CARBOTHERMAL REDUCTION OF NICKEL FROM ORE-COAL BRIQUETTES

*E.A. But, A.V. Pavlov*

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),  
Moscow, Russia

**Abstract.** Currently, there is a difficult situation in the production of ferro-nickel – the reserves of rich nickel ores end, and well-developed and established classical production schemes do not provide economically efficient processing of poor oxidized nickel ores. It seems promising to use for this raw material new highly efficient and economical processes for the production of primary metal using ore-coal briquettes, for example, the ITmk3 process or the smelting process in an oxygen reactor. To study the applicability of the solid-liquid-phase carbothermic reduction process for ore-coal briquettes for poor oxidized nickel ore, the conditions were used most simulating industrial conditions – the discharge of a briquette of industrial size (diameter 24 mm, height 30 – 35 mm, weight 20 – 30 g) in conditions of the furnace hot zone with a temperature of 1500 °C. The briquette surface temperature was measured with the «Pyrovision M9000» thermal imager, and the gas phase analysis was performed using a «Gasochrom-3101» chromatograph. It has been experimentally established that the temperature of the briquette varies according to the same logarithmic law. Under the assumed assumption – formation as a result of reduction in the gas phase of carbon monoxide alone and taking into account a logarithmic increase in the heating rate of the sample, the experimental procedure allows to determine the rate and degree of reduction as a function of time, the total reduction time, compositions of the produced metal and slag, order of the reaction, the activation energy and limiting stage of the process. Experiments with various types of reductant and different briquette compositions at a temperature of 1500 °C have been carried out. It is shown that the process proceeds in a mixed mode with simultaneous control by internal mass transfer and chemical reaction. The optimal conditions for the solid-liquid-phase carbothermic reduction of oxidized nickel ore are determined: the type of reducing agent is semi-coke, the concentration of the reducing agent in the briquette is 5 %; fractions of components are less than 1 mm; process temperature is 1500 °C; the recovery time is 12 minutes. By varying the content of reducing agent in the briquette, it is possible to obtain ferronickel with a nickel concentration of 5 % to 22 %.

**Keywords:** oxidized nickel ore, solid-liquid-phase carbothermic reduction, ore-coal briquette, conversion degree, activation energy, reaction order.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-120-127

### REFERENCES

1. Vanyukov A.V., Bystrov V.P., Vaskevich A.D. etc. *Plavka v zhidkoi vanne: Uchebnik dlya vuzov* [Melting in a liquid bath. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 207 p. (In Russ.).
2. Zakharov B.N., Vorob'ev V.A. *Shakhtnaya plavka okislennykh nikelevykh rud i konvertirovanie nikelevykh shteynov* [Shaft melting of oxidized nickel ores and conversion of nickel matte]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 167 p. (In Russ.).
3. Tavasshera S., Dobrokhotova E.V. Investigation of the critical method of oxidized nickel ores processing. In: *Tr. In-ta Gipronikel'*. 1985, Issue 3, pp. 38–61. (In Russ.).
4. Problems of obtaining ferronickel from oxidized nickel ores. Discussion. *Tsvetnye metally*. 1992, no. 6, pp. 7–8. (In Russ.).
5. Popov V.M. Combined method for processing of oxidized nickel ores. *Tsvetnye metally*. 2003, no. 12, pp. 30–32. (In Russ.).
6. Reznik I.D., Ermakov G.P., Shneerson Ya.M. *Nikel': V 3 t. T. 2. Okislennye nikelevye rudy. Kharakteristiki rud. Pirometallurgiya i gidrometallurgiya okislennykh nikelevykh rud* [Nickel. In 3 vols. Vol. 2: Oxidized nickel ores. Characteristics of ores. Pyrometallurgy and hydrometallurgy of oxidized nickel ores]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2001, p. 468. (In Russ.).
7. Gran' N.I., Onishchin B.P., Maizel' E.I. *Elektroplavka okislennykh nikelevykh rud* [Electrosmelting of oxidized nickel ores]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 248 p. (In Russ.).
8. Selivanov E.N., Lazareva S.V. Status and prospects of pyrometallurgical processing of nickel ores of the Serovskoe deposit. *Tsvetnaya metallurgiya*. 2009, no. 4, pp. 13–19. (In Russ.).
9. Andreev A.A., D'yachenko A.N., Kraidenko R.I. *Sposob pererabotki okislennykh nikelevykh rud* [Method for oxidized nickel ores processing]. Patent RF no. 2381285. *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 4. (In Russ.).
10. Diomidovskii D.A., Onishchin B.P., Linev V.D. *Metallurgiya ferronikelya* [Metallurgy of ferronickel]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 184 p. (In Russ.).
11. Serova N.V., Lysykh M.P., Olyunina T.V., Kitai A.G., D'yachenko V.T. Autoclave leaching of Buruktalsk oxidized nickel ore using elemental sulfur. *Tsvetnye metally*. 2012, no. 8, pp. 57–61. (In Russ.).
12. Kurunov I.F., Savchuk N.A. *Sostoyanie i perspektivy vnedomennoi metallurgii zheleza* [State and prospects of external metallurgy of iron]. Moscow: Chernetinformatsiya, 2002, 198 p. (In Russ.).
13. Ishii K. Developments of ferro-nickel smelting from laterite in Japan. *Int. Journal of Mineral Processing*. 1987, no. 19, pp. 15–24.
14. Grigoryan V.A., Pavlov A.V., Vegman E.F., Semin A.E., Shcherbakov V.A. *Sposob polucheniya chuguna i ferrosplavov* [Method of production of pig iron and ferroalloys]. Patent RF no. 2109817. Published 16.10.97. (In Russ.).
15. Voermann N., Gerritsen T., Candy I., Stober F., Matyas A. Developments in furnace technology for ferronickel production. In: *Proceedings of the 10th Int. Ferroalloys Congress. – Cape Town*. 2004, pp. 455–465.
16. Tanaka Hidetosi, Harada Takao, Sugitacu Hiroshi, Mija-hara Icuo, Kobajasi Isao. *Method for the production of ferronickel and a method for the preparation of a raw material for the production of ferronickel*. Patent no. 2313595. KABUSIKI KAJSJa KOBE SE-JKO SE (JP).
17. Grigoryan V.A., Pavlov A.V., A.E. Semin A.E., Shcherbakov V.A., Vegman E.F., Kozhevnikov N.G., Amerkhanov S.Z. New energy-saving method for smelting pig iron and ferroalloys. In: *Sb. dokla-*

*dov na 5 Kongresse assotsiatsii staleplavil'shchikov g. Rybnitsa, Moldaviya, noyabr' 1998* [Collection of reports of the 5th Congress of the Association of Steelmakers, Rybnitsa, Moldova, November 1998]. (In Russ.).

18. Lu X., Guo E., Yuan Q., Pan C., Liu M. New method to produce FeNi nuggets from low grade ore by semi-molten reduction. In: *Proceedings of the 13th Int. Ferroalloys Congress. Almaty, 2013*, pp. 223–228.
19. Yildirim H., Morcali H., Turan A., Yucel O. Nickel pig iron production from lateritic nickel ores. In: *Proceedings of the 13th Int. Ferroalloys Congress. Almaty, 2013*, pp. 237–244.
20. Paderin S.N., Serov G.V. *Termodinamika i kinetika metallurgicheskikh protsessov: Uchebnoe posobie* [Thermodynamics and

kinetics of metallurgical processes], no. 14, Part. 2. Vyksa: MISiS, VyksaPoligrafizdat, 2008, 112 p. (In Russ.).

**Information about the authors:**

**E.A. But**, Assistant of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection  
(katerina\_booth@mail.ru)

**A.V. Pavlov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection  
(pav-gnts@misis.ru)

Received September 25, 2017

---

## ДЕФОРМАЦИЯ ЛЮДЕРСА В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ\*

*Данилов В.И.<sup>1,2</sup>, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, профессор кафедры сварочного производства (dvi@spms.tsc.ru)*

*Смирнов А.Н.<sup>3</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Технология машиностроения» (galvas.kem@gmail.com)*

*Горбатенко В.В.<sup>1</sup>, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник (gvv@spms.tsc.ru)*

*Орлова Д.В.<sup>1,4</sup>, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры общей физики (dvo@ispms.tsc.ru)*

*Данилова Л.В.<sup>1,5</sup>, младший научный сотрудник, магистрант (lidaakvo@rambler.ru)*

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

<sup>2</sup> Юргинский технологический институт – филиал Томского политехнического университета  
(652057, Россия, Кемеровская обл., Юрга, ул. Ленинградская, 26)

<sup>3</sup> Кузбасский государственный технический университет им Т.Ф. Горбачева  
(650000, Россия, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

<sup>4</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>5</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

**Аннотация.** Рассматривается процесс упругопластического перехода в сварных образцах из малоуглеродистой стали. Используются два способа ручной дуговой сварки плавящимся электродом: традиционный стационарной дугой и импульсная сварка с контролируемым тепловложением. Показано, что по получаемым структурным характеристикам и механическим свойствам оба способа идентичны. В обоих случаях наблюдается растянутый упругопластический переход путем зарождения и распространения полос Чернова–Людерса. Однако в зависимости от способа сварки он реализуется по разным сценариям. При использовании традиционной сварки стационарной дугой в нагружаемом образце зародыш полосы Чернова–Людерса формируется в наплавленном металле сначала в виде диффузных областей локализации деформации, которые заполняют шов и переводят его в пластически деформированное состояние. Подвижные фронты полосы окончательно оформляются в зонах термического влияния и переходят в основной металл. Скорости фронтов и их морфология идентичны характеристикам фронтов в однородных объектах из аналогичной стали. В случае применения импульсной дуговой сварки зарождение полос Чернова–Людерса происходит на удалении от сварного шва у захватов нагружающего устройства. До зон термического влияния морфология и скорости фронтов соответствуют данным для основного металла. На границе сплавления фронт останавливается и формирует зародыш новой полосы, который прорастает в металл шва. Эта новая полоса сначала переводит в деформированное состояние наплавленный металл, а затем создает подвижный фронт в противоположной зоне термического влияния. Скорости фронтов в наплавленном и основном металлах отличаются на порядок. Сварной шов детерминирует процесс зарождения полос Чернова–Людерса. Предложено объяснение разных сценариев упругопластического перехода в зависимости от способа сварки. При использовании традиционного способа сварки стационарной дугой в зонах термического влияния локальные далекодействующие напряжения значительно выше, чем в основном металле, поэтому здесь как релаксационный процесс происходит зарождение полосы. В случае использования импульсной дуговой сварки эти напряжения выше в основном металле, где и происходит зарождение полос Чернова–Людерса. Полученные результаты могут быть использованы для обоснования параметров испытания теплоэнергетического оборудования.

**Ключевые слова:** малоуглеродистые низколегированные стали, импульсная сварка, сварные швы, упругопластический переход, полосы Чернова–Людерса, теплоэнергетическое оборудование, испытание повышенным давлением.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-128-134

В настоящее время одной из важнейших проблем теплоэнергетического комплекса (ТЭК) России является обеспечение эксплуатационной надежности длительно работающего котельного оборудования и трубопроводов. Широко практикуется продление сверх расчетно-

\* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751 а.

При выполнении экспериментальных исследований использовали научное оборудование Центра коллективного пользования «Нанотех» при ИФПМ СО РАН.

го срока их эксплуатации. Решения о продлении срока эксплуатации этих узлов и агрегатов принимаются путем проведения технического диагностирования и экспертизы промышленной безопасности. Главной задачей технического диагностирования считается проведение неразрушающих испытаний сварных соединений как наиболее повреждаемых элементов.

Для изготовления большого числа металлоконструкций потенциально опасного оборудования ТЭК применяют малоуглеродистые качественные или экономно ле-

гированные конструкционные стали. В монтажных или ремонтных условиях используется преимущественно ручная дуговая сварка. С целью снижения влияния человеческого фактора на качество сварки и увеличения производительности труда в современных условиях на лидирующие позиции выходит ручная дуговая сварка плавящимся электродом с контролируемым тепловложением [1, 2].

Первоначальную оценку качества ремонтных или монтажных работ на предприятиях ТЭК выполняют путем проведения испытания оборудования повышенным давлением. Хотя требования к таким испытаниям определены нормативными документами Ростехнадзора [3, 4], систематизированное научное обоснование регламента практически отсутствует. Недостаточно информации о физических процессах, протекающих в основном металле и в сварных соединениях при выполнении испытаний внутренним давлением. Не оценено влияние амплитуды давления на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях и, как следствие, на дальнейшую безаварийную эксплуатацию испытанного оборудования. Из естественных требований параметры испытаний не должны выходить за рамки упругопластического перехода в сварных элементах оборудования. В то же время известно, что упругопластический переход в рассматриваемых сталях реализуется путем распространения полос Чернова–Людерса (ПЧЛ) [5–8]. Развитое пластическое течение начинается, когда все рабочее пространство объекта оказывается заметными фронтами ПЧЛ. К этому моменту накапливается необратимая деформация, которая не должна быть превышена при неразрушающих испытаниях. Поэтому детальное исследование процессов движения фронтов ПЧЛ и структурно-фазовых изменений, сопровождающих это явление, обеспечивают важную информацию для разработки нормативных документов по технической диагностике металла теплоэнергетического оборудования. Они позволят определить рамки допустимых при испытаниях напряжений и деформаций.

Для достижения цели настоящей работы исследования проводили на широко используемой на предприятиях ТЭК низколегированной конструкционной стали марки 09Г2С [9]. Стыковые без разделки сварные соединения из этой стали были выполнены электродами ЦУ-5. Использовали ручную дуговую сварку стационарной дугой и сварку модулированным током при режимах, автоматически настраиваемых в зависимости от условий [10]. Образцы для механических испытаний типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части  $2 \times 6 \times 40$  мм изготавливали из сваренных пластин размерами  $250 \times 250 \times 5$  мм. Необходимую толщину достигали путем фрезерования и механической шлифовки с двух сторон. Шов располагался перпендикулярно оси растяжения в середине рабочей части. Каждым способом сварки было изготовлено по шесть образцов. Одну

сторону образца подвергали глубокому травлению в 12 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Эта операция необходима, так как использованная в работе методика визуализации фронтов ПЧЛ требует, чтобы рабочая поверхность образца была диффузно отражающей. На противоположной стороне образца для анализа микроструктуры выполняли металлографический шлиф по общепринятой методике [11], включающей механическую шлифовку, полировку и избирательное травление в 4 %-ном спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$ . Микроструктурные исследования до и после нагружения проводили на оптическом микроскопе Neophot-21 с цифровой технической видеокамерой UCMOS03100KPA.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на машине Walter+Bai AG LFM-125 (Швейцария) при скорости перемещения подвижного захвата 0,2 мм/мин, что обеспечивало скорость деформирования  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ . Диаграмму деформации записывали в цифровом виде. В процессе растяжения методом цифровой статистической спекл-фотографии проводили «in situ» регистрацию очагов локализации деформации [12]. В рассматриваемом случае такие очаги представляют собой подвижные границы (фронты) ПЧЛ, которые выглядят как контрастные темные полосы, наложенные на спекл-изображения деформируемых образцов.

Металлографический анализ показал, что структура наплавленного металла швов и зон термического влияния после сварки представляет собой макроскопические области структурно-фазовых неоднородностей, зеренное строение которых от способа сварки на уровне оптической микроскопии не зависит и соответствует традиционно выделяемым в металловедении сварки зонам [13]. Наплавленный металл представлен столбчатыми дендритами, характерными для литого состояния (рис. 1, а). Пластины видманштеттова феррита достигают в длину 1 мм, а в ширину – 20 мкм. Межпластиночное пространство занято более мелкими дендритами. Другие фазы и структурные составляющие кроме феррита не обнаруживаются, что соответствует составу стержня электрода. Ширина зоны наплавленного металла составляет примерно 5 мм. Структурные изменения от наплавленного металла к зоне термического влияния и затем к основному металлу происходят плавно без резких градиентов. Вся зона термического влияния представлена полиэдрическими зернами феррита. Перлитные включения практически отсутствуют, что, по-видимому, произошло из-за диффузии углерода в обезуглероженный металл шва. Вблизи линии сплавления произошла полная перекристаллизация и, как следствие, рост ферритного зерна до среднего размера  $18 \pm 8$  мкм (рис. 1, б). В этой области зерна неравноосные. Область рекристаллизации явно не выделяется. Общая ширина зоны термического влияния невелика и не превышает 1,5 мм. Структура основного металла феррито-перлитная (рис. 1, в). Объемная доля перлита

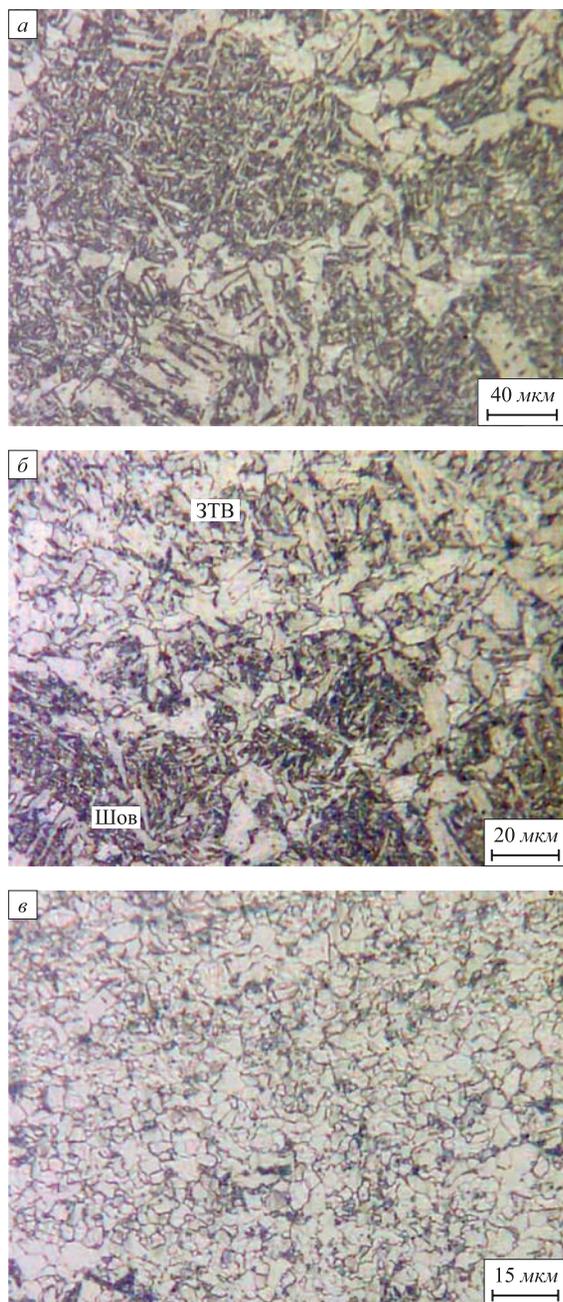


Рис. 1. Микроструктура характерных областей образцов со сварными швами:

*a* – наплавленный металл шва; *б* – зона термического влияния вблизи линии сплавления; *в* – основной металл

Fig. 1. Microstructure of the typical areas of samples with welded seams:

*a* – weld metal; *б* – heat-affected zone near the fusion line; *в* – base metal

на уровне 10 – 12 %, что соответствует химическому составу стали 09Г2С. Зерна феррита полиэдрические с хорошо оформленными, чистыми границами, их средний размер составляет  $7 \pm 5$  мкм.

Типичные деформационные кривые для каждого способа сварки представлены на рис. 2. Анализ по методике, представленной в работах [14, 15], показал, что кривые являются многостадийными и содержат поми-

мо очевидной площадки текучести стадии линейного упрочнения, параболического упрочнения Тейлора и предразрушения. Площадка текучести не является гладкой, обнаруживаются флуктуации деформирующего напряжения и незначительное упрочнение. Зуб текучести ярко не выражен. Перед зубом выделяется короткий участок микропластичности. Он начинается на пределе пропорциональности, которому соответствует относительная деформация  $\varepsilon_{\text{пл}} = 0,006$ . Перед началом стадий упрочнения всегда наблюдается спад напряжения, который назван «обратным зубом». Согласно автоволновым представлениям [16] каждой стадии кривой упрочнения соответствует свой тип автоволны локализованной деформации. Анализ стадийности и определение типа автоволны полезны при разработке режимов обработки материалов давлением [17]. Для диагностики состояния сварных соединений потенциально опасного оборудования на различных стадиях жизненного цикла важно знать поведение металла во время упруго-пластического перехода, то есть до стадий упрочнения.

Этот переход в однородных образцах исследуемой стали состоит из стадии микропластичности, стадии зуба и площадки текучести, поэтому занимает значительный промежуток времени [12, 18]. На стадии микропластичности, а также на восходящей и падающей ветвях зуба текучести происходит прорастание через поперечное сечение объекта зародыша полосы Чернова–Людерса. Затем сформировавшаяся полоса расширяется и переводит материал образца из упруго-напряженного в пластически деформированное состояние. В результате этих процессов накапливается до 3,5 % деформации. Ранее установлено, что в однородных образцах процесс зарождения стохастический и в плоских образцах обычно зарождаются две ПЧЛ вблизи захватов нагружающего устройства [12].

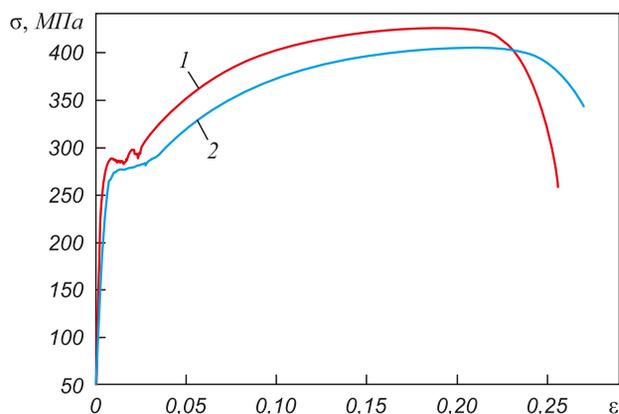


Рис. 2. Типичные деформационные кривые образцов со сварными швами:

1 – сварка выполнена модулированным током с контролируемым тепловложением; 2 – сварка выполнена стационарной дугой

Fig. 2. Typical stress-strain curves of samples with welded seams:  
1 – welding is performed by pulsed arc with a controlled heat input;  
2 – welding is performed with a stationary arc

Наличие сварного шва детерминировало процесс зарождения ПЧЛ. Наблюдали два сценария упруго-пластического перехода в таких образцах. Первый реализовывался в соединениях, сваренных стационарной дугой (рис. 2, кривая 2). Площадка текучести у таких образцов гладкая. Установлено, что в этом случае зарождается одна полоса в зоне наплавленного металла (рис. 3). Вначале в металле шва образуется большое количество мезоскопических диффузных деформационных очагов. Морфология зарождения очень сложная и не поддается количественному описанию из-за ограниченности быстродействия метода цифровой статистической спекл-фотографии. В течение 3 – 8 с эти очаги образуют в наплавленном металле зародыш ПЧЛ, который расширяется вплоть до границ сплавления без четко выраженных фронтов. Фронты окончательно формируются в зонах термического влияния к пятидесяти пятой секунде (рис. 3). В дальнейшем их движение

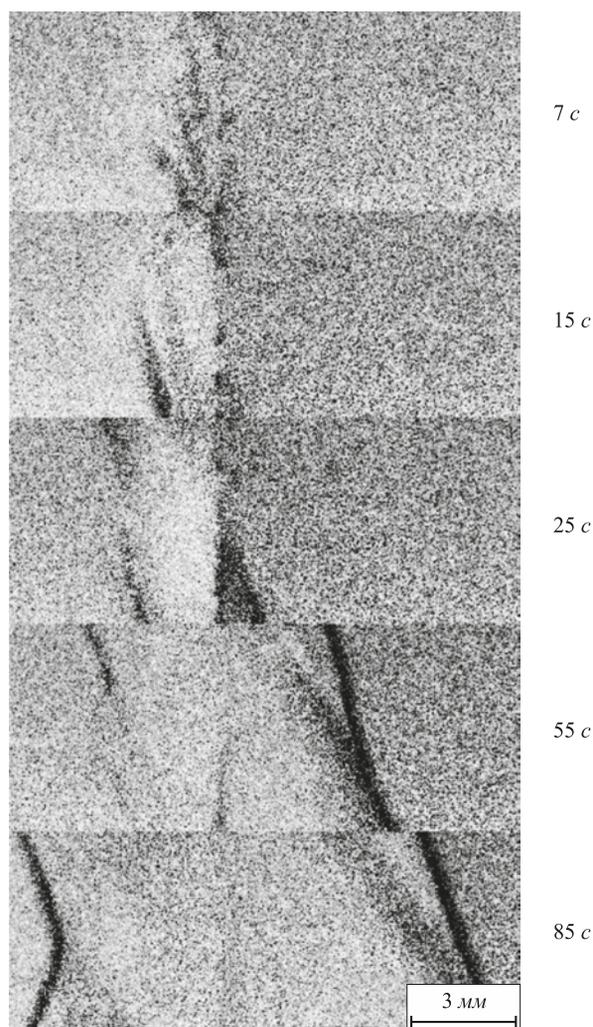


Рис. 3. Зарождение и расширение ПЧЛ в сварном соединении, выполненном стационарной дугой (отсчет времени от момента зарождения полосы)

Fig. 3. The nucleation and propagation of LB in a welded joint, which was made by a stationary arc (time count from the origin of the band)

происходит обычным образом, как в однородных образцах [12]. Скорости движения фронтов не отличаются от скоростей в образцах без сварных швов и составляют 100 – 150 мкм/с.

Процесс окончательного формирования фронтов ПЧЛ в зонах термического влияния представляется естественным. Так, авторы работ [10, 19] исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии напряженно деформированное и структурное состояние сварного соединения в исходном состоянии и после деформирования до 2 %, то есть после прохождения ПЧЛ. Установлено, что при сварке стационарной дугой внутренние напряжения максимальны в зоне термического влияния и достигают 450 МПа, а после прохождения ПЧЛ уменьшаются почти вдвое до 280 МПа. Таким образом, зарождение ПЧЛ в зонах термического влияния в рассматриваемом случае является релаксационным процессом, который обычно реализуется путем образования и перераспределения деформационных дефектов дислокационного типа на микроскопическом уровне [20].

В образцах, сваренных модулированным током (рис. 2, кривая 1), на площадке текучести часто наблюдаются флуктуации деформирующего напряжения. В этом случае зарождение ПЧЛ происходит в зоне, удаленной от сварного шва. Этот факт, по-видимому, обусловлен тем, что, как утверждают авторы работ [10, 19], при сварке с регулируемым тепловложением уровень внутренних напряжений в зонах термического влияния в исходном состоянии ниже, чем в основном металле. Рис. 4 иллюстрирует процесс зарождения и распространения ПЧЛ. Видно, что полоса зародилась у захвата испытательной машины. Один из ее фронтов быстро уходит с рабочей части образца и останавливается, а второй продолжает двигаться со скоростью, которая в этот момент скачком увеличивается в два раза, что хорошо видно на хронограмме (рис. 5, участки 1 и 2). Существенных отличий в кинетике и морфологии движущегося фронта от образцов без шва не обнаруживается до тех пор, пока фронт не достигает зоны термического влияния сварного соединения. На границе сплавления фронт останавливается и становится источником новой полосы, которая «прорастает» в обезуглероженный наплавленный металл (рис. 4) ( $\Delta t = 269 \div 270$  с). На площадке текучести при этом наблюдается резкий спад деформирующего напряжения. Весь процесс «прорастания» занимает всего примерно 3 с, то есть происходит со скоростью больше 2 мм/с. Это в два раза быстрее, чем при зарождении полосы в образце без сварного шва. Вновь образовавшаяся полоса сначала распространяется только в наплавленном металле шва, то есть имеет один движущийся фронт (рис. 4) ( $\Delta t = 272 \div 276$  с). Противоположный фронт хорошо оформлен, но неподвижен до тех пор, пока не будет пройден весь наплавленный металл. Скорость подвижного фронта здесь составляет примерно 0,5 мм/с, что значительно выше скорости распростра-

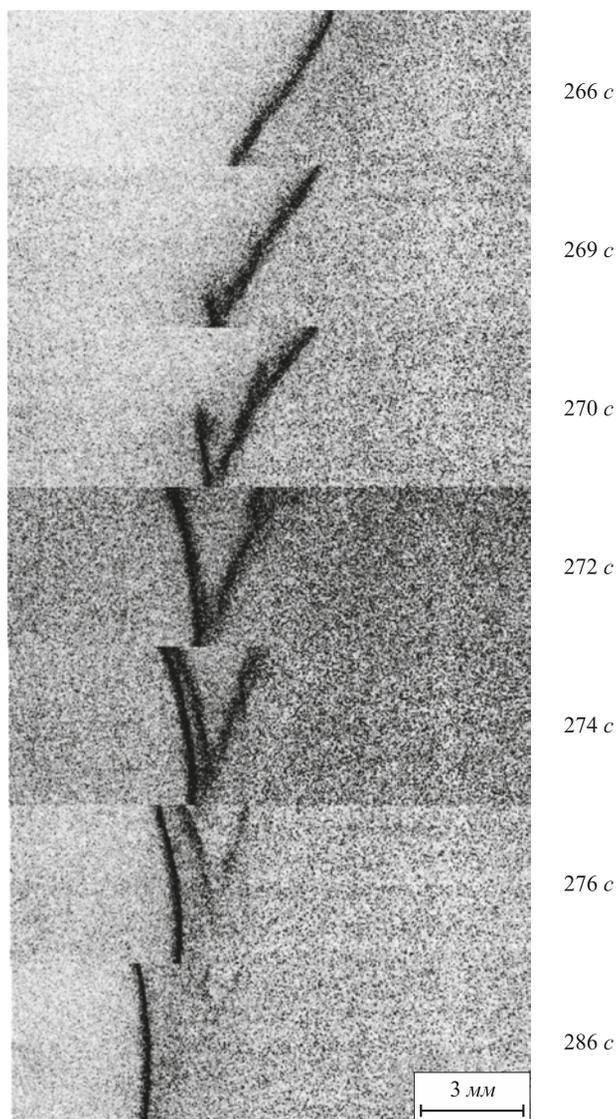


Рис. 4. Прохождение ПЧЛ через сварной шов (отсчет времени от момента зарождения полосы; сварка модулированным током)

Fig. 4. Propagation of LB through the weld (time count from the origin of the band; pulsed arc welding)

нения фронтов ПЧЛ в однородном материале. При этом участок 3 хронограммы (рис. 5) отражает усредненную скорость обоих процессов: и зарождения, и движения фронта ПЧЛ в наплавленном металле. На рис. 4 видно, что, пройдя наплавленный металл, подвижный (правый) фронт исчезает, а неподвижный (левый) начинает двигаться с постоянной скоростью примерно 100 мкм/с, характерной для однородного образца. Это выражается в уменьшении наклона соответствующего участка хронограммы (рис. 5, участок 4). К рассматриваемому моменту времени напряжение в образце возрастает до среднего уровня на площадке текучести (рис. 2, кривая 1). Настоящий факт согласуется с данными работ [10, 19], где отмечено, что в сварных соединениях, выполненных модулированным током дуги, после прохождения ПЧЛ уровень внутренних напряжений в зоне термического влияния возрастает с 340 до 380 МПа, достигая напряжения течения в основном металле. Следовательно, сварной шов как область с сильной структурно-фазовой неоднородностью приводит к тому, что зарождение ПЧЛ опять происходит на ее границе, то есть в зоне термического влияния. При этом и кинетика, и морфология фронтов ПЧЛ внутри наплавленного металла шва и в основном металле существенно разные, например, скорость движения фронтов может отличаться почти на порядок. Кроме того фронт ПЧЛ, останавливаясь на границах зон с различным структурно-фазовым состоянием, сам становится источником зарождения новой ПЧЛ или даже нескольких полос.

**Выводы.** В сварных соединениях, выполненных стационарной дугой, упругопластический переход реализуется путем зарождения полосы Чернова–Людерса в металле шва с последующим формированием подвижных фронтов в зонах термического влияния. Это обусловлено тем, что локальные внутренние напряжения в зонах термического влияния находятся на уровне предела прочности материала, поэтому зарождение полос Чернова–Людерса в них является релаксационным

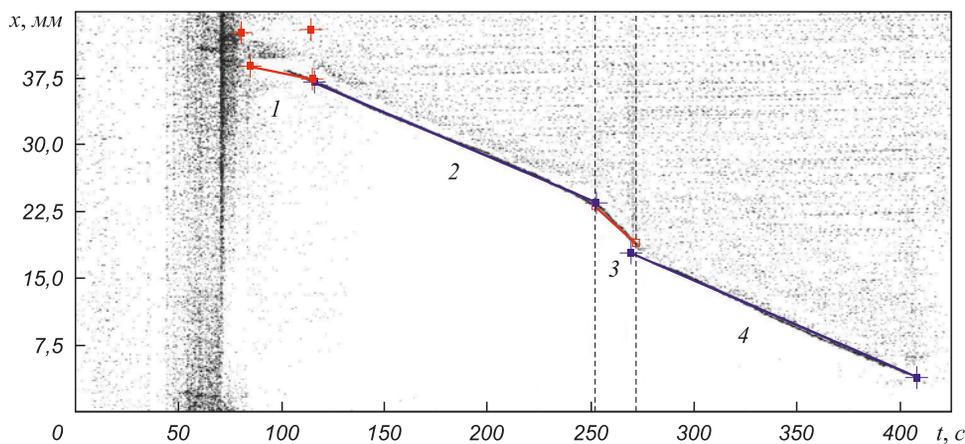


Рис. 5. Хронограмма движения фронтов ПЧЛ в образце со сварным швом (сварка модулированным током)

Fig. 5. Chronogram of the motion of the LB fronts in a sample with a welded seam (pulsed arc welding)

процессом. В сварных соединениях, выполненных сваркой модулированным током, подвижные фронты полос Чернова–Людера останавливаются в зонах термического влияния и становятся источниками новых полос, которые сначала захватывают металл шва, а затем переходят в основной металл. Причина такого поведения в том, что здесь локальные внутренние напряжения ниже уровня предела текучести материала и зарождение полос Чернова–Людера происходит в основном металле. Дальнейшее движение фронтов становится возможным лишь тогда, когда уровень напряжений в зоне термического влияния достигает среднего значения на площадке текучести. При использовании обоих видов сварки упругопластический переход происходит в интервале деформаций 0,6 – 3,0 %. Критические процессы зарождения подвижных фронтов полос Чернова–Людера локализируются в зонах термического влияния сварных швов. На основании полученных данных можно дать рекомендации выполнять испытания теплоэнергетического оборудования при повышенном давлении при напряжениях, создающих деформацию не более 3 %, так как именно при таких давлениях реализуется упругопластический переход в потенциально опасных участках сварных соединений (граница сплавления и зона термического влияния), в результате которого может инициироваться рост скрытых трещеноподобных дефектов, но не будет происходить их зарождения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гладков Э.А., Кузнецов П.С., Бродягин В.Н., Копотева Е.Н., Шолохов М.А., Алешин Н.П. Импульсные технологии управления каплепереносом при MIG/MAG сварке // Сварка и диагностика. 2014. № 3. С. 43 – 47.
2. Князьков В.Л., Князьков А.Ф. Повышение эффективности ручной дуговой сварки трубопроводов. – Кемерово: изд. КузГТУ, 2008. – 104 с.
3. Rezinskikh V.F., Zlepko V.F. Shtromberg Yu.Yu. The main requirements for the control of metal heat power equipment // Thermal Engineering. 1999. Vol. 46. No. 5. P. 8 – 20.
4. Клюев В.В. Деграция диагностики безопасности. – М.: Издательский дом «Спектр», 2012. – 128 с.
5. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. – Oxford: Oxford University Press, 1953. – 260 p.
6. Mazière M., Luisb C., Maraisa A., Foresta S., Gaspérini M. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear // International Journal of Solids and Structures. 2017. Vol. 106-107. P. 305 – 314.
7. Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features // Technical Physics. 2009. Vol. 54. No. 8. P. 1141 – 1146.
8. Beardsmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Lüders phenomena in reactor pressure vessel steels // Materials Science and Engineering. 2013. A588. P. 151 – 166.
9. Стали и сплавы. Марочник: Справочное издание / В.Г. Сорокин, М.А. Геврасьев, В.С. Палеев, И.В. Геврасьева, С.Я. Палева; науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Геврасьев. – М.: «Интернет Инжиниринг», 2001. – 608 с.
10. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Ожиганов Е.А., Абабков Н.В., Князьков В.Л. Влияние степени деформации сварных соединений углеродистых сталей на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений // Сварка и диагностика. 2016. № 3. С. 25 – 28.
11. Гадалов В.Н., Захаров И.С., Крюков В.А., Батурин Л.В. Металлография с атласами микроструктур металлов, сплавов, покрытий и сварных соединений. – Курск: изд. Курского государственного технического университета, 2004. – 479 с.
12. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic Flow Instability: Chernov–Lüders Bands and the Portevin–Le Chatelier Effect // Technical Physics. 2017. Vol. 62. No. 3. P. 395 – 400.
13. Лившиц Л.С., Хахимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
14. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
15. Freudenthal A.M., Geiringer H. The Mathematical Theory of Inelastic Continuum. – In book: Elasticity and Plasticity. Encyclopedia of Physics. Vol. 3. – Berlin: Springer, 1958. P. 229 – 443.
16. Zuev L.B. Autowave mechanics of plastic flow of solids // Phys. of Wave Phenom. 2012. Vol. 20. P. 166 – 173.
17. Ploskov N.A., Danilov V.I., Zuev L.B., Zavodchikov A.S., Bolotina I.O., Orlova D.V. Evolution of strain localization autowaves in a zirconium alloy and evaluation of plasticity margin in a rolling area // Journal of applied mechanics and technical physics. 2012. Vol. 53. No. 4. P. 611 – 615.
18. Murav'ev T.V., Zuev L.B. Acoustic emission during the development of a Lüders band in a low-carbon steel // Technical Physics. 2008. Vol. 53. No. 8. P. 1094 – 1098.
19. Popova N., Nikonenko E., Koneva N., Kozlov E., Smirnov A., Ozhiganov E., Structure and phase composition on deformed heat-affected zone on the weld ST3. – In book: AIP Conference Proceedings, 13 Ser. “Prospects of Fundamental Sciences Development, PFSD-2016: Proceedings of XIII International Conference of Students and Young Scientists”. 2016. P. 030006.
20. Popova N.A., Nikonenko E.N., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Raikov S.N., Kapralov E.V., Vashuk E.S. Structure and properties of wear-resistant weld deposit formed on martensitic steel using the electric-arc method // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 1013. P. 194 – 199.

Поступила 29 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, pp. 128–134.

#### LUDERS DEFORMATION IN WELD SEAMS

*V.I. Danilov*<sup>1,2</sup>, *A.N. Smirnov*<sup>3</sup>, *V.V. Gorbatenko*<sup>1</sup>, *D.V. Orlova*<sup>1,4</sup>, *L.V. Danilova*<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

<sup>2</sup> Yurga Technological Institute of National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Russia

<sup>3</sup> Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, Kemerovo, Russia

<sup>4</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

<sup>5</sup> National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

*Abstract.* The article considers the process of elastic-plastic transition in welded samples from low-carbon steel. Two methods of manual arc

welding with a consumable electrode are used: traditional fixed arc and pulse welding with controlled heat input. It is shown that both methods are identical with respect to the obtained structural characteristics and mechanical properties. In both cases, a stretched elastic-plastic transition is observed by the nucleation and propagation of the Luders bands. However, depending on the welding method, it is realized in different scenarios. When using traditional welding with a stationary arc in a loaded sample, the Luders band nucleus is formed in the weld metal first in the form of diffuse deformation localization regions that fill the seam and transfer it to a plastically deformed state. Movable fronts of the band are finally formed in the heat-affected zones and pass into the base metal. The velocities of fronts and their morphology are identical to those of fronts in similar objects of similar steel. In the case of pulsed arc welding, the nucleation of the Luders bands occurs at a distance from the weld seam at the clamps of the loading device. Up to the heat-affected zones, the morphology and the velocity of the fronts correspond to the data for the parent metal. At the fusion boundary, the front stops and forms the nucleus of a new band that sprouts into the weld metal. This new band first transforms the weld metal into a deformed state, and then creates a movable front in the opposite heat-affected zone. The velocities of the fronts in the deposited and base metals differ by an order of magnitude. The welded seam determines the process of nucleation of the Luders band. The explanation of different scenarios of elastic-plastic transition is offered depending on the welding method. When using the traditional method of welding with a stationary arc in heat affected zones, the local long-range stresses are much higher than in the base metal, so here, as a relaxation process, the band originates. In the case of pulsed arc welding, these stresses are higher in the base metal, where the Luders bands originate. The obtained data can be used to justify the parameters of the heat-and-power equipment test.

**Keywords:** mild steels, low-alloyed steels, pulse welding, welded seams, elastic-plastic transition, Luders bands, heat power equipment, pressure test..

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-128-134

## REFERENCES

- Gladkov E.A., Kuznetsov P.S., Brodyagin V.N., Kopoteva E.N., Sholokhov M.A., Aleshin N.P. Pulse control technologies for drop-let transfer during MIG / MAG welding. *Svarka i diagnostika*. 2014, no. 3, pp. 43–47. (In Russ.).
- Knyaz'kov V.L., Knyaz'kov A.F. *Povyshenie effektivnosti ruchnoi dugovoi svarki truboprovodov* [Improving the efficiency of manual arc welding of pipelines]. Kemerovo: izd. KuzGTU, 2008, 104 p. (In Russ.).
- Rezinskikh V.F., Zlepko V.F. Shtromberg Yu.Yu. The main requirements for the control of metal heat power equipment. *Thermal Engineering*. 1999, vol. 46, no. 5, pp. 8–20.
- Klyuev V.V. *Degradatsiya diagnostiki bezopasnosti* [Degradation of safety diagnostics]. Moscow: ID "Spektr", 2012, 128 p. (In Russ.).
- Cottrell A.H. *Dislocations and plastic flow in crystals*. Oxford: Oxford University Press, 1953, 260 p.
- Mazière M., Luis C., Maraisa A., Foresta S., Gaspérini M. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear. *International Journal of Solids and Structures*. 2017, vol. 106-107, pp. 305–314.
- Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features. *Technical Physics*. 2009, vol. 54, no. 8, pp. 1141–1146.
- Beardmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Luders phenomena in reactor pressure vessel steels. *Materials Science and Engineering*. 2013, A588, pp. 151–166.
- Sorokin V.G., Gevras'ev M.A., Paleev V.S., Gevras'eva I.V., Paleva S.Ya. *Stali i splavy. Marochnik. Spravochnoe izdanie* [Steels and alloys. Grade guide: Reference book]. Sorokin V.G., Gevras'ev M.A. eds. Moscow: Internet Inzhiniring, 2001, 608 p. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Kozlov E.V., Ozhiganov E.A., Ababkov N.V., Knyaz'kov V.L. Influence of deformation degree of welded joints of carbon steels on structural-phase state and fields of internal stresses. *Svarka i diagnostika*. 2016, no. 3, pp. 25–28. (In Russ.).
- Gadalov V.N., Zakharov I.S., Kryukov V.A., Baturin L.V. *Metallografiya s atlasami mikrostruktur metallov, splavov, pokrytii i svarnykh soedinenii* [Metallography with atlases of microstructures of metals, alloys, coatings and welded joints]. Kursk: izd. Kurskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2004, 479 p. (In Russ.).
- Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin–Le Chatelier effect. *Technical Physics*. 2017, vol. 62, no. 3, pp. 395–400.
- Livshits L.S., Khakimov A.N. *Metallovedenie svarki i termicheskaya obrabotka svarnykh soedinenii* [Metal science of welding and heat treatment of welded joints]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 336 p. (In Russ.).
- Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskiikh metallov* [Strain hardening and fracture of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1989, 256 p. (In Russ.).
- Freudental A.M., Geiringer H. The mathematical theory of inelastic continuum. Elasticity and plasticity. *Encyclopedia of Physics*. Vol. 3. Berlin: Springer, 1958, pp. 229–443.
- Zuev L.B. Autowave mechanics of plastic flow of solids. *Phys. of Wave Phenom.* 2012, vol. 20, pp. 166–173.
- Ploskov N.A., Danilov V.I., Zuev L.B., Zavodchikov A.S., Bolotina I.O., Orlova D.V. Evolution of strain localization autowaves in a zirconium alloy and evaluation of plasticity margin in a rolling area. *Journal of applied mechanics and technical physics*. 2012, vol. 53, no. 4, pp. 611–615.
- Murav'ev T.V., Zuev L.B. Acoustic emission during the development of a Lüders band in a low-carbon steel. *Technical Physics*. 2008, vol. 53, no. 8, pp. 1094–1098.
- Popova N., Nikonenko E., Koneva N., Kozlov E., Smirnov A., Ozhiganov E., Structure and phase composition on deformed heat-affected zone on the weld ST3. In: *AIP Conference Proceedings, 13 Ser. "Prospects of Fundamental Sciences Development, PFS-2016: Proceedings of XIII International Conference of Students and Young Scientists"*. 2016, pp. 030006.
- Popova N.A., Nikonenko E.N., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Raikov S.N., Kapralov E.V., Vashuk E.S. Structure and properties of wear-resistant weld deposit formed on martensitic steel using the electric-arc method. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 1013, pp. 194–199.

**Acknowledgements.** The work was performed within the framework of the Program of fundamental scientific research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 – 2020 and was partially supported by RFBR grant No. 17-08-00751 a.

Scientific equipment of the "Nanotech" Common Use Center at the Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the SB RAS was used for experimental studies.

## Information about the authors:

**V.I. Danilov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher, Professor of the Chair of Welding Production (dvi@ispms.tsc.ru)

**A.N. Smirnov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Engineering Technology" (galvas.kem@gmail.com)

**V.V. Gorbatenko**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher (gvv@ispms.tsc.ru)

**D.V. Orlova**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair of General Physics (dvo@ispms.tsc.ru)

**L.V. Danilova**, Junior Researcher, MA Student (lidaakvo@rambler.ru)

Received May 29, 2017

УДК 669.1.08.29:621.785

## МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ ИСКРОВОЙ ЭРОЗИИ\*

*Романов Д.А., к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин  
им. профессора В.М. Финкеля (romanov\_da@physics.sibsiu.ru)  
Протопопов Е.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии  
черных металлов (protopopov@sibsiu.ru)*

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

**Аннотация.** Предложена модель электроэрозионного разрушения композиционных электровзрывных покрытий систем W–Cu, Mo–Cu, W–C–Cu, Mo–C–Cu, Ti–B–Cu и TiB<sub>2</sub>–Cu в условиях искровой эрозии, происходящей при размыкании электрических контактов. Модель рассматривает испарение электродов под действием теплового потока, который возникает вследствие искрообразования при размыкании электрических контактов. При построении этой модели сопротивление электрических контактов во время испытаний находилось в интервале 40 – 50 мкОм. Модель строится в рамках задачи нагрева полупространства поверхностным нормальным импульсным источником тепла, равномерно распределенным по площади определенного радиуса и с определенной длительностью воздействия. Распределение энергии импульса во времени аппроксимировали прямоугольным импульсом. Решали уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат для плоского мгновенного источника тепла с учетом конечного времени импульса. По температуре поверхности определяли давление паров металла. В расчетах принимали напряжение на контактах 380 В, силу тока 3 А, время искрового разряда 150 мкс, радиус пятна контакта искрового разряда с поверхностью 152 мкм. В результате расчета определены температура поверхности электродов из чистого материала, температура поверхности электродов из композиционных покрытий, глубина слоя испарения электродов из чистых материалов, потеря массы композиционного покрытия после единичного импульса разряда, относительное изменение объемной электроэрозионной стойкости электродов из чистых материалов, относительное изменение массовой электроэрозионной стойкости электродов из чистых материалов, относительное изменение объемной электроэрозионной стойкости электровзрывных композиционных покрытий, относительное изменение массовой электроэрозионной стойкости электровзрывных композиционных покрытий. Произведен расчет частичного состава элементов, входящих в композиционное покрытие. Полученные результаты хорошо совпадают с экспериментальными, особенно в тройных системах W–C–Cu, Mo–C–Cu и Ti–B–Cu. При сравнении с литературными данными наблюдается достаточно хорошая корреляция. Для двойных систем W–Cu, Mo–Cu причины отклонения состоят в приближениях модели.

**Ключевые слова:** математическая модель, искровая эрозия, покрытия, композит, вольфрам, молибден, углерод, титан, бор, диборид титана, медь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-135-139

В последние годы доказано, что электровзрывное напыление композиционных покрытий способствует совместному улучшению физико-механических и эксплуатационных свойств: до нескольких раз увеличиваются микротвердость, электроэрозионная стойкость, износостойкость в условиях абразивного износа и сухого трения скольжения [1, 2]. Упрочнение достигается за счет формирования покрытий с образованием мелкодисперсных фаз в вязкой металлической матрице. В работах [1 – 4] изложены результаты исследования структуры и свойств электровзрывных композиционных покрытий систем W–Cu, Mo–Cu, W–C–Cu, Mo–C–Cu, Ti–B–Cu и TiB<sub>2</sub>–Cu. Такие покрытия обладают высокой электроэрозионной стойкостью.

Однако до сих пор не были предложены модели электроэрозионного разрушения композиционных электровзрывных покрытий в условиях искровой эрозии. Близкие по свойствам с электровзрывными покрытиями материалы для электродов можно получать методом электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме [5 – 7]. В настоящее время получены пароконденсатные композиционные материалы на основе меди и углерода [8], хрома и меди [9, 10], несмешивающихся компонентов, например вольфрама и меди [11 – 13], серебра [14, 15]. Высокие механические свойства имеют полученные путем плазменного напыления покрытия на основе диоксида циркония [16]. Все рассмотренные системы похожи по своей структуре и свойствам.

Цель настоящей работы заключалась в построении модели электроэрозионного разрушения композиционных электровзрывных покрытий в условиях искровой эрозии.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол\_а\_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

Для объяснения и понимания результатов испытаний на электроэрозионную стойкость в условиях искровой эрозии, изложенных в работах [1–4], была предложена модель электроэрозионного разрушения испарением электродов под действием теплового потока  $q$ , который можно определить для этого случая следующим образом:

$$q = \frac{UI}{\pi R_0^2},$$

где  $q$  – тепловой поток;  $U$  – напряжение на контактах;  $I$  – разрядный ток;  $R_0$  – радиус канала искры.

Сопrotивление контактов во время испытаний находится в интервале 40–50 мкОм. Модель строим в рамках известной задачи нагрева полупространства поверхностным нормальным импульсным источником тепла  $q$  длительностью  $t_n$ , равномерно распределенным по площади радиусом  $R_0$ .

В настоящей работе использовали уравнение, описывающее нагрев полупространства поверхностным нормальным источником тепла, равномерно распределенным по площади радиуса  $R_0$ ; распределение энергии импульса во времени аппроксимируем прямоугольным импульсом. В цилиндрической системе координат запишем уравнение теплопроводности [17]

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left( \frac{\partial^2 T}{\partial t^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right),$$

с краевыми условиями

$$\begin{aligned} T|_{r \rightarrow \infty} &= T_0, \\ \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{z \rightarrow \infty} &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{z=0} &= \begin{cases} q, & r \leq R_0; \\ q, & r > R_0; \end{cases} \end{aligned}$$

и начальным условием

$$T|_{t=0} = T_0,$$

где  $a$  – температуропроводность;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Решение этой задачи для плоского мгновенного источника имеет вид

$$\begin{aligned} T(r, z, t) &= \frac{qR_0}{2\lambda} \int_0^\infty J_0(xr) J_1(xr) \exp(-xz) \times \\ &\times \left[ \operatorname{erf} \left( \frac{z}{2\sqrt{at}} - x\sqrt{at} \right) - \operatorname{erf} \left( \frac{z}{2\sqrt{at}} + x\sqrt{at} \right) \right] \frac{1}{x} dx, \end{aligned}$$

где  $J_0(xr)J_1(xr)$  – цилиндрические функции Бесселя;  $\operatorname{erf}(z)$  – интеграл вероятности.

С учетом конечного времени импульса для поверхности  $z = 0$  решение имеет вид

$$\begin{aligned} T_s = T(0, z, t) &= \frac{2q\sqrt{a}}{\lambda} \times \\ &\times \left[ \sqrt{t} \operatorname{erfc} \left( \frac{z}{2\sqrt{at}} \right) - \sqrt{t-t_n} \operatorname{erfc} \left( \frac{\sqrt{z^2 + R_0^2}}{2\sqrt{at(t-t_n)}} \right) \right]; \end{aligned}$$

здесь  $t_n$  – время импульса (искрового разряда).

По температуре поверхности определяем давление паров металла: для этого уравнение Герца-Кнудсена представим в виде

$$P = P_0 \exp \left[ \frac{L_i}{k} \left( \frac{1}{T_i} - \frac{1}{T_s} \right) \right];$$

здесь  $L_i$  – теплота испарения материала электрода;  $k$  – постоянная Больцмана;  $T_i$  – температура испарения;  $T_s$  – температура поверхности.

Считаем, что при достижении температуры испарения материал полностью покидает поверхность электрода. Так как образованное парами металла давление внутри искрового промежутка достигает значительных величин, учитываем поверхностное натяжение расплавленного металла и имеем в виду, что часть жидкого металла остается на электроде. Такое допущение не вносит каких-либо принципиальных изменений в картину процесса.

Объем «выброшенного» материала аппроксимировали объемом полусферы с радиусом, равным глубине кратера, который возникает после одиночного импульса разряда.

При расчете массы выброшенного материала учитывали тот факт, что для напыления композиционного покрытия использовали медную фольгу, так что поверхность покрытия представляет собой мозаичную поверхность, которая содержит материал наполнителя (W, Mo, W–C, Mo–C, Ti–B, TiB<sub>2</sub>) и медь в соотношении приблизительно 1:1. Представляя, что объем нанесенного покрытия составлен из равных кубических структур, содержащих только медь и только наполнитель, был произведен расчет парциального состава элементов, входящих в покрытие. Например, для композиционного наполненного покрытия системы W–Cu весовое и атомное соотношение элементов вычисляли по следующим формулам:

$$\begin{aligned} A_W &= \frac{\rho_W}{\rho_W + \rho_{Cu}}; \quad A_{Cu} = \frac{\rho_{Cu}}{\rho_W + \rho_{Cu}}; \\ At_W &= \frac{A_W}{\mu_W} \left( \frac{1}{\frac{A_W}{\mu_W} + \frac{A_{Cu}}{\mu_{Cu}}} \right); \quad At_{Cu} = \frac{A_{Cu}}{\mu_{Cu}} \left( \frac{1}{\frac{A_W}{\mu_W} + \frac{A_{Cu}}{\mu_{Cu}}} \right); \end{aligned}$$

$$A_W = 0,318; \quad A_{Cu} = 0,682; \quad At_W = 0,426; \quad At_{Cu} = 0,574;$$

здесь  $\rho_W, \rho_{Cu}, \mu_W, \mu_{Cu}, A_W, A_{Cu}, At_W, At_{Cu}$  – плотность, молярная масса, весовое и атомное содержание вольфрама и меди соответственно.

Для тройных систем выражения не приводим, так как алгоритм получения формул такой же.

Приведем состав (в ат. долях) исследуемых материалов, полученный по указанной методике:

$$\begin{aligned} W-Cu: & 0,426W + 0,574Cu; \\ Mo-Cu: & 0,533Mo + 0,467Cu; \\ W-C-Cu: & 0,253W + 0,415C + 0,332Cu; \\ Mo-C-Cu: & 0,296Mo + 0,397C + 0,317Cu; \\ Ti-B-Cu: & 0,193Ti + 0,532B + 0,274Cu; \\ TiB_2-Cu: & 0,126Ti + 0,695B + 0,179Cu. \end{aligned}$$

Расчеты проводили при следующих значениях параметров:  $U = 380$  В;  $I = 3$  А;  $t_{и} = 150$  мкс;  $R_0 = 152$  мкм [18, 19].

В расчетах энергия искры  $W$  составляла 0,171 Дж и была одинакова для всех материалов. Температура электродов из чистых материалов при такой мощности зависела от тепловых свойств материала контакта. Температура композиционных материалов равнялась температуре медной основы, так как медь также является частью композиционного покрытия.

Т а б л и ц а 1

## Результаты расчетов показателей чистых материалов

Table 1. Calculation results of pure materials indicators

Показатель	Значение показателя для материала						
	Cu	W	Mo	Ti	B	C	TiB <sub>2</sub>
$T_{ч.м}, K$	1100	3428	2636	1689	2100	3613	1514
$h \cdot 10^{-5}, м$	11,60	1,23	2,83	8,21	6,25	4,62	6,98
$V_{Cu}/V$	1,00	5,47	3,31	4,39	4,53	0,93	4,46
$m_{Cu}/m$	1,00	2,55	2,91	8,74	17,63	3,12	18,35

Вычисления проводили для одного импульса разряда; после  $N$  импульсов абсолютные величины складываются, относительные – не изменяются.

Результаты расчетов температуры ( $T_{ч.м}$ ) поверхности электродов из чистого материала, глубины слоя испарения ( $h$ ) электродов из чистого материала, относительного изменения  $V_{Cu}/V$  объемной электроэрозионной стойкости электродов из чистых материалов (отношение эродированного объема медного электрода к потерянному объему электрода из других материалов), относительного изменения  $m_{Cu}/m$  массовой электроэрозионной стойкости электродов из чистых материалов (отношение эродированной массы медного электрода к массе электрода из других материалов) представлены в табл. 1, а температуры  $T_{к.п}$  поверхности электродов из композиционных покрытий, потери массы  $m$  композиционного покрытия после одного импульса разряда, относительного изменения  $V_{Cu}/V$  объемной электроэрозионной стойкости электродов из композиционных покрытий и относительного изменения  $m_{Cu}/m$  массовой электроэрозионной стойкости электродов из композиционных покрытий – в табл. 2.

Таким образом, получены формулы для расчета процентного состава материала электродов, подвергнутых электроискровой эрозии. Предложена тепловая модель расчета процесса электроискровой эрозии. Полученные результаты достаточно хорошо совпадают с экспериментальными, особенно в тройных системах W–C–Cu, Mo–C–Cu и Ti–B–Cu. При сравнении с некоторыми литературными данными наблюдается достаточно хорошая степень корреляции [20]. Для двойных систем W–Cu, Mo–Cu причины отклонения состоят в приближении модели и в том, что расчет процентного содержания велся только по одному поверхностному сечению, в то время как в эксперименте при многократном повторении сечение меняется; эта ошибка имеет статистический характер.

**Выводы.** Предложена модель электроэрозионного разрушения композиционных электродов из композиционных покрытий систем W–Cu, Mo–Cu, W–C–Cu, Mo–C–Cu, Ti–B–Cu и TiB<sub>2</sub>–Cu в условиях искровой эрозии, происходящей при размыкании электрических кон-

Т а б л и ц а 2

## Результаты расчетов показателей композиционных покрытий

Table 2. Calculation results of composite coatings indicators

Показатель	Значение показателя для системы					
	W–Cu	Mo–Cu	W–C–Cu	Mo–C–Cu	Ti–B–Cu	TiB <sub>2</sub> –Cu
$T_{к.п}, K$	1100	1100	1100	1100	1100	1100
$m \cdot 10^{-9}, кг$	29,4	11,5	10,1	0,33	0,16	0,94
$V_{Cu}/V$	3,48	3,48	8,37	8,67	7,06	9,04
$m_{Cu}/m$	9,22	9,21	10,81	9,13	9,10	11,10

тактов. Модель рассматривает испарение электродов под действием теплового потока, который возникает вследствие искробразования при размыкании электрических контактов. На основании расчета по этой модели определены температура поверхности, глубина слоя испарения, относительное изменение объемной электроэрозионной стойкости, относительное изменение массовой электроэрозионной стойкости электродов из чистых материалов, а также температура поверхности, потери массы композиционного покрытия после одного импульса разряда, относительное изменение объемной электроэрозионной стойкости и относительное изменение массовой электроэрозионной стойкости электровзрывных композиционных покрытий. Проведен расчет парциального состава элементов, входящих в композиционное покрытие. Полученные результаты хорошо совпадают с экспериментальными.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The Physical Basics of Structure Formation in Electroexplosive Coatings // *Doklady Physics*. 2017. Vol. 62. No. 2. P. 67 – 70.
2. Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-explosion resistant coatings consisting of immiscible components // *Materials Letters*. 2017. Vol. 188. P. 25 – 28.
3. Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Structure of the molybdenum–carbon–copper composite coatings produced by electroexplosive spraying followed by electron-beam treatment // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. No. 13. P. 1134 – 1138.
4. Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Structural-Phase States and Tribological Properties of Electroexplosive Composite Coatings on Copper after Electron-Beam Treatment // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015. Vol. 9. No. 4. P. 699 – 705.
5. Veklich A., Lebid A., Minakova R., Kryachko L., Grechanyuk N. Peculiarities of interaction of electric arc plasma and composite electrodes' working surface. – In: 21st Symposium on Physics of Switching Arc 2015. – Nove Mesto Na Morave, Czech Republic, 2015. P. 96 – 99.
6. Bogdan M., Marcin H., Grechanyuk I.N., Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Xu L.J. The actual state and prospects of a high power electron beam technology for metallic and non-metallic compositions used in electric contacts and electrodes // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 875-877. P. 1437 – 1448.
7. Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Kopylova, G.E. Current state and prospects of high-speed electron-beam evaporation and subsequent vacuum condensation of metals and nonmetals to produce electric contacts and electrodes // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2013. Vol. 52. No. 3-4. P. 228 – 236.
8. Bukhanovsky V., Rudnytsky M., Grechanyuk M., Minakova R., Zhang C. Vapour-phase condensed composite materials based on copper and carbon // *Materiali in Tehnologije*. 2016. Vol. 50. No. 4. P. 523 – 530.
9. Khomenko E.V., Minakova R.V., Lesnik, N.D. Microstructural evolution of Cr-Cu composites in liquid-phase sintering // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2013. Vol. 52. No. 1-2. P. 20 – 31.
10. Khomenko E.V., Minakova R.V., Naida Yu.I. Analyzing the quality of grinding and mixing of copper and chromium powders in a new-type mill // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2012. Vol. 51. P. 137 – 141.
11. Bukhanovsky V.V., Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Mamuzich I., Kharchenko V.V., Rudnitsky N.P. Production technology, structure and properties of Cu-W layered composite condensed materials for electrical contacts // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2011. Vol. 29. No. 5. P. 561 – 644.
12. Bukhanovs'kyi V.V., Rudnyts'kyi M.P., Kharchenko V.V., Minakova R.V., Grechanyuk M.I., Mamuzic, I. Relationship between composition, structure, and mechanical properties of a condensed composite of copper-tungsten system // *Strength of Materials*. 2011. Vol. 43. No. 4. P. 426 – 437.
13. Bukhanovskii V.V., Minakova R.V., Grechanyuk I.N., Mamuzia I., Rudnitskii N.P. Effect of composition and heat treatment on the structure and properties of condensed composites of the Cu – W system // *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53. P. 14 – 23.
14. Babich I.L., Boretskij V.F., Kryachko L.A., Minakova R.V., Semenyshyn R.V., Veklich A.N. Thermal plasma of electric arc discharge with silver vapours: Peculiarities of spectroscopic investigations. – In: Source of the Document 19th Symposium on Physics of Switching Arc 2011, FSO 2011. 2011. P. 101 – 104.
15. Babich I.L., Boretskij V.F., Kryachko L.A., Minakova R.V., Semenyshyn R.V., Veklich A.N. Plasma of electric arc between composite electrodes on silver base // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2010. No. 6. P. 141 – 143.
16. Ibragimov A.R., Ilinkova T.A., Shafigullin L.N., Saifutdinov A.I. Investigation of mechanical properties of thermal coatings obtained during plasma spraying of powder zirconium dioxide // *IOP Conference Series: Journal of Physics: Conf. Series*. 2017. Vol. 789. P. 012022 .
17. Карлслю Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. – М.: Наука, 1964. – 488 с.
18. Лозанский Э.Д., Фирсов О.Б. Теория искры. – М.: Атомиздат, 1975. – 272 с.
19. Кесаев И.Г. Катодные процессы электрической дуги. – М.: Наука, 1968. – 244 с.
20. Курочкин В.Д., Минакова Р.В., Кресанова А.П. Состав и параметры искровой плазмы в воздухе с электродами из вольфрам-медной композиции // *Теплофизика высоких температур*. 1993. Т. 31. Вып. 5. С. 693 – 697.

Поступила 24 ноября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, pp. 135–139.

### MODEL OF ELECTROEROSION DESTRUCTION OF COMPOSITE ELECTROEXPLOSIVE COATINGS IN THE CONDITIONS OF SPARK EROSION

*D.A. Romanov, E.V. Protopopov*

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** In this paper, the authors propose a model of electroerosion destruction of composite electroexplosive coatings of W–Cu, Mo–Cu, W–Cu–Cu, Mo–Cu–Cu, Ti–B–Cu, and TiB<sub>2</sub>–Cu systems under

spark erosion that occurs when electrical contacts are opened. The model is associated with the evaporation of electrodes under the influence of heat flow, which arises from sparking when electrical contacts are opened. In constructing this model, the resistance of electrical contacts during the tests was in the range from 40 to 50 μΩ. The model was constructed in the framework of the problem of heating a half-space by a surface normal pulsed heat source uniformly distributed

over an area of a certain radius and with certain duration of action. Distribution of the pulse energy in time was approximated by a rectangular pulse. The heat equation was solved in a cylindrical coordinate system for a plane instantaneous source with allowance for a finite time of the pulse. The vapor pressure of the metal was determined from the surface temperature. The calculations were carried out at a voltage of 380 V, a current of 3 A, a spark discharge time of 150  $\mu$ s and a radius of the contact spot of a spark discharge with a surface of 152  $\mu$ m. As a result, there were determined: the surface temperature of electrodes from pure metal, the surface temperature of electrodes from composite coatings, the depth of the evaporation layer of electrodes from pure materials, the loss of mass of the composite coating after a single discharge pulse, the relative change in the volumetric electroerosion resistance of electrodes from pure materials, durability of electrodes from pure materials, relative change in volumetric erosion resistance of electroexplosive composite coatings and the relative change in mass spark resistance of electroexplosive composite coatings. The partial composition of the elements included in the composite coating was calculated. The obtained results are in good agreement with the experimental results, especially in the W–C–Cu, Mo–C–Cu and Ti–B–Cu ternary systems. Comparison with data from the literature has a fairly good degree of correlation. Deviations for the binary W–Cu, Mo–Cu systems have causes in the model approximations.

**Keywords:** mathematical model, spark erosion, coatings, composite, tungsten, molybdenum, carbon, titanium, boron, titanium diboride, copper.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-135-139

## REFERENCES

- Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings. *Doklady Physics*. 2017, vol. 62, no. 2, pp. 67–70.
- Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-explosion resistant coatings consisting of immiscible components. *Materials Letters*. 2017, vol. 188, pp. 25–28.
- Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Structure of the molybdenum–carbon–copper composite coatings produced by electroexplosive spraying followed by electron-beam treatment. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015, no. 13, pp. 1134–1138.
- Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Structural-phase states and tribological properties of electroexplosive composite coatings on copper after electron-beam treatment. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2015, vol. 9, no. 4, pp. 699–705.
- Veklich A., Lebid A., Minakova R., Kryachko L., Grechanyuk N. Peculiarities of interaction of electric arc plasma and composite electrodes' working surface. In: *21st Symposium on Physics of Switching Arc 2015. Nove Mesto Na Morave, Czech Republic*, 2015, pp. 96–99.
- Bogdan M., Marcin H., Grechanyuk I.N., Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Xu L.J. The actual state and prospects of a high power electron beam technology for metallic and non-metallic compositions used in electric contacts and electrodes. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 875-877, pp. 1437–1448.
- Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Kopylova, G.E. Current state and prospects of high-speed electron-beam evaporation and subsequent vacuum condensation of metals and nonmetals to produce electric contacts and electrodes. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2013, vol. 52, no. 3-4, pp. 228–236.
- Bukhanovsky V., Rudnitsky M., Grechanyuk M., Minakova R., Zhang C. Va-pour-phase condensed composite materials based on copper and carbon. *Materiali in Tehnologije*. 2016, vol. 50, no. 4, pp. 523–530.
- Khomenko E.V., Minakova R.V., Lesnik, N.D. Microstructural evolution of Cr-Cu composites in liquid-phase sintering. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2013, vol. 52, no. 1-2, pp. 20–31.
- Khomenko E.V., Minakova R.V., Naida Yu.I. Analyzing the quality of grind-ing and mixing of copper and chromium powders in a new-type mill. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2012, vol. 51, pp. 137–141.
- Bukhanovsky V.V., Grechanyuk N.I., Minakova R.V., Mamuzich I., Kharchenko V.V., Rudnitsky N.P. Production technology, structure and properties of Cu–W layered composite condensed materials for electrical contacts. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2011, vol. 29, no. 5, pp. 561–644.
- Bukhanovs'kyi V.V., Rudnits'kyi M.P., Kharchenko V.V., Minakova R.V., Grechanyuk M.I., Mamuzic, I. Relationship between composition, structure, and mechanical properties of a condensed composite of copper-tungsten system. *Strength of Materials*. 2011, vol. 43, no. 4, pp. 426–437.
- Bukhanovskii V.V., Minakova R.V., Grechanyuk I.N., Mamuzic I., Rudnitskii N.P. Effect of composition and heat treatment on the structure and properties of condensed composites of the Cu–W system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011, vol. 53, pp. 14–23.
- Babich I.L., Boretskij V.F., Kryachko L.A., Minakova R.V., Semenyshyn R.V., Veklich A.N. Thermal plasma of electric arc discharge with silver vapours: Peculiarities of spectroscopic investigations. In: *Source of the Document 19th Symposium on Physics of Switching Arc 2011, FSO 2011*. 2011, pp. 101–104.
- Babich I.L., Boretskij V.F., Kryachko L.A., Minakova R.V., Semenyshyn R.V., Veklich A.N. Plasma of electric arc between composite electrodes on silver base. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2010, no. 6, pp. 141–143.
- Ibragimov A.R., Ilinkova T.A., Shafigullin L.N., Saifutdinov A.I. Investigation of mechanical properties of thermal coatings obtained during plasma spraying of powder zirconium dioxide. *IOP Conference Series: Journal of Physics: Conf. Series*. 2017, vol. 789, pp. 012022.
- Carlsaw H.S., Jaeger J.C. *Conduction of Heat in Solids*. Oxford University Press, London, 1947. (Russ.ed.: Carlsaw H., Jaeger J. *Teploprovodnost' tverdykh tel*. Moscow: Nauka, 1964, 488 p.)
- Lozanskii E.D., Firsov O.B. *Teoriya iskry* [Theory of spark]. Moscow: Atomizdat, 1975, 272 p. (In Russ.).
- Kesaev I.G. *Katodnye protsessy elektricheskoi dugi* [Cathodic processes of electric arc]. Moscow: Nauka, 1968, 244 p. (In Russ.).
- Kurochkin V.D., Minakova R.V., Kresanova A.P. Composition and parameters of spark plasma in air with electrodes of tungsten-copper composition. *Teplofizika vysokikh temperatur*. 1993, vol. 31, no. 5, pp. 693–697. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research within the framework of the scientific project no. 16-32-60032 Mol\_a\_dk and by the Grant of the President of the Russian Federation for the state support of young Russian scientists – candidates of sciences MK-1118.2017.2.

## Information about the authors:

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

**E.V. Protopopov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (protopopov@sibsiu.ru)

Received November 24, 2017

## ПРЕОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

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

**Юрьев А.А.**<sup>3</sup>, инженер-исследователь УНИ (ant-yurev@yandex.ru)

**Громов В.Е.**<sup>4</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsibiu.ru)

**Коновалов С.В.**<sup>5</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии

металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

**Перегудов О.А.**<sup>6</sup>, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике (olegomgtu@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> АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

(654043, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., шоссе Космическое, 16)

<sup>4</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

<sup>5</sup> Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

(443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34)

<sup>6</sup> Омский государственный технический университет

(644050, Россия, Омск, пр. Мира, 11)

**Аннотация.** Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучена эволюция карбидной фазы в поверхностных слоях объемно (пропущенный тоннаж 500 и 100 млн. т брутто) и дифференцированно (пропущенный тоннаж 691,8 млн. т) закаленных рельсов на глубину до 10 мм по центральной оси и по выкружке головки рельсов. Проанализированы зерна пластинчатого перлита, феррито-карбидной смеси, структурно свободного феррита. Установлено протекание в поверхностных слоях при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих механизмов преобразования карбидной фазы стали: механизма разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); механизма разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита. На месте бывших пластин формируется фрагментированная дислокационная субструктура. Границы фрагментов декорируют места, где раньше были межфазные границы цементит –  $\alpha$ -фаза. Основная причина растворения цементита заключается в том, что атомам углерода энергетически выгоднее находиться на ядрах дислокации и на субграницах, чем в решетке цементита. Энергия связи атом углерода – дислокация составляет 0,6 эВ, связи атом углерода – субграница – 0,8 эВ, в то время как в цементите его удерживает 0,4 эВ. Выявлено формирование упругопластических полей напряжений, концентраторами которых являются внутри- и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний перлита, частиц глобулярного цементита и феррита. Основными источниками кривизны-кручения кристаллической решетки металла рельсов являются внутри- и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний перлита, частиц глобулярного цементита и феррита. По мере приближения к поверхности катания увеличивается число концентраторов напряжений и амплитуда внутренних дальнедействующих полей напряжений.

**Ключевые слова:** карбидная фаза, рельсы, длительная эксплуатация, разрушение пластин цементита, наноразмерный феррит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148

Стали с перлитной структурой, широко используемые в промышленности при изготовлении ответственных деталей и конструкций, находятся в центре внимания ученых в области физического материаловедения, поскольку при эксплуатации в сталях происходят структурно-фазовые изменения, негативно сказывающиеся на надежности изделий. Для эвтектидных сталей наиболее подробные исследования изменений в структуре карбидной фазы перлита в ходе пластической деформации проведены в работах [1 – 5]. Обнаружены и описа-

ны фрагментация цементитных пластин, их дробление, измельчение и полное исчезновение.

В современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, приводящие к формированию структурно-фазовых состояний с аномально высокой микротвердостью и наномасштабным размером зерен. В сравнительно небольшом количестве работ [6 – 11] показано, что уже после пропущенно-

го тоннажа 100 – 300 млн. т пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, происходит растворение цементита и образование аустенита за счет обратного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [6 – 11].

При интенсивной пластической деформации, соответствующей пропущенному тоннажу  $3,6 \cdot 10^8$  и  $3,8 \cdot 10^6$  т брутто, в поверхностных слоях рельсов отмечено формирование бесструктурных областей на глубину до 100 мкм [6 – 11]. Микроструктура «белого» слоя во многом схожа со структурой, наблюдаемой в условиях интенсивной пластической деформации при равноканальном угловом прессовании и кручений сдвигом [12 – 14]. Поскольку массовое производство 100-м дифференцированно закаленных рельсов в России началось всего четыре года назад, то выявление природы и закономерностей эволюции при длительной эксплуатации карбидной фазы в головке таких рельсов приобретает особую актуальность, имеет научную и практическую значимость.

Важно отметить, что эвтектоидные стали, обработанные на перлитную структуру, характеризуются отсутствием свободного феррита. В случае рельсовых сталей перлитная структура составляет лишь часть объема материала, остальное –  $\alpha$ -фаза. Поэтому естественно, что процессы разрушения и структурное состояние цементита в ходе пластической деформации в эвтектоидной стали и в рельсовой стали отличаются [15].

Большинство используемых методик анализа изменения цементитной фазы не обладает достаточной степенью локальности. Это не позволяет проследить за эволюцией отдельно взятой пластины. Наиболее развитой к настоящему времени методикой прицельного анализа структурно-фазового состояния материала является электронная дифракционная микроскопия. Этот метод позволяет одновременно проводить комплексный анализ морфологии и дефектной структуры (метод светлопольного изображения), фазового состава (темнопольный метод, совмещенный с получением и индицированием микроэлектроннограмм) с достаточной (для анализируемой в настоящей работе проблемы) степенью локальности (менее 1 мкм по поверхности и десятых долей мкм по глубине) [15].

Целью настоящей работы является анализ методами послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) эволюции карбидной фазы при длительной эксплуатации рельсов.

В качестве материала исследования использовали образцы объемно закаленных рельсов Р65 после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто и дифференцированно закаленных рельсов ДТ350 производства АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ – ЗСМК») после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто. Объемно закаленные рельсы были изъяты из эксплуа-

тации на Свердловской железной дороге, а дифференцированно закаленные – из экспериментального кольца АО «ВНИИЖТ». По содержанию всех химических элементов, выявленных в результате проверочного анализа химического состава, металл рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685 – 2013.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии [16 – 21]. Фольги для исследования готовили путем электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности катания по центральной оси и по выкружке (рис. 1).

Вне зависимости от типа рельсов основными морфологическими составляющими стали являются зерна пластинчатого перлита, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Для дифференцированно закаленных рельсов на расстоянии 10 мм от поверхности катания относительное содержание зерен структурно свободного феррита составляло 5 % (отметим, что относительное содержание зерен феррита практически не зависит от расстояния до поверхности катания); зерен феррито-карбидной смеси – 5 %; остальное – зерна перлита. На расстоянии 2 мм от поверхности катания относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси увеличилось до 10 %; в поверхностном слое (прилегающем к поверхности катания) составило 35 %. Очевидно, что данные преобразования структуры стали осуществляются за счет разрушения зерен пластинчатого перлита. Выполненные исследования морфологии структуры поверхностного слоя рельсов показали, что относительное содержание зерен перлита, в которых сохранилась пластинчатая структура, составляет 25 %; остальное – зерна перлита, в которых пластины цементита разрезаны скользящими дислокациями на отдельно располо-

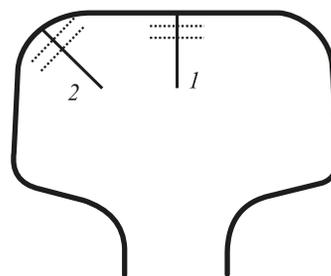


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами оптической и электронной дифракционной микроскопии (сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности)

Fig. 1. Section of a rail specimen during study of its structure by optical and electron diffraction microscopy (solid lines indicate directions along the central axis (1) and along the fillet (2), dashed lines conventionally indicate locations of metal layers used to prepare foils at a distance of 0, 2 and 10 mm from the surface)

женные частицы. Такие частицы имеют глобулярную форму; их средние размеры составляют 30 – 50 нм.

Проследим за эволюцией указанных выше морфологических составляющих рельсовой стали. Для пропущенного тоннажа 500 млн. т наиболее существенные преобразования карбидной фазы наблюдаются в поверхностных слоях толщиной до 2 мм.

Эволюция структурно-фазового состояния перлита пластинчатой морфологии заключается в разрезании и растворении пластин цементита. Это приводит к формированию на месте пластины цементита цепочки частиц карбидной фазы глобулярной формы. Такое преобразование пластин цементита возможно вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации. Вторым этапом данного преобразования является формирование наноразмерных частиц карбидной фазы в ферритных прослойках перлитной колонии.

Имеют место процессы поатомного переноса атомов углерода из пластин  $Fe_3C$ . Высокая плотность дислокаций в окрестности бывших пластин приводит к захвату атомов углерода дислокациями. Этот процесс энергетически выгоден [2]. Дислокации уносят атомы углерода по объему материала, частично теряя его в  $\alpha$ -твердый раствор. Высокая подвижность атомов углерода по дислокационным трубкам и в твердом растворе может частично приводить к выделению его в виде мелких карбидных частиц на дефектах. В исходном состоянии исследуемой стали подобных частиц цементита нет. Заключительная стадия этого процесса – полное исчезновение исходно наблюдаемых карбидных пластин. На месте бывших пластин формируется фрагментированная дислокационная субструктура. Границы фрагментов декорируют места, где раньше были межфазные границы цементит –  $\alpha$ -фаза. В узлах дислокационных сплетений и на границах фрагментов наблюдаются мелкие (приблизительно 10 нм) частицы карбидной фазы. Однако это последняя стадия характерна лишь для поверхностного слоя.

Основная причина растворения цементита заключается в том, что атомам углерода энергетически выгоднее находиться на ядрах дислокации и на субграницах, чем в решетке цементита. Энергия связи атом углерода – дислокация составляет 0,6 эВ, атом углерода – субграница – 0,8 эВ, в то время как в цементите его удерживает 0,4 эВ [4, 5]. В условиях локального квазиравновесного состояния, которое реализуется в процессе субструктурно-фазовых превращений, протекающих в деформированной стали, появляется значительная вероятность сосредоточения атомов углерода на дефектах кристаллической решетки феррита.

Процесс «локального» растворения связан с массопереносом атомов углерода [15] и может осуществляться по нескольким механизмам: во-первых, это диффузия атомов по междоузлиям; второй механизм переноса – диффузия атомов углерода по деформацион-

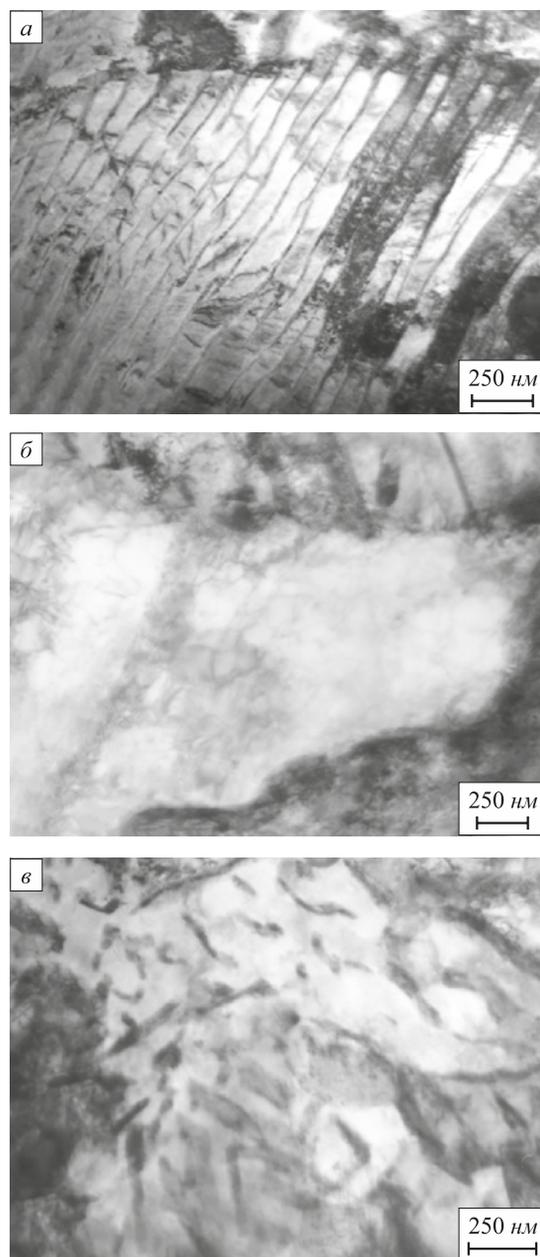


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали:

*a* – зерна пластинчатого перлита; *б* – зерна структурно-свободного феррита; *в* – зерна феррито-карбидной смеси

Fig. 2. Electron microscopic image of the steel structure:

*a* – grains of lamellar pearlite; *b* – grains of structurally-free ferrite; *v* – grains of ferrite-carbide mixture

ным вакансиям; третий механизм – диффузия по дислокационным трубкам. Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объему материала. Этот механизм также включен автором работы [5] в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита.

Эволюция структурно-фазового состояния зерен феррито-карбидной смеси сопровождается формированием фрагментированной субструктуры с размерами фрагментов (субзерен) 250 – 300 нм (рис. 3, *a*). В объе-

ме и вдоль границ фрагментов располагаются частицы второй фазы. Судя по микроэлектроннограммам, частицами второй фазы являются карбиды железа; в отдельных случаях выявляются рефлексы оксидов железа.

Структурно-фазовые исследования показали, что глобулярные частицы, расположенные в зернах феррито-карбидной смеси, эволюционируют в процессе холодной пластической деформации во многом подобно пластинам карбидной фазы перлитной структуры. Единственным различием может быть их большая устойчивость к перерезанию скользящими дислокациями. Весьма часто разрушение данных частиц-глобул протекало путем формирования в их объеме системы наноразмерных частиц карбида железа, что в конечном итоге приводило к исчезновению глобулярных частиц как таковых.

Зернограничные частицы карбидной фазы трансформируются несколько иным образом. Электронно-микроскопические дифракционные исследования показывают, что часть эллипсоидальных прослоек карбидной фазы по границам зерен исчезает. Механизм их разрушения связан с вхождением в них дислокаций, частным разрезанием и растворением. По-видимому,

проникновению дислокаций в крупные частицы цемента способствует достаточно низкая энергия межфазной границы  $\alpha$ -фаза – цементит у некоторых из них [15].

Наименее значительные субструктурные преобразования выявлены при анализе зерен структурно-свободного феррита, которые заключаются в незначительном увеличении скалярной плотности дислокаций. Для дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т преобразование карбидной фазы отмечено на глубине до 10 мм от поверхности катания.

На рис. 4 приведены изображения структуры пластинчатого перлита поверхностного слоя дифференцированно закаленных рельсов, формирующейся при длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8 млн. т). Анализ микрофотографий указывает на два основных механизма преобразования пластин цементита, имеющих место при эксплуатации рельсовой стали. Во-первых, это механизм разрезания пластин движущимися дислокациями; в этом случае формируется некоторое количество частиц цементита глобулярной морфологии (рис. 4, *a*, *b*, *z*). Во-вторых, механизм растворения пластин цементита, обусловленный ух-

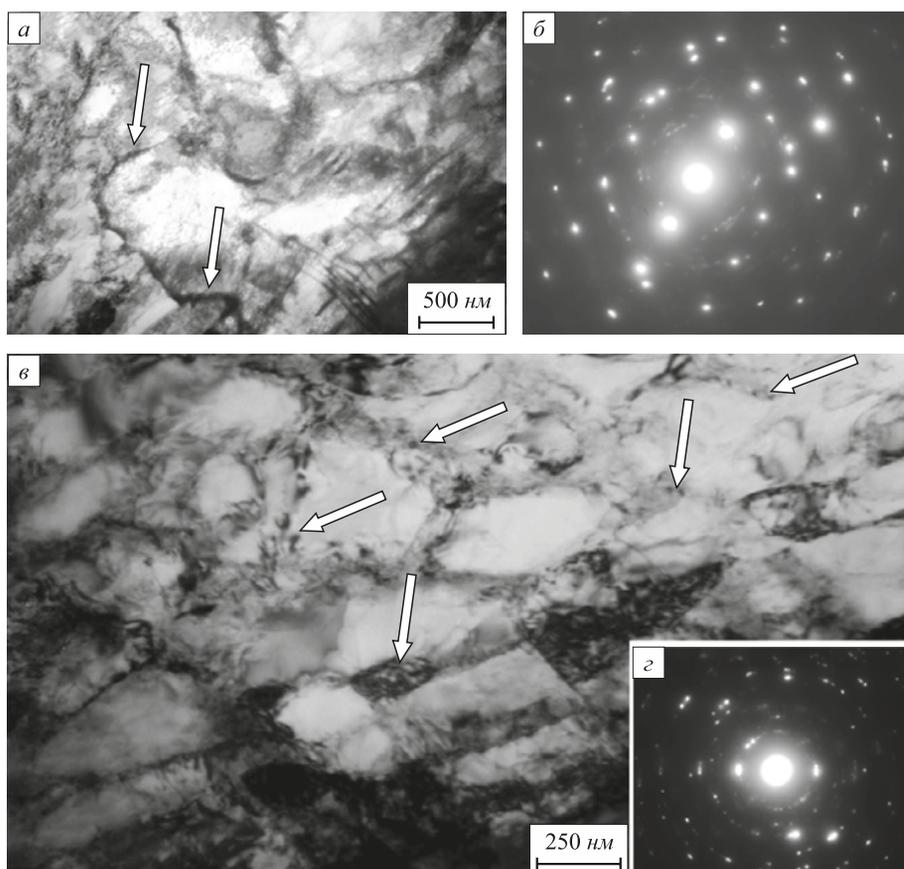


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение зерен феррито-карбидной смеси, формирующихся в поверхностном слое выкружки после 500 млн. т:

*a*, *v* – светлопольное изображение; *b*, *z* – микроэлектроннограмма (стрелками указаны наноразмерные частицы карбида железа)

Fig. 3. Electron microscopic image of grains of ferrite-carbide mixture formed in surface layer of the fillet after 500 million tons: *a*, *v* – a light-field image; *b*, *z* – microelectronogram (arrows indicate nano-size particles of iron carbide)

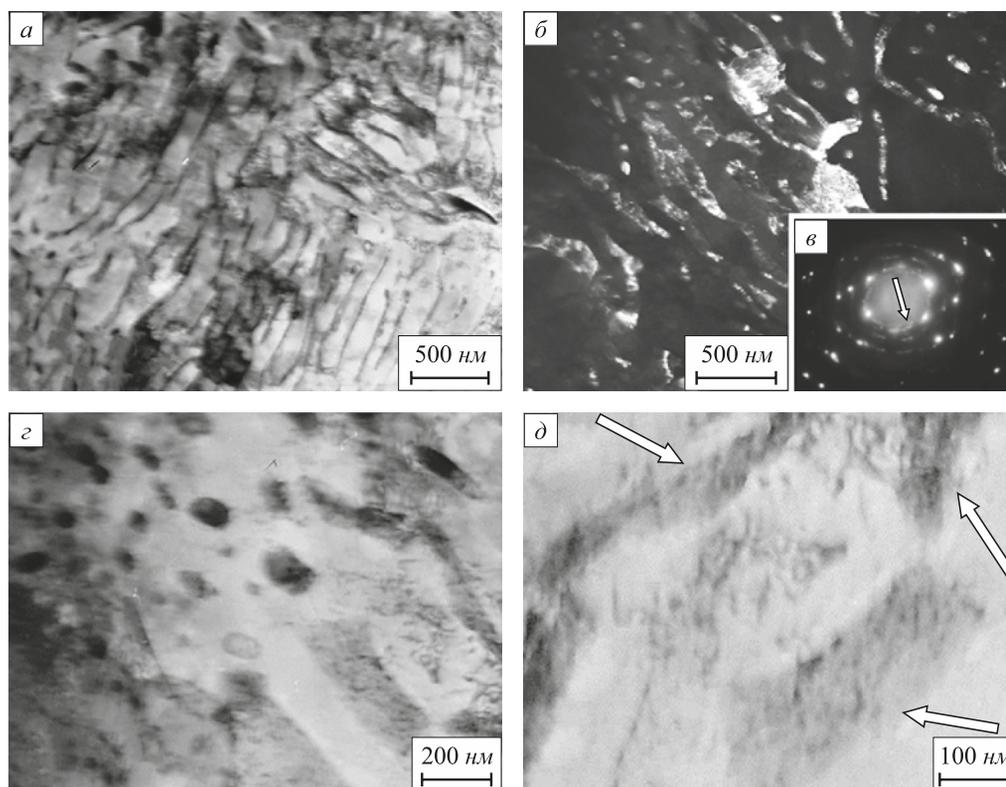


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали: *a, c, d* – светлопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в рефлексе  $[201] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$  (рефлексы указаны на поз. *в* стрелкой); *в* – микроэлектронграмма к поз. *б*

Fig. 4. Electron microscopic image of the structure of rail steel surface layer: *a, c, d* – light-field image; *б* – dark field obtained in reflex  $[201] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$  (reflexes are indicated at *в* by the arrow); *в* – microelectronogram to pos. *б*

дом атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций) (рис. 4, *д*, растворяющиеся пластины цементита указаны стрелками).

Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 млн. т приводит к увеличению степени деформационного преобразования карбидной фазы. Во-первых, выявляются зерна пластинчатого перлита, пластины феррита в которых разбиты на разориентированные области. Подобная структура формируется и в зернах феррито-карбидной смеси.

Во-вторых, выявлены зерна перлита (рис. 5, *а, в*) и зерна феррито-карбидной смеси (рис. 5, *а, б*) с частичным или полным растворением пластин цементита. В этом случае на месте пластин цементита формируется некоторая совокупность частиц карбидной фазы округлой формы с размерами 15 – 30 нм (рис. 5, *б, в*, разрушенные пластины цементита указаны стрелками).

В-третьих, присутствуют зерна структурно-свободного феррита, содержащие субзеренную структуру. Субзерна имеют округлую форму, размеры субзерен изменяются в пределах 0,3 – 0,6 мкм.

На границах субзерен выявляются наноразмерные частицы карбидной фазы. Границы некоторых субзерен имеют выпукло-вогнутую форму, что свидетельствует

об их высокой подвижности (нестабильности). Этот факт указывает на протекание в стали при эксплуатации процесса динамической рекристаллизации.

Высокий уровень деформационного преобразования структуры и фазовых состояний рельсовой стали сопровождается формированием изгибных контуров экстинкции, что однозначно указывает на кривизну кручения кристаллической решетки, обусловленную внутренними полями напряжений [22]. Источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали являются межфазные и внутрифазные границы (рис. 6).

Анализ картины изгибных экстинкционных контуров, наблюдающихся как в субмикронной частице цементита, так и в феррите объемно и дифференцированно закаленных рельсов, указывает на формирование в большинстве случаев градиентных полей напряжений, убывающих от источников в глубь материала. При этом, как правило, в цементитной фазе поля напряжений носят упругий характер, в окружающей ее ферритной матрице – упругопластический [13]. Отметим, что контуры, образующиеся в этом случае, имеют различную морфологию: в цементитную частицу распространяются концентрические контуры, опирающиеся на примыкающие к стыку границы; в ферритном зерне формируются контуры, один конец которых закре-

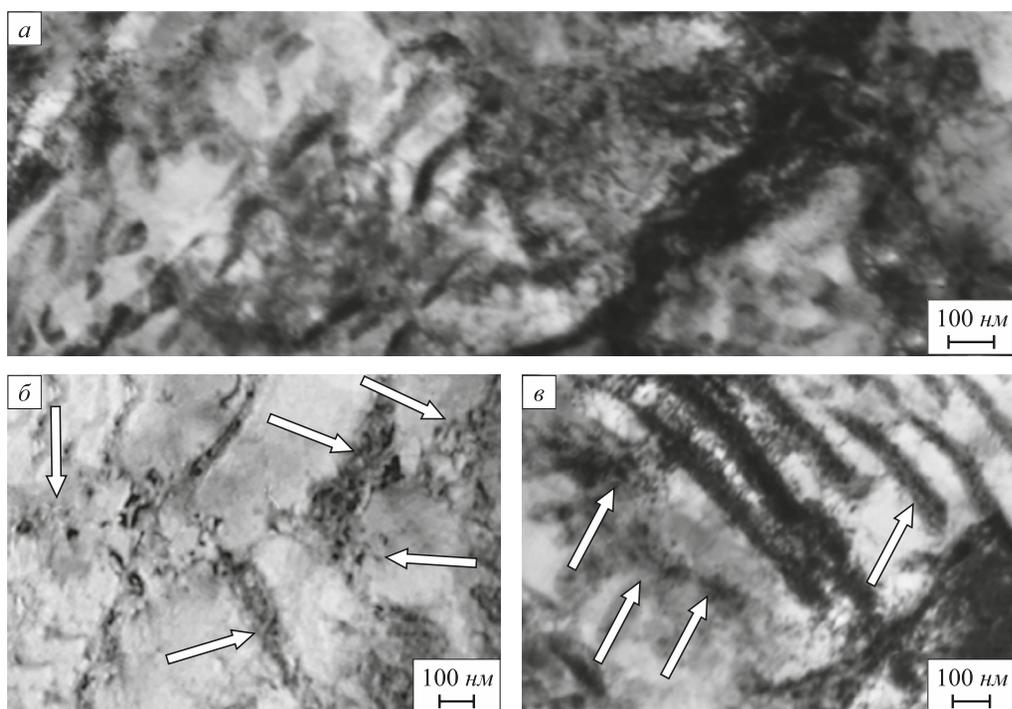


Рис. 5. ПЭМ изображение структуры металла выкружки на глубине приблизительно 2 мм после пропущенного тоннажа 100 млн. т

Fig. 5. TEM image of metal structure of fillet at a depth of approximately 2 mm after the passed tonnage of 100 million tons

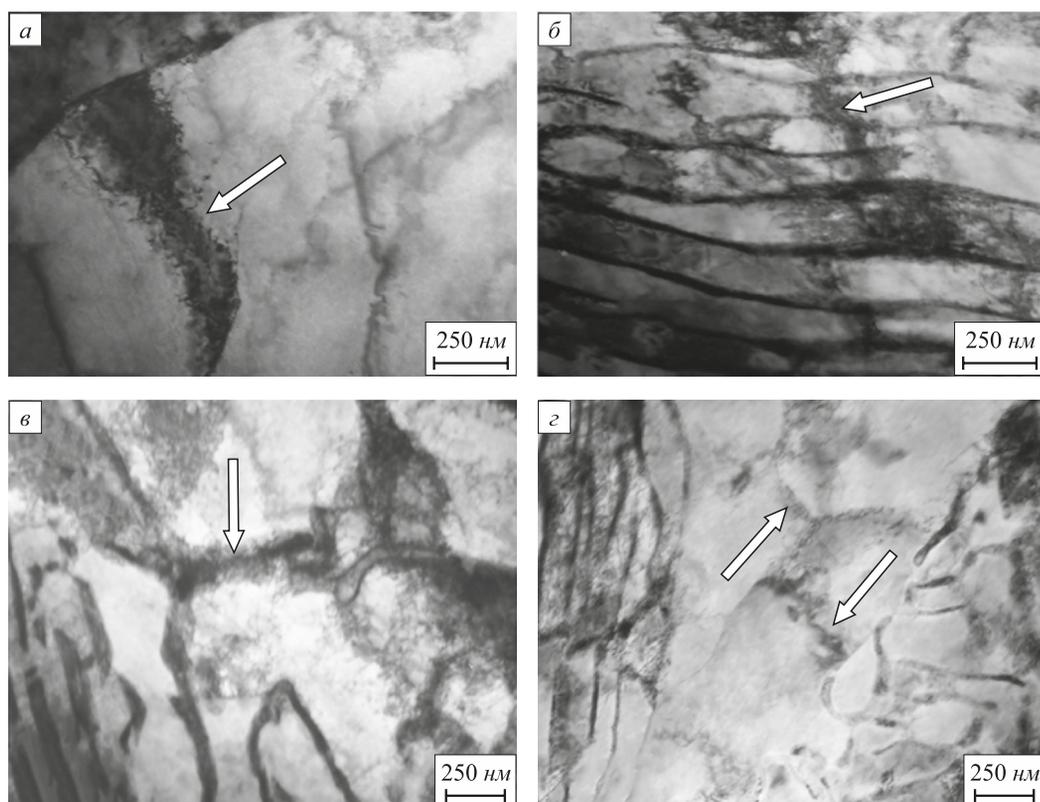


Рис. 6. ПЭМ изображение экстинкционных контуров в поверхностных слоях после 500 млн. т пропущенного тоннажа: *a* – границы раздела зерен феррита и перлита; *б* – границы раздела пластин цементита и феррита в перлитной колонии; *в, г* – границы раздела частиц цементита и феррита

Fig. 6. TEM image of extinction contours in surface layers after 500 million tons of passed tonnage: *a* – interface between grains of ferrite and pearlite; *б* – interfaces between cementite and ferrite plates in pearlite colony; *в, г* – interface between particles of cementite and ferrite

плен в стыке, а другой свободно уходит в глубь зерна. В обоих случаях ширина контуров по мере удаления от места стыка зерен увеличивается. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки в феррите и цементитной частице спадает по мере удаления от места стыка. При этом по абсолютному значению кривизна-кручение кристаллической решетки цементита в 3,5 раза выше кривизны-кручения кристаллической решетки феррита. Следовательно, карбидная фаза находится в более напряженном состоянии по сравнению с окружающей ферритной матрицей. Высокая степень несовместности упругих состояний контактирующих фаз приводит к протеканию релаксационных процессов, которые сопровождаются деформационным наклепом более мягкой фазы либо возникновением микропор и микротрещин по границе контакта фаз [13].

Как уже отмечалось, в ходе разрушения цементита часть атомов углерода попадает на границы зерен, субграницы и дислокации. Другая часть поглощается вакансиями деформационного происхождения. Третья часть остается в твердом растворе, преимущественно в участках с большой кривизной-кручением кристаллической решетки. Следует заметить, что, попадая на дефекты решетки, атомы углерода становятся «невидимыми» и применяемыми в работе методами обнаружены быть не могут.

Следует отметить, что Киевскими металлофизиками [5, 23, 24] обнаружено еще одно возможное место локализации при переходе атомов углерода из цементита в  $\alpha$ -фазу. Атомы углерода могут скапливаться в микротрещинах, которые возникают в стали в ходе длительной эксплуатации рельсов. В микротрещинах свободный углерод конденсируется в виде слоев графита. Поскольку эти слои имеют толщину в несколько межатомных расстояний, они обычно не видны на дифракционной картине и поэтому трудны для диагностики.

**Выводы.** Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен послойный анализ структурно-фазовых изменений по различным направлениям в головке объемно и дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков длительной эксплуатации. Прослежена эволюция карбидной фазы в зернах пластинчатого перлита и феррито-карбидной смеси при эксплуатации рельсов. Установлено протекание в поверхностных слоях при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих процессов преобразования карбидной фазы стали: процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита.

Установлено, что независимо от расстояния до поверхности катания основным источником кривизны-кручения кристаллической решетки металла являются межфазные границы: границы раздела цементита и феррита. Приближение к поверхности выкружки рельсов сопровождается увеличением количества изгибных экстинкционных контуров на единицу площади поверхности материала (возрастает число концентраторов напряжения) и уменьшением поперечных размеров контуров (увеличивается амплитуда внутренних дальнедействующих полей напряжений).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
2. Ветер В.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Козлов Э.В. Фрагментация и образование трещин в перлитной стали опорных валков прокатного стана // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 10. С. 44 – 48.
3. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров, В.И. Трефилов. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.
4. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
5. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. – Киев: Наукова думка, 1987. – 208 с.
6. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels // Steel tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
7. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe-C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. No. 6. P. 1659 – 1669.
8. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanavaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. and Eng. A. 2013. Vol. 581. P. 81 – 89.
9. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. Vol. 345. No. 1-2. P. 81 – 89.
10. Li Y.J., Choi P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. Vol. 59. No. 10. P. 3965 – 3977.
11. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. P. 1469 – 1472.
12. Dao M., Lu L., Asaro R.J. et al. Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 4041 – 4065.
13. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
14. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // Известия РАН. Серия физическая. 2007. Т. 71. № 12. С. 1764 – 1772.
15. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
16. Томас Г., Гориндж М. Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. – М.: Наука, 1983. – 320 с.
17. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

18. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
19. Egerton Ray F. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. – 211 p.
20. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
21. Carter C. Barry, Williams David B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
22. Microstructure of quenched rails / V.E. Gromov, A.B. Yuriev, K.V. Morozov, Yu. F. Ivanov. – Cambridge, CISP Ltd, 2016. – 225 p.
23. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутов В.М. Перераспределение атомов углерода при деформации и последующем нагреве FeC мартенсита // ФММ. 1990. № 11. С. 196 – 198.
24. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутов В.М., Ошкадеров С.П. Тонкая структура деформированного экстрагированного цемента // Металлофизика. 1988. Т. 10. № 6. С. 82 – 83.

Поступила 20 июня 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, pp. 140–148.

## TRANSFORMATION OF CARBIDE PHASE IN RAILS AT LONG-TERM OPERATION

Yu.F. Ivanov<sup>1,2</sup>, A.A. Yur'ev<sup>3</sup>, V.E. Gromov<sup>4</sup>, S.V. Kononov<sup>5</sup>, O.A. Peregudov<sup>6</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>JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia<sup>4</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia<sup>5</sup>Samara University, Samara, Russia<sup>6</sup>Omsk State Technical University, Omsk, Russia

**Abstract.** Evolution of carbide phase in surface layers of volume (passed gross tonnage 500 and 100 million tons) and differentially hardened rails (passed tonnage – 691.8 million tons) to a depth of 10 mm along the central axis and along the rail head fillet was studied by means of transmission electron diffraction microscopy. The grains of lamellar perlite, ferrite-carbide mixture, structurally free ferrite are analyzed. The flow of two complementary mechanisms of transformation of carbide phase of steel in the surface layers during the rails operation was identified: mechanism of cutting cementite particles and their subsequent transfer into the ferrite grains or plates volume (in perlite structure); mechanism of cutting and following dissolution of cementite particles, transition of carbon atoms to dislocations (into the Cottrell clouds and the dislocation centers), transfer of carbon atoms within dislocations to the volume of grains (or plates) of ferrite, with the following repeated formation of nanoscale cementite particles. A fragmented dislocation substructure is formed instead of former plates. Fragments boundaries decorate places where cementite- $\alpha$  phase interphase boundaries used to be. The main reason for dissolution of cementite is that it is energetically more preferable for carbon atoms to be on dislocation centers and on sub-boundaries than in cementite lattice. Binding energy of carbon atom-dislocation is 0.6 eV, for carbon atom-subboundary bond it is 0.8 eV, while in cementite it is held by 0.4 eV. Formation of elastoplastic stress fields is detected, concentrators of which are intra- and interphase boundaries between grains of ferrite and perlite, cementite and ferrite plates of perlite colonies, particles of globular cementite and ferrite. The main sources of curvature-torsion of metal lattice of rails metal are intra- and interphase boundaries of grain separation of ferrite and perlite, cementite and ferrite plates of perlite colonies, particles of globular cementite and ferrite. Approaching to the rolling surface, number of stress concentrators and amplitude of internal fields of long-range stress are increasing.

**Keywords:** carbide phase, rails, long-term operation, destruction of cementite plates, nanosized ferrite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148

## REFERENCES

1. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Perlite structure and structural strength of steel]. Novosibirsk: Nauka, 199, 280 p. (In Russ.).
2. Veter V.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Kozlov E.V. Fragmentation and cracks in pearlitic steel of backup rolls of the rolling mill. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1994, no. 10, pp. 44–48. (In Russ.).
3. Gridnev V.N., Meshkov Yu.Ya., Oshkaderov S.P., Trefilov V.I. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskogo uprochneniya stali* [Physical basis of electrothermal hardening of steel]. Kiev: Naukova dumka, 1973, 335 p. (In Russ.).
4. Gridnev V.N., Gavriljuk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Prochnost' i plastichnost' kholodnodeformirovannoi stali* [Strength and ductility of cold processed steel]. Kiev: Naukova dumka, 1974, 231 p. (In Russ.).
5. Gavriljuk V.G. *Raspredelenie ugleroda v stali* [Carbon distribution in steel]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 208 p. (In Russ.).
6. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel tech.* 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
7. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe-C composite. *Acta Mater.* 2006, vol. 54, no. 6, pp. 1659–1669.
8. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2013, vol. 581, pp. 81–89.
9. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2003, vol. 345, no. 1-2, pp. 81–89.
10. Li Y.J., Choi P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Mater.* 2011, vol. 59, no. 10, pp. 3965–3977.
11. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater.* 2001, vol. 45, pp. 1469–1472.
12. Dao M., Lu L., Asaro R.J. etc. Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals. *Acta Materialia*. 2007, vol. 55, pp. 4041–4065.
13. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
14. Glezer A.M. On the nature of ultrahigh plastic (Megaplastic) strain. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2007, vol. 71, no. 12, pp. 1722–1730.
15. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I. etc. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
16. Tomas Gareth, Goringe Michael J. *Transmission electron microscopy of materials*. New York-Chichester-Brisbane-Toronto, John Wiley Sons, 1979, 320 p. (Russ.ed.: Tomas G., Goringe M. *Prosvetchivayushchaya elektronnyaya mikroskopiya materialov*. Moscow: Nauka, 1983, 320 p.).
17. 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., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
18. Utevskaia L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metalovedenii* [Diffraction electron microscopy in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
  19. Egerton Ray F. *Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005, 211 p.
  20. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
  21. Carter C. Barry, Williams David B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
  22. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Microstructure of Quenched Rails*. Cambridge: CISP Ltd, 2016, 225 p.
  23. Bakharev O.G., Gavriljuk V.G., Nadutov V.M. Redistribution of carbon atoms during deformation and subsequent heating of Fe-C martensite. *Physics of Metals and Metallography*. 1990, vol. 70, no. 5, pp. 196–198. (In Russ.).
  24. Bakharev O.G., Gavriljuk V.G., Nadutov V.M., Oshkaderov S.P. Fine structure of deformed extracted cementite. *Metallofizika*. 1988, vol. 10, no. 6, pp. 82–83. (In Russ.).

**Information about the authors:**

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

**A.A. Yur'ev**, Research Engineer of Department of Scientific Research (ant-yurev@yandex.ru)

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

**S.V. Konovalov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)

**O.A. Peregudov**, Cand. Sci. (Eng.), Rector's Assistant for Youth Policy (olegomgtu@mail.ru)

Received 20, June 2017

УДК 621.3.016:621.565

## ДИНАМИЧЕСКИЕ НАГРУЗКИ, ВОЗДЕЙСТВУЮЩИЕ НА ЭЛЕМЕНТЫ МНОГОВИГАТЕЛЬНОГО ГИДРОПРИВОДА ХОЛОДИЛЬНИКА МНЛЗ

*Савельев А.Н., к.т.н., доцент кафедры механики и машиностроения (savelyev2000@mail.ru)*  
*Козлов С.В., старший преподаватель кафедры механики и машиностроения*  
*Винокуров Н.Е., магистрант кафедры механики и машиностроения*

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

**Аннотация.** На базе динамической модели многодвигательного привода холодильников машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) сформирована математическая модель и выполнена оценка возникающих в приводе низкочастотных динамических процессов. Модель привода холодильников представляет собой восьмимассовую динамическую систему с упругими связями между массами. Описание связей учитывает наличие в них зазоров и демпфирующих свойств. Активная нагрузка в динамической модели описана механической характеристикой гидропривода. В качестве реактивной нагрузки выступает масса подвижных балок и охлаждаемого металла холодильников. Движение всех масс модели описано системой дифференциальных уравнений второго порядка. Интегрирование дифференциальных уравнений выполнялось методом Рунге-Кутты. Для анализа влияния различных факторов на нагрузки, возникающие в приводе холодильника, была написана соответствующая программа для ЭВМ. Оценка динамических процессов в приводе холодильника МНЛЗ показала, что динамическая составляющая нагрузки в элементах машины вертикального перемещения подвижных балок составляет значительную величину. Коэффициент динамичности  $K_d$  в элементах привода достигает 2,2 – 2,3. В процессе анализа факторов, влияющих на динамические процессы в приводе холодильника, выявлено, что оптимальное соотношение масс металла, расположенного на холодильнике, и подвижных балок холодильника соответствует значению, близкому к 1,6 – 1,7. Минимальный коэффициент динамичности при этом близок величине 1,5. Характер изменения динамики привода от вязкости рабочей жидкости гидропривода представляет собой плавную понижающуюся линейную зависимость с минимумом, соответствующим значению вязкости жидкости  $4 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$ . Скорость вертикального перемещения подвижных балок холодильников также оказывает влияние на возникающие в их приводе динамические процессы. При этом, чем выше скорость, тем выше коэффициент динамичности. В рассматриваемых в работе пределах изменения скорости движения подвижных балок холодильника значение  $K_d$  меняется от 2 до 2,2. Используемая в работе динамическая модель многодвигательного гидропривода холодильников шагающего типа дает возможность проанализировать возникающие в гидроприводе низкочастотные динамические процессы. В результате появляется возможность выявить степень влияния на низкочастотные колебания в гидроприводе различных конструктивных и энергосиловых условий функционирования такого привода и, используя расчетный инструмент, выработать оптимальные с точки зрения работоспособности конструктивные решения.

**Ключевые слова:** многодвигательный гидропривод, моделирование динамики, динамическая модель, динамические процессы, коэффициент динамичности, факторы, влияющие на динамический процесс.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-149-155

Во многих технологических агрегатах тяжелой промышленности элементы исполнительных механизмов входящих в них машин обладают значительными массами и требуют для их перемещения больших силовых нагрузок. В таких ситуациях все чаще используются многодвигательные приводы, в том числе и гидравлические. К одному из таких видов технологических агрегатов относятся холодильники машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). На этих агрегатах горячий металл, постепенно перемещаясь вдоль холодильников под действием периодических движений их рабочего органа, остывает до своего товарного состояния.

В абсолютном большинстве случаев на МНЛЗ используются холодильники шагающего типа. В них подвижные балки совершают циклическое поступательное движение в двух плоскостях – в вертикальной

и горизонтальной. В процессе длительной эволюции приводов холодильников инженерные поиски наиболее рационального решения их привода привели к выводу, что самым эффективным является многоцилиндровый гидравлический [1]. Однако параллельно положительным качествам, присущим гидравлическому приводу, выявился ряд отрицательных, сдерживающих процесс широкого применения холодильников такого типа. Наиболее существенным недостатком гидроприводов в этих агрегатах является наличие в их системе значительных динамических процессов.

Результаты анализа надежности работы элементов холодильников МНЛЗ, изложенные в работе [2], показали, что гидроприводы холодильников, которые эксплуатируются более двух десятков лет, достаточно часто (до ста раз в год) выходят из строя. При этом для обеспечения их стабильной работы потребовалось зна-

чительное по сравнению с первоначальным уровнем увеличение прочностных свойств входящих в гидропривод элементов. Так, например, делители потока гидропривода в исходном варианте были рассчитаны на давление в сети до 16 МПа. Для предотвращения выхода из строя они были заменены на делители потока с номинальным давлением 32 МПа, а затем и 64 МПа. Только после установки делителей потока, рассчитанных на давление в 64 МПа, они стали работать без аварийных остановок. При этом статическое давление в цепи гидропривода холодильников оставалось ниже 16 МПа. Отсюда появляется необходимость оценить динамические составляющие нагрузки на элементы привода, которые возникают в процессе работы холодильников, и выявить степень их влияния на работоспособность последних.

Известно, что динамические процессы в оборудовании по своим частотным характеристикам делятся на высокочастотные или волновые процессы и низкочастотные колебания системы, определяемые колебаниями массивных частей технологического агрегата [3, 4, 5]. В настоящей работе поставлена задача рассмотреть процессы, связанные с колебаниями массивных частей привода холодильника. Для этого разработана соответствующая такого рода колебаниям модель и выполнена оценка возникающих при этом динамических низкочастотных колебаний в гидроприводе холодильников МНЛЗ. В качестве холодильника-аналога для нашего случая взят холодильник шагающего типа, устанавливаемый в технологической линии МНЛЗ и состоящий из двух секций.

Движение подвижных балок каждой из секций осуществляется четырьмя вертикальными и двумя гори-

зонтальными цилиндрами, синхронно работающими от разных источников гидроэнергии. В цикле работы вертикального привода балок холодильника существуют участки, соответствующие подводу балки к остывающему металлу и поднятию этого металла. В момент касания подвижных балок металла нагрузка на привод этих балок резко возрастает, а в момент опускания охлаждаемого металла происходит обратный процесс, т.е. нагрузка резко падает. Таким образом, в цикле работы вертикального привода подвижных балок существуют два момента, когда нагрузка на них ступенчато меняется, а соответственно, могут возникать большие динамические ее составляющие. В приводе горизонтального движения подвижных балок холодильников таких перепадов нагрузки нет, что позволяет в оценке динамических процессов сосредоточиться на вертикальном приводе балок холодильника.

На кинематической схеме работы вертикального привода подвижных балок холодильника (рис. 1, а) показано, что цилиндры привода этих балок работают от одной гидросети, подающей энергию на попарно питающиеся цилиндры через делители потока жидкости шестеренного типа. В делителях потока динамические процессы, возникающие на каждом из двигателей, могут вступать во взаимодействие друг с другом. Этот момент с точки зрения характера протекания процессов взаимовлияния динамических колебаний друг на друга является наиболее опасным для целостности элементов оборудования. С учетом этого гидравлическая система многодвигательного привода холодильников МНЛЗ с делителем потока представлена в общем случае восьмимассовой динамической моделью, показанной на рис. 1, б. В этой схеме мето-

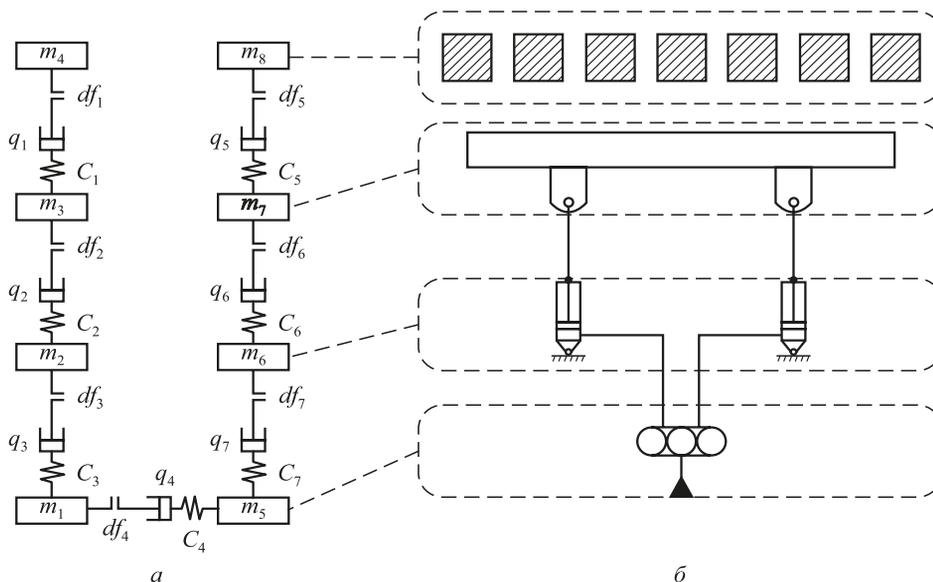


Рис. 1. Динамическая модель гидропривода вертикального движения подвижных балок холодильника: а – кинематическая схема гидропривода; б – динамическая модель привода

Fig. 1. Dynamic model of hydraulic drive of vertical movement of cooler mobile beams: а – kinematic scheme of hydraulic drive; б – dynamic drive model

дом, изложенным в работах [6, 7], сконцентрированы массы и расположенные между ними жесткости подвижных элементов привода.

При формировании динамической модели реальная гидравлическая система была разбита на однородные по конструкции элементы, в результате чего получена многомассовая динамическая система. Эти элементы были приведены к координатам гидроцилиндра, и по принципу концентрации малых масс в точках расположения значительных массовых величин сформирована динамическая модель [8]. Процесс сокращения масс системы контролировался допускаемой величиной отклонения первых трех собственных частот колебаний модели от исходных. Жесткости элементов гидропривода при этом были сконцентрированы между массами системы. К массам модели, которые взаимодействуют с внешней средой, были приложены соответствующие силы внешнего воздействия на гидропривод.

Вышеописанная динамическая модель привода вертикального перемещения подвижных балок холодильников была трансформирована в ее математическую модель [9, 10, 11], представляющую собой систему дифференциальных уравнений движения каждой из масс вида:

$$\begin{aligned} \frac{dx_1}{dt} &= \dot{x}_1; & \frac{d\dot{x}_1}{dt} &= \frac{F_1}{m_1}; \\ \frac{dx_2}{dt} &= \dot{x}_2; & \frac{d\dot{x}_2}{dt} &= \frac{F_2}{m_2}; \\ & \dots & & \dots \\ \frac{dx_n}{dt} &= \dot{x}_n; & \frac{d\dot{x}_n}{dt} &= \frac{F_n}{m_n}, \end{aligned}$$

где  $x_i$  и  $\dot{x}_i$  – перемещение и скорость  $i$ -й массы системы;  $m_i$  –  $i$ -я масса системы.

В математической модели принят ряд допущений, позволяющих значительно ее упростить без принципиальных изменений сути. Во-первых, в модели принято, что на закон движения поршней цилиндров оказывает влияние только упругость жидкости, находящейся в цилиндре и трубопроводах между цилиндром и делителем потока. Во-вторых, в модели считается незначительным влияние динамических процессов, происходящих на участке гидросистемы от насоса до делителя потока. И в-третьих, усилие, возникающее при соприкосновении подвижных балок с металлом, носит ступенчатый характер. С учетом вышесказанного усилия в связях между массами в математической модели описываются уравнениями, учитывающими наличие в связях зазоров и демпфирования динамических составляющих процесса колебаний системы [7, 10, 12, 13]. Модель каждой из связей выражена следующим уравнением:

$$F_{ij} = q(\dot{x}_j - \dot{x}_i) + M_{ij},$$

где

$$M_{ij} = \begin{cases} c_{ij}(x_j - x_i + \Delta_{ij}) & \text{при } (x_j - x_i) < -\Delta_{ij}; \\ 0 & \text{при } -\Delta_{ij} < (x_j - x_i) < 0; \\ c_{ij}(x_j - x_i) & \text{при } (x_j - x_i) > 0, \end{cases}$$

$q$  – коэффициент эквивалентного вязкого демпфирования в упругих связях;  $x_i$  и  $\dot{x}_i$  – перемещение и скорость  $i$ -й массы системы;  $x_j$  и  $\dot{x}_j$  – перемещение и скорость  $j$ -й массы системы;  $c_{ij}$  – жесткость упругой связи;  $\Delta_{ij}$  – зазор в упругой связи.

Усилие технологической нагрузки от массы подвижных балок в математической модели представлено следующим выражением:

$$P_{3(7)} = m_{3(7)}g,$$

где  $m_{3(7)}$  – масса подвижных балок, создающая усилие на гидроцилиндр привода;  $g$  – ускорение свободного падения.

Усилие технологической нагрузки от массы металла, находящегося на холодильнике в модели, описывается следующим образом:

$$P_{4(8)} = \begin{cases} m_{4(8)}g & \text{при } (x_{4(8)} - x_{3(7)}) \leq 0; \\ 0 & \text{при } (x_{4(8)} - x_{3(7)}) > 0, \end{cases}$$

где  $m_{4(8)}$  – масса металла, находящегося на подвижных балках холодильника.

В процессе расчета динамического процесса в приводе необходимо знать зависимость усилия  $F_{дв}$ , создаваемого гидродвигателем при перемещении металла в вертикальной плоскости. Определяется усилие гидропривода на основании его механической характеристики, выраженной математической зависимостью скорости двигателя от его нагрузки вида [15, 16]:

$$\begin{aligned} \dot{x}_{1(5)} &= \frac{Q_{гн}}{f_{п}} U_{гн} - \frac{a_{гн} p_{п}}{f_{п}}; \\ F_{дв} &= p_{п} f_{п} = \frac{f_{п} Q_{гн}}{a_{гн}} U_{гн} - \frac{\dot{x}_{1(5)} f_{п}^2}{a_{гн}}, \end{aligned}$$

где  $a_{гн}$  – коэффициент утечек в гидроприводе;  $U_{гн}$  – параметр регулирования;  $f_{п}$  – площадь поршня;  $p_{п}$  – давление в гидроцилиндре.

На основе математической модели с использованием интегрированной среды программирования «Delphi» написана программа определения динамических процессов в многодвигательном гидроприводе холодильника МНЛЗ. В этой программе интегрирование дифференциальных уравнений осуществляется с помощью стандартной подпрограммы Рунге-Кутты [10, 17 – 19]. Разработанная программа позволила выполнить расчет силовых составляющих нагрузки, возникаю-

щих в элементах той или иной упругой связи модели. В расчете приняты следующие значения масс:  $m_1 = 80$  кг,  $m_2 = 50$  кг,  $m_3 = 18\,750$  кг,  $m_4 = 43\,750$  кг,  $m_5 = 80$  кг,  $m_6 = 50$  кг,  $m_7 = 18\,750$  кг,  $m_8 = 43\,750$  кг; значения жесткостей составили  $C_{1,2,4,5,6} = 9 \cdot 10^{11}$  Н/м,  $C_{3,7} = 7 \cdot 10^{11}$  Н/м; значения зазоров в связях составили  $\Delta_{2,3,4,6,7} = 5 \cdot 10^{-4}$  м,  $\Delta_{1,5} = 5 \cdot 10^{-2}$  м; коэффициенты демпфирования в связях имеют следующие значения  $q_{2,3,4,6,7} = 5 \cdot 10^5$  Н·с/м,  $q_{1,5} = 3 \cdot 10^9$  Н·с/м.

В результате такого расчета показано, что составляющие в динамических процессах нагрузки, протекающих на низких частотах в многодвигательном гидроприводе холодильников в период подъема подвижных балок сначала без перемещаемого ими металла, а затем вместе с металлом, имеют значительные величины.

Результаты моделирования динамических процессов в вертикальном приводе холодильника шагающего типа приведены на рис. 2, откуда видно, что динамические составляющие нагрузки представляют значительную величину. Наиболее значимые динамические процессы возникают в момент касания подвижных балок находящегося на холодильнике металла. Коэффициент динамичности нагрузки, представляющий собой отношение максимальной нагрузки к статической [17, 20], в этом случае достигает значения порядка 2,2. При этом нагрузки в разных элементах привода значительно отличаются друг от друга.

Учитывая высокую степень воздействия динамических процессов на работоспособность гидропривода холодильника МНЛЗ, в работе проанализировано влияние некоторых факторов на возникающие в приводе нагрузки. Было учтено, что в процессе изготовления непрерывнолитой заготовки длина каждого из полученных в результате раскроя куска металла зависит от требований заказчика и может меняться от 2 до 6 м. При этом меняется и отношение массы заготовок к массе подвижных балок ( $m_4/m_3$ ). Интервал варьирования этого фактора в процессе работы холодильников при изменении длины раската меняется от 1,12 до 2,29.

Одна из зависимостей выполненной в работе оценки степени влияния соотношения этих масс на динамические процессы в приводе подвижных балок холодильника показана на рис. 3, а. Видно, что с увеличением соотношения масс металла и подвижных балок с 1,1 до 1,6 при постоянных остальных факторах коэффициент динамичности в связях привода холодильника незначительно уменьшается. Затем, при дальнейшем увеличении соотношения масс металла и подвижных балок, интенсивность динамических процессов в приводе холодильника возрастает и при достижении  $m_4/m_3 = 2,3$  превышает значение, оцениваемое коэффициентом  $K_d = 2$ .

На динамическую составляющую нагрузки в приводе подвижных балок холодильника оказывает некоторое влияние и вязкость используемой в приводе рабочей жидкости. Характер влияния коэффициента динамичес-

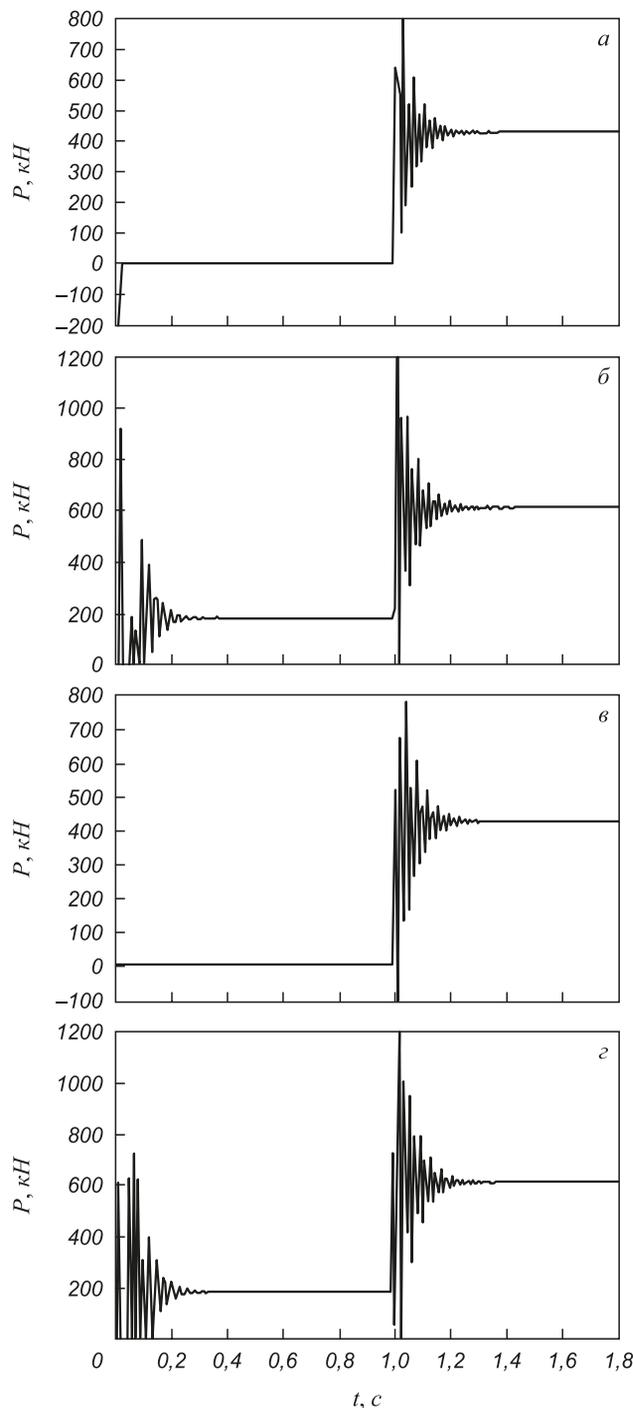


Рис. 2. Характер и величина нагрузок, возникающих в связях между массами динамической модели в первой половине цикла работы привода:

а – характер нагружения элементов привода, составляющих связь 1; б – связь 3; в – связь 5; г – связь 7

Fig. 2. Nature and magnitude of loads arising in links between the masses of dynamic model in the first half of the drive work cycle: а – nature of loading of the drive elements making up the link 1; б – link 3; в – link 5; г – link 7

кой вязкости жидкости на динамические процессы в приводе иллюстрируется кривыми, представленными на рис. 3, б, откуда видно, что с увеличением вязкости жидкости от  $1 \cdot 10^{-5}$  до  $1 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>/с коэффициент дина-

мичности в элементах привода снижается. Характер уменьшения коэффициента динамичности от вязкости используемой в гидроприводе рабочей жидкости линейный,  $K_d$  изменяется в среднем от 2,2 до 2,0.

В процессе работы холодильника МНЛЗ используются два привода, обеспечивающие вертикальное и горизонтальное движение подвижных балок. Сочетание циклограмм и тахограмм этих приводов позволяет менять скорость движения рассматриваемого в работе вертикального привода в пределах от 0,04 до 0,06 м/с. В этих скоростных пределах степень влияния скорости движения подвижных балок на коэффициент динамичности привода показана на рис. 3, в, откуда следует, что при увеличении скорости движения подвижных балок коэффициент динамичности в связях линейно возрастает. В результате выделяется скоростной участок с минимальным значением коэффициента динамичности, близким 2.

**Выводы.** Оценка динамических процессов в приводе холодильника МНЛЗ показала, что динамическая составляющая нагрузки в элементах технологического агрегата имеет значительную величину. Коэффициент динамичности в элементах привода достигает 2,2 – 2,3. В процессе анализа факторов, влияющих на динамические процессы в приводе холодильника, выявлено, что оптимальное соотношение масс металла, расположенного на холодильнике, и подвижных балок холодильника соответствует значению, близкому 1,6 – 1,7. Зависимость изменения динамики привода от вязкости рабочей жидкости гидропривода минимальная и наблюдается при вязкости жидкости  $4 \cdot 10^{-5}$  м<sup>2</sup>/с. Скорость вертикального перемещения подвижных балок холодильников также оказывает влияние на возникающие в приводе динамические процессы. При этом, чем выше скорость, тем выше коэффициент динамичности. В рассматриваемых в работе пределах изменения скорости движения подвижных балок холодильника коэффициент динамичности меняется от 2,0 до 2,2. Используемая в работе динамическая модель многодвигательного гидропривода холодильников шагающего типа дает возможность проанализировать возникающие в гидроприводе низкочастотные динамические процессы. В результате появляется возможность выявить степень влияния на низкочастотные колебания в гидроприводе различных конструкционных и энергосиловых условий функционирования данного привода. Используя этот расчетный инструмент, можно выработать оптимальные с точки зрения работоспособности конструктивные решения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Спиваковский А.О., Дьячков В.К. Транспортирующие машины: Учебн. пособие для машиностроительных вузов. – М.: Машиностроение, 1983. – 487 с.
2. Савельев А.Н., Козлов С.В. Оценка эксплуатационной надежности холодильника МНЛЗ с гидроприводом. Материалы шест-

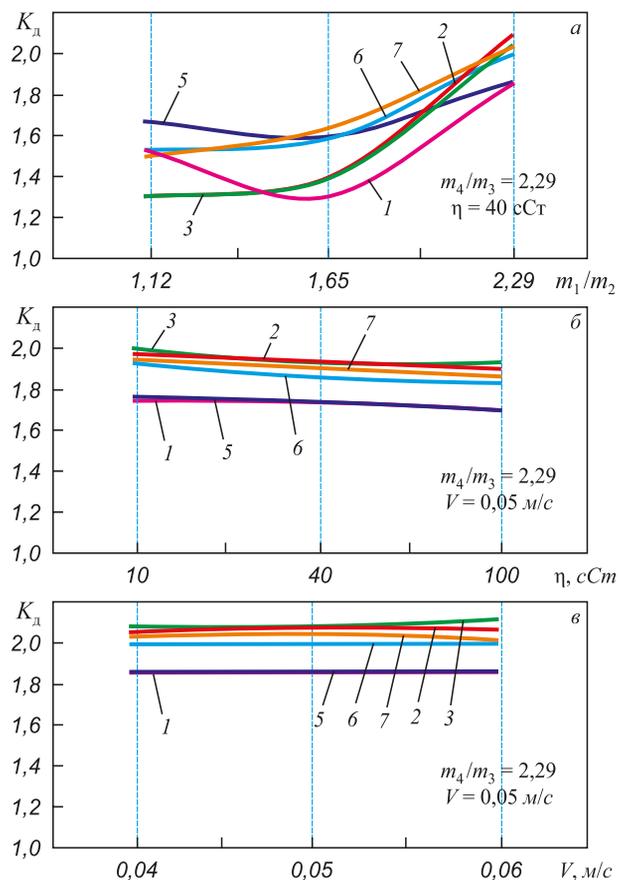


Рис. 3. Оценка влияния ряда факторов на динамические процессы в гидроприводе холодильника:

а – влияние соотношения масс охлаждаемого металла и подвижных балок холодильника; б – влияние вязкости рабочей жидкости; в – влияние скорости движения подвижных балок. 1, 2, 3 и т.д. – номера связей, указанных на динамической модели (рис. 1)

Fig. 3. Evaluation of the influence of a number of factors on dynamic processes in the cooler hydraulic drive:

а – influence of mass ratio of cooling metal and moving beams of the cooler; б – influence of working fluid viscosity; в – influence of movement speed of moving beams. 1, 2, 3 and etc. – numbers of links indicated on the dynamic model (Fig. 1)

надцатой научно-практической конференции по проблемам механики и машиностроения. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. С. 152 – 159.

3. Frolov K.V. Modern Problems of Vibrations in the Systems “Man-machine-Environment” // Studies in Environmental Science. 1981. Vol. 13. P. 1 – 41.
4. Фролов К.В. Методы совершенствования машин и современные проблемы машиностроения. Основы проектирования машин. – М.: Машиностроение. 1984. – 224 с.
5. Ильин М.М., Колесников К.С., Саратов Ю. Теория колебаний. Учебник для вузов. 2-е изд., стер. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 271 с.
6. Савельев А.Н., Ступаков М.И. Определение динамических нагрузок в технологическом оборудовании. Учебн. пособие. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 1999. – 32 с.
7. Савельев А.Н., Ступаков М.И., Савельев Н.В. Динамика тяжелонагруженных технологических машин. Учебн. пособие. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2005. – 190 с.
8. Савельев А.Н., Козлов С.В., Анисимов Д.О. Особенности формирования динамических моделей многодвигательных гидроприводов холодильников МНЛЗ // Вестник Сибирского госу-

- дарственного индустриального университета. 2016. № 2 (16). С. 28 – 31.
9. Савельев А.Н. Теория работоспособности технологических машин. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2008. – 225 с.
  10. Shabana A.A. Dynamics of Multibody Systems, 3 edn. Cambridge University Press, Cambridge, 2005.
  11. Асташев В.К., Бабицкий В.И., Вульфсон И.И. Динамика машин и управление машинами: справочник / ред. Г.В. Крейнин. – Москва: Машиностроение, 1988. – 239 с.
  12. Eich-Soellner E., Fuehrer C. Numerical Methods in Multibody Dynamics. Teubner, Stuttgart, 1998.
  13. Amirouche, F. Fundamentals of Multibody Dynamics. Birkhäuser, Boston, 2006.
  14. Трубецков Д.И., Рожнев А.Г. Линейные колебания и волны: Учебное пособие для вузов. – М.: Изд-во физико-математической литературы, 2001. – 416 с.
  15. Гидравлика, гидромашины и гидроприводы. Учебник для машиностроительных вузов / Т.М. Башта, С.С. Руднев, Б.Б. Некрасов и др. 2-е изд., перераб. – М.: Машиностроение, 1982. – 423 с.
  16. Чупраков Ю.И. Гидропривод и средства гидроавтоматики. – М.: Машиностроение, 1979. – 232 с.
  17. Schiehlen W. ed. Multibody Systems Handbook. Springer, Berlin, 1990.
  18. Stoer J., Bulirsch R., Numerische Mathematik 2,4 Auflage, Springer, Berlin, 2000.
  19. Nayfeh A.H., Balachandran B. Applied Nonlinear Dynamics. Wiley, New York, 1995.
  20. Введение в теорию механических колебаний: Учеб. пособ. для вузов / под ред. Я.Г. Пановко. 3-е изд. перераб. – М.: Наука, 1991. – 255 с.

Поступила 3 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, pp. 149–155.

## DYNAMIC LOADS INFLUENCING ON ELEMENTS OF MULTI-MOTOR HYDRAULIC DRIVE OF CCM COOLER

*A.N. Savel'ev, S.V. Kozlov, N.E. Vinokurov*

### REFERENCES

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

**Abstract.** Based on dynamic model of multi-motor drive of continuous casting machine (CCM) coolers, mathematical model is formed and evaluation of low-frequency dynamic processes occurring in the drive is performed. Model of the coolers drive is an eight-mass dynamic system with elastic connections between masses. Description of links takes into account presence of gaps and damping properties in them. Active load in dynamic model is described by mechanical characteristic of hydraulic drive. The cooler moving beams and cooling metal mass are regarded as reactive loads. Motion of all masses of the model is described through the system of second-order differential equations. Integration of differential equations was carried out by Runge-Kutta method. To analyze influence of various factors on loads that arise in cooler drive, a software program was written. Evaluation of dynamic processes in the CCM cooler drive shows that dynamic component of load in the elements of machine for vertical displacement of mobile beams is of a significant value. Dynamic response factor  $K_d$  in the drive elements reaches 2.2 – 2.3. Analysis of the factors influencing dynamic processes in the cooler drive reveals that the optimum ratio of masses of metal located in cooler and moving beams of the cooler is close to 1.6 – 1.7. The minimum dynamic coefficient is close to 1.5. The nature of change in drive dynamics due to viscosity of working fluid of hydraulic drive is smoothly decreasing linear dependence with a minimum corresponding to fluid viscosity value of  $4 \cdot 10^{-5}$  m<sup>2</sup>/s. Speed of vertical displacement of the moving beams of the coolers also affects dynamic processes that arise in their drive. At the same time, the dynamic response factor is higher with the higher speed. Within the limits of change in speed of movement of the moving beams of the cooler referred to in the paper,  $K_d$  varies from 2 to 2.2. Dynamic model of multi-motor hydraulic drive of cooler of a walking-type used in the work makes it possible to analyze low-frequency dynamic processes occurring in hydraulic drive. As a result, it becomes possible to identify degree of influence of various design and power conditions of operation of hydraulic drive on low-frequency oscillations in it and, to develop optimal design solutions in terms of its operability using calculating tool.

**Keywords:** multi-motor hydraulic drive, dynamics modeling, dynamic model, dynamic processes, dynamic response factor, factors influencing on dynamic process.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-149-155

1. Spivakovskii A.O., D'yachkov V.K. *Transportiruyushchie mashiny: Uchebn. posobie dlya mashinostroitel'nykh vuzov* [Transporting machines: Manual for machine-building universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 487 p. (In Russ.).
2. Savel'ev A.N., Kozlov S.V. Estimation of operational reliability of the CCM cooler with hydraulic drive. In: *Materialy shestnadsatoy nauchno-prakticheskoy konferentsii po problemam mekhaniki i mashinostroeniya* [Materials of 16th Sci.-Pract. Conf. on Problems of Mechanics and Mechanical Engineering]. Novokuznetsk: SibGIU, 2006, pp. 152–159. (In Russ.).
3. Frolov K.V. Modern Problems of Vibrations in the Systems “Man-machine-Environment”. *Studies in Environmental Science*. 1981, vol. 13, pp. 1–41.
4. Frolov K.V. *Metody sovershenstvovaniya mashin i sovremennyye problemy mashinostroeniya. Osnovy proektirovaniya mashin* [Methods of improving machines and modern problems of mechanical engineering. Basics of machine design]. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 224 p. (In Russ.).
5. Il'in M.M., Kolesnikov K.S., Saratov Yu. *Teoriya kolebaniy. Uchebnik dlya vuzov* [Theory of oscillations. Textbook for universities]. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman, 2003, 271 p. (In Russ.).
6. Savel'ev A.N., Stupakov M.I. *Opreделение dinamicheskikh nagruzok v tekhnologicheskoy oborudovaniy. Uchebn. posobie* [Determination of dynamic loads in process equipment. Manual]. Novokuznetsk: SibGIU, 1999, 32 p. (In Russ.).
7. Savel'ev A.N., Stupakov M.I., Savel'ev N.V. *Dinamika tyazhelonagruzennykh tekhnologicheskikh mashin. Uchebn. posobie* [Dynamics of heavy-duty technological machines. Manual]. Novokuznetsk: SibGIU, 2005, 190 p. (In Russ.).
8. Savel'ev A.N., Kozlov S.V., Anisimov D.O. Features of formation of dynamic models of multi-motor hydraulic drives of CCM coolers. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2016, no. 2 (16), pp. 28–31. (In Russ.).
9. Savel'ev A.N. *Teoriya rabotosposobnosti tekhnologicheskikh mashin* [The theory of working capacity of technological machines]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2008, 225 p. (In Russ.).
10. Shabana A.A. *Dynamics of Multibody Systems*. Cambridge: Cambridge University Press, 2005.
11. Astashev V.K., Babitskii V.I., Vul'fson I.I. *Dinamika mashin i upravlenie mashinami: spravochnik* [Dynamics of machines and machine control: Reference book]. Kreinin G.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1988, 239 p. (In Russ.).

12. Eich-Soellner E., Fuehrer C. *Numerical Methods in Multibody Dynamics*. Stuttgart: Teubner, 1998.
13. Amirouche F. *Fundamentals of Multibody Dynamics*. Boston: Birkhäuser, 2006.
14. Trubetskov D.I., Rozhnev A.G. *Lineinye kolebaniya i volny: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Linear oscillations and waves: Manual for universities]. Moscow: Izd-vo fiziko-matematicheskoi literatury, 2001, 416 p. (In Russ.).
15. Bashta T.M., Rudnev S.S., Nekrasov B.B. etc. *Gidravlika, gidromashiny i gidroprivody. Uchebnik dlya mashinostroitel'nykh vuzov* [Hydraulics, hydraulic machines and hydraulic drives. Textbook for machine-building universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 423 p. (In Russ.).
16. Chuprakov Yu.I. *Gidroprivod i sredstva gidroavtomatiki* [Hydraulic drive and hydroautomatics]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 232 p. (In Russ.).
17. Schiehlen W. ed. *Multibody Systems Handbook*. Berlin: Springer, 1990.
18. Stoer J., Bulirsch R. *Numerische Mathematik 2,4 Auflage*. Berlin: Springer, 2000.
19. Nayfeh A.H., Balachandran B. *Applied Nonlinear Dynamics*. New York: Wiley 1995.
20. *Vvedenie v teoriyu mekhanicheskikh kolebaniy: Ucheb. posob. dlya vtuzov* [Introduction to the theory of mechanical oscillations: Manual for technical colleges]. Panovko Ya.G. Moscow: Nauka, 1991, 255 p. (In Russ.).

**Information about the authors:**

*A.N. Savel'ev*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (savel'ev2000@mail.ru)

*S.V. Kozlov*, Senior Lecturer of the Chair of Mechanics and Machine Engineering

*N.E. Vinokurov*, MA Student of the Chair of Mechanics and Machine Engineering

Received July 3, 2017

УДК 621.744.35

## ВИБРАЦИОННАЯ ПРОШИВКА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ НА ПРОШИВНОМ ПРЕССЕ ТРУБОПРЕССОВОЙ УСТАНОВКИ

*Рахманов С.Р., к.т.н., доцент кафедры теоретической механики  
и сопротивления материалов (npfvostokplus@gmail.com)*

**Национальная металлургическая академия Украины**  
(49600, Украина, Днепр, ул. Акинфеева, 18)

**Аннотация.** Рассмотрены вопросы использования высокоэффективных технологий при производстве труб на прошивном прессе трубопрессовой установки. Проанализированы существующие базовые и перспективные направления интенсификации режимов деформации в процессах обработки металлов давлением с использованием активных управляемых высокочастотных вибраций. Установлено, что в силу недостаточной изученности вибрационные процессы не находят широкого применения при производстве бесшовных труб. Путем анализа и синтеза ряда известных фундаментальных исследований показано, что благоприятные условия деформации металла достигаются при использовании высокочастотных вибраций. Выявлено, что операция прошивки трубной заготовки на прошивном прессе сопровождается значительными потерями на преодоление сил технологического сопротивления, характерного для процесса неравномерности деформаций по всему объему обрабатываемого металла. Установлены некоторые ранее неизвестные явления, возникающие при реализации существующих технологий прошивки трубных заготовок, что потребовало создания новых математических моделей таких процессов, адекватно отражающих условия осуществления процесса прошивки или экспандирования заготовок на современных прошивных прессах. Составлена математическая модель динамических волновых процессов, возникающих в обрабатываемом металле. Для квазистационарного процесса прошивки трубной заготовки получены дифференциальные уравнения образования волн на соответствующих границах зон очага деформации, характерных для пластической зоны и зоны с трещинообразованием в прошиваемом металле. Определены параметры границы распространения волн в прошиваемой трубной заготовке на сопрягаемых фронтах пластической зоны с зоной возникновения трещинообразования. Установлено, что деформации и напряжения в прошиваемом металле зависят от скорости расширения характерных волн на границе контакта с технологическими инструментами. Обоснована высокоэффективная инновационная технология вибрационной прошивки трубной заготовки на прошивном прессе трубопрессовой установки. Установлены особенности реализации технологии активной управляемой вибрационной прошивки трубной заготовки на прошивном прессе трубопрессовой установки. Показано, что применение высокочастотных колебаний на прессе способствует значительному повышению эффективности технологического процесса прошивки или экспандирования трубных заготовок. Выбором рациональных параметров высокочастотных вибраторов (амплитудно-частотных характеристик), встроенных в систему, получено заметное снижение энергосиловых параметров в процессе прошивки трубной заготовки и достигнуто существенное повышение качества производимых гильз.

**Ключевые слова:** пресс, труба, прошивка, экспандер, контейнер, оправка, модель, зона пластичности, волна, зона разрушения, напряжение, вибрация, высокочастотный вибратор.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-156-163

Разработка новых, высокоэффективных технологий производства труб выдвигает ряд актуальных задач. Весьма перспективным направлением интенсификации режимов деформации при прошивке трубных заготовок является использование высокочастотных механических колебаний или вибраций. Применение передовых вибрационных технологий при производстве бесшовных труб обуславливает новый подход к задаче вибрационной прошивки, что в свою очередь связано с отработкой режимов деформации, прогнозированием показателей стойкости технологического инструмента, оптимизацией качества бесшовных труб и повышением надежности функционирования прессового оборудования [1 – 3].

Высокоэффективные технологические процессы прошивки трубных заготовок предусматривают модернизацию прессового оборудования применением управляемых высокочастотных вибраций. Однако в силу недостаточной изученности эти процессы не на-

ходят широкого применения в практике производства бесшовных труб. В частности, задачи по повышению эффективности процессов прошивки трубной заготовки на прошивном прессе в условиях применения высокочастотных вибраций решаются без должного исследования и, как правило, экспериментально.

Выполнение операций прошивки трубной заготовки на прошивном прессе сопровождается значительными потерями на преодоление сил сопротивления, характерного для процесса неравномерности деформаций по всему объему обрабатываемого металла. Наиболее благоприятные условия деформации прошиваемого металла достигаются в условиях использования высокочастотных вибраций, что получило свое отражение в ряде фундаментальных исследований как в теоретическом так и экспериментальном планах.

Для обоснования и принятия решений по ведению вибрационной прошивки трубной заготовки в активном, управляемом режиме остановимся на некоторых

важных моментах известных процессов пластической деформации металлов, моделировании возникающего волнового процесса в условиях применения высокочастотных активных вибраций.

Определение некоторых скрытых возможностей существующих технологий и разработка технологии вибрационной прошивки трубных заготовок требуют создания новых математических моделей процессов, адекватно отражающих условия реализации процесса прошивки или экспандирования гильз на современных прошивных прессах. Схема такого пресса приведена на рис. 1.

Остановимся на некоторых наиболее важных моментах технологического процесса вибрационной прошивки трубных заготовок. Процесс вибрационной прошивки трубной заготовки или экспандирования предварительно сверленных гильз на прошивных прессах производится следующим образом: предварительно нагретая заготовка 2, имеющая температуру 1200 – 1250 °С (например, из нержавеющей стали 12Х18Н10Т) для реализации процесса поступает в контейнер 3. Оправка (экспандер) 4 принудительно, посредством стержня 1, внедряется в трубную заготовку 2. Стержень оправки 1 снабжен генератором высокочастотных вибрации 10. При дальнейшем движении вибрируемой оправки 4 вдоль оси прошивки прошиваемый металл 2 значительно уплотняется и занимает ограниченный объем пространства контейнера 3. Следует принимать во внимание то, что при этом в процессе вибрационной прошивки или экспандирования трубной заготовки в очаге деформации, помимо всего, в прошиваемом металле возникают волновые процессы (далее в работе будет показано). При совпадении частот высокочастотных вибраторов с частотой волновых процессов в прошиваемой заготовке (за счет снижения сопротивления деформации в прошиваемом металле) происходит активизация процесса прошивки трубной заготовки в гильзы требуемых размеров [1, 4].

Разработка новых технологических процессов производства труб на современных гидравлических про-

шивных прессах требует создания корректных математических моделей процессов, адекватно отражающих необходимые условия реализации вибрационной прошивки трубных заготовок или экспандирования предварительно сверленных гильз.

В основу разработки ряда математических моделей и создания механизмов для вибрационного нагружения металла положены теоретические и экспериментальные работы В.М. Клименко, В.Н. Потураева, Г.Б. Бухвалова, В.П. Сверденко, В.И. Залесского, В.Н. Шаповала и других авторов, анализ этих разработок обобщен и наиболее полно представлен в работах [3, 5 – 18]. Большинство исследователей подтверждается тот факт, что применение высокочастотных вибраций при обработке металлов давлением приводит к уменьшению предела текучести материала и, как следствие, к значительному снижению энергосиловых параметров очага деформации.

Полученные результаты указывают на важную роль фактора формирования рациональной объемной деформации металла и уменьшения внешних контактных и внутренних сил трения. Отметим, что результатами ряда исследований, приведенных в работах [3 – 21], установлена некоторая зависимость усилия прессования от частоты колебаний при вибрационном прессовании. При этом выявлено, что для достижения чисто вибрационного режима деформирования заготовки необходимо установление зависимости между частотой, амплитудой и кинематическими параметрами процесса.

Следовательно, амплитудно-частотная характеристика колебаний базовых технологических инструментов (экспандера, оправки) оказывает существенное влияние на эффективность процесса, поскольку формирует вибрационное деформирование трубной заготовки.

Отметим, что процессы прошивки трубных заготовок из малопластичных и труднодеформируемых металлов на прошивных прессах трубопрессовых установок с применением высокочастотных вибраций выдвигают ряд актуальных вопросов по совершенствованию как

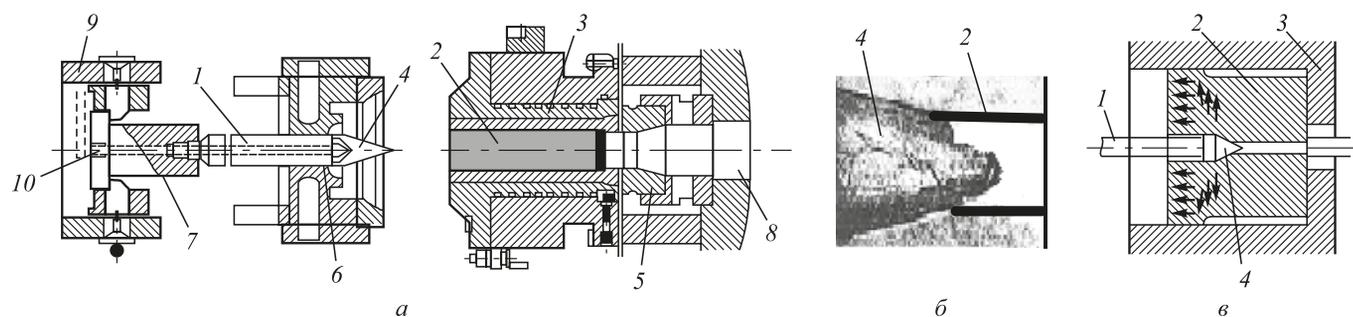


Рис. 1. Схема расположения технологического инструмента на прошивном прессе (а) и процесс экспандирования трубной заготовки (б, в): 1 – стержень иглы с вибратором; 2 – трубная заготовка; 3 – контейнер; 4 – игла (оправка) или экспандер; 5 – опорное кольцо; 6 – направляющая стержня иглы; 7 – иглодержатель; 8 – станина пресса; 9 – траверса; 10 – место установки генератора высокочастотного вибратора

Fig. 1. Scheme of technological tool location on the piercing press (a) and the process of pipe billet expanding (b, v):

1 – needle stem with a vibrator; 2 – pipe billet; 3 – container; 4 – needle (mandrel) or expander; 5 – support ring; 6 – needle stem liner; 7 – needle holder; 8 – press frame; 9 – counterplate; 10 – location of the generator of high-frequency vibrator

технологии производства труб, так и модернизации технологического оборудования [3 – 21]. В частности, при модернизации прошивного прессы усилием 16 МН высокочастотные колебания от вибровозбудителя 7 непосредственно подводятся к оправке 6 через стержень иглодержателя 2 (рис. 2).

Рассмотрим несколько иную постановку и решение задачи о прошивке предварительно нагретой трубной заготовки вибрируемой оправкой 6, выполненной в виде тела вращения, движущейся с определенной гидроприводом скоростью в прошиваемом металле 1. Оправка, используемая в качестве технологического инструмента прошивного прессы, представляет собой осесимметричное абсолютно твердое тело с заостренным наконечником. В ходе выполнения операции высокочастотной вибрационной прошивки вибрируемая оправка внедряется в металл (однородную среду), занимающую некоторое полупространство  $x \leq 0$ , нормально к его свободной поверхности  $x = 0$ . Возмущенное движение прошиваемого металла, вызванное оправкой, в процессе прошивки (в радиальном направлении) предполагаем строго симметричным.

Выбираем следующую расчетную схему процесса прошивки трубной заготовки: используем цилиндрическую систему координат с началом в точке соприкосновения оправки с прошиваемой заготовкой; время прошивки отсчитываем от момента соприкосновения оправки с металлом, причем ось  $x$  направляем вдоль оси прошиваемой заготовки (рис. 3).

Решение задачи вибрационного (волнового) движения металла в процессе прошивки, основанное на использовании строгих нелинейных дифференциальных уравнений, в силу больших деформаций в настоящее время из-за недостаточного развития математического аппарата является затруднительным. Поэтому на этой стадии исследования наиболее приемлемы методы, ко-

торые позволяют получить уточненное решение задачи в аналитической форме.

Пусть  $H(t)$  – есть глубина внедрения оправки в металл в момент времени  $t$ . Если уравнение образующей поверхности оправки задано в виде  $r = f(x)$ ,  $x \geq 0$ , то положение оправки в выбранной цилиндрической системе координат в момент времени  $t \geq 0$  определяется параметром  $r = f[x + H(t)]$ .

В некоторой фиксированной плоскости  $x = \text{const}$  сечение движущейся оправки в каждый момент времени представляет собой окружность переменного радиуса  $r_0(t) = f[t - H(t)]$ , изменяющуюся в радиальном направлении со скоростью

$$c_0(t) = \dot{r}_0(t) = \frac{d}{dt} f[x + H(t)] = f'[x + H(t)]u_0(t),$$

где  $u_0(t) = \dot{H}(t)$  – скорость прошивки;  $f'[x + H(t)]$  – тангенс угла наклона образующей оправки к оси  $x$  на некоторой заданной глубине прошивки  $x = \text{const}$ .

Если оправка, удерживаемая стержнем, выполнена в виде эквивалентного конуса с углом полураствора  $\theta_s$ , то  $f(x) = x \text{tg}(\theta_s)$ , и скорость расширения поперечного сечения оправки в плоскости  $x = \text{const}$  будет равна  $c_0(t) = u_0(t) \text{tg}(\theta_s)$ .

Принимаем во внимание то, что технологический процесс прошивки заготовки на прессе ведется в установившемся режиме с постоянной скоростью. Поэтому можно в первом приближении считать, что  $u_0(t) = u_0 = \text{const}$ . При этом каждое поперечное сечение оправки при ее перемещении расширяется с постоянной скоростью  $c_0 = u_0 \text{tg}(\theta_s) = \text{const}$ , что дает основание движение металла рассматривать как автомодельное.

Подход к решению задачи прошивки состоит в следующем: считается, что каждый слой металла в некоторой фиксированной плоскости  $x = \text{const}$  движется

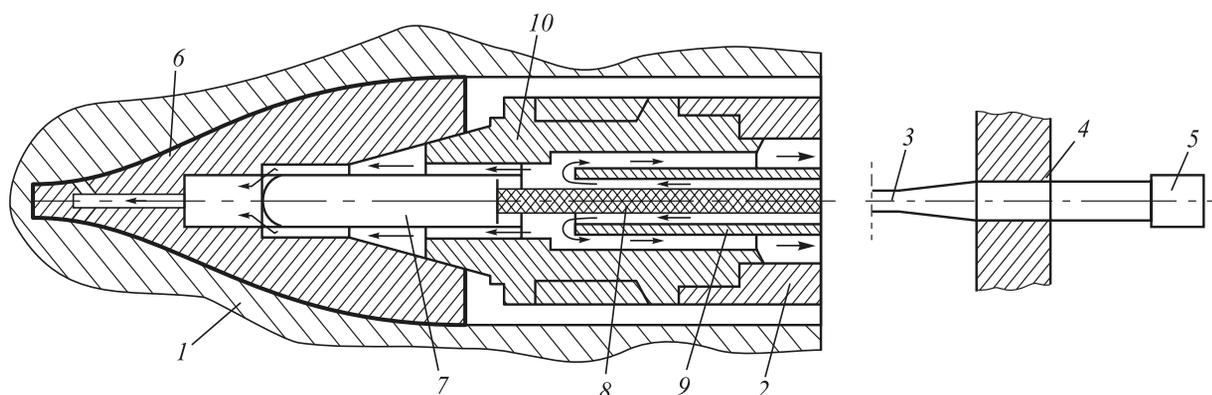


Рис. 2. Схема подвода высокочастотных колебаний к оправке прошивного прессы:

1 – трубная заготовка; 2 – стержень оправки (иглодержателя); 3 – концентратор энергии вибрации; 4 – устройство для крепления системы к прессу; 5 – преобразователь высокочастотных колебаний; 6 – оправка (экспандер); 7 – вибровозбудитель; 8 – гибкий вал; 9 – трубка системы охлаждения оправки и иглы; 10 – мундштук

Fig. 2. The scheme of high-frequency vibrations supply to the mandrel of the piercing press:

1 – pipe billet; 2 – mandrel (needle holder) stem; 3 – vibration energy concentrator; 4 – device for system fixing to the press; 5 – converter of high-frequency vibrations; 6 – mandrel (expander); 7 – vibration exciter; 8 – flexible shaft; 9 – mandrel and needle cooling system tube; 10 – die carrier

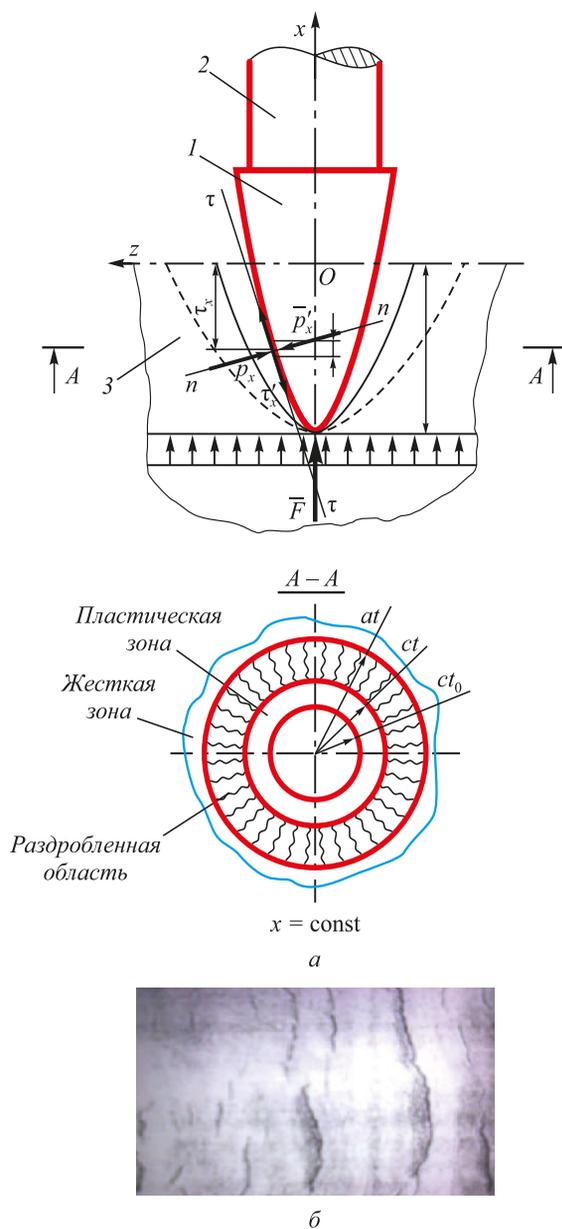


Рис. 3. Расчетная схема динамических процессов прошивки (а) и темплет трубной заготовки с характерной зоной трещинообразования (б):

1 – оправка; 2 – стержень оправки; 3 – трубная заготовка

Fig. 3. Calculation scheme of dynamic processes of piercing (a) and a template of pipe billet with a typical zone of crack formation (b):

1 – mandrel; 2 – mandrel stem; 3 – pipe billet

зависимо от других слоев, причем движение начинается с того момента времени, когда наконечник оправки достигает данной плоскости. При этом исходная задача сводится к задаче о расширении цилиндрической каверны в сплошной среде (заготовке) и представляет собой задачу о распространении одномерных радиальных волн в слое, перпендикулярном направлению движения оправки в прошиваемом металле. Таким образом, можно сказать, что предлагаемый подход к решению задачи основывается исключительно на методе плоских сечений, что позволяет развивать теоретические положения

процессов прошивки заготовки технологическим инструментом (оправкой).

Результаты ряда известных исследований [3, 5 – 18] указывают на необходимость поэтапного исследования состояния обработанного давлением металла между технологическими инструментами в стесненном очаге деформации. Напряженно-деформированное состояние металла показывает, что при существующих скоростях прошивки в цилиндрической заготовке (металле), кроме зоны упругого состояния, преимущественно возникает зона пластического состояния, а в некоторых случаях и нежелательная зона разрушения металла. Поэтому первоначально рассмотрим указанные зоны и дадим решение динамической задачи для них. Пластическая область очага деформации расположена в зоне непосредственного контакта металла с оправкой. В рамках выбранной динамической модели процесса в каждом сечении  $x = \text{const}$  эта зона представляет собой концентрическую область, ограниченную окружностью радиусом (поперечное сечение оправки)  $r_0(t)$ , которая расширяется со скоростью  $c_0(t)$ , и окружностью некоторого радиуса  $R(t)$ , которая определяет границу пластической области со стороны внешней зоны и расширяется с неизвестной заранее скоростью  $c = \dot{R}(t)$ .

Область, примыкающая к пластической зоне по окружности  $r = R(t)$ , как будет показано в дальнейшем, может рассматриваться как область, подверженная в некоторых случаях определенному виду трещинообразного разрушения.

Для внешней зоны могут применяться различные математические и физические модели. Следует отметить, что при реализации некоторых режимов прошивки предварительно нагретой трубной заготовки осесимметричной цилиндрической оправкой, наряду с пластической зоной, возникает раздробленная область [4, 20]. В связи с этим исследование динамических явлений в области с трещинообразованиями является наиболее актуальным.

Известно, что для многих сталей и сплавов, из которых путем вскрытия полости изготавливаются гильзы (трубы), предел прочности на разрыв  $\sigma_0$  гораздо меньше по величине, чем предел прочности на сжатие. При прошивке металла оправкой, образующая которой частично изношена или калибрована неудачно, в некоторой области очага деформации возникают значительные растягивающие окружные усилия, теоретически превосходящие предел прочности на разрыв. В условиях реализации существующего технологического процесса прошивки в таких областях деформируемый металл теряет способность сопротивляться напряжениям и разрушается, причем дробление проявляется в виде образования большого количества радиальных трещин. Например, зачастую, это имеет место при производстве (прошивке) толстостенных труб. В связи с этим в тех случаях, когда появляются окружные растягивающие напряжения, которые превосходят предел прочности на разрыв, расчетная схема должна быть изменена таким

образом, чтобы отображала возможность появления указанной разрушенной зоны (рис. 3).

В зоне, разрушенной радиальными трещинами, связанность материала вдоль окружных волокон нарушается и поэтому можно предположить, что окружное усилие становится равным нулю. Следовательно, в такой зоне напряжение  $\sigma_\theta = 0$ .

Поэтому уравнение для зоны с трещинообразованием будет иметь вид

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r}{r} = -\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_r$  – радиальные напряжения;  $\rho$  – текущая плотность металла;  $u(r, t)$  – смещение металла в раздробленной зоне.

В этом случае уравнение неразрывности металла можно представить через смещение  $u(r, t)$  в виде

$$1 - \frac{\rho_0}{\rho} = -\left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r}\right), \quad (2)$$

где  $\rho_0$  – начальная плотность металла.

При условии, что давление равно  $p = \frac{2-s}{3} \sigma_r, (0 \leq s \leq 1)$ , получим следующую взаимосвязь между плотностью прошиваемого металла и радиальным напряжением:

$$\frac{2-s}{3} \sigma_r = K \left(1 - \frac{\rho_0}{\rho}\right), \quad (3)$$

где  $K$  – коэффициент объемной деформации металла;  $s$  – параметр конфигурации реологии металла ( $0 \leq s \leq 1$ ).

Из соотношений (2) и (3) имеем уравнение

$$\frac{2-s}{3} \frac{\sigma_r}{K} = -\frac{\partial u}{\partial r} - \frac{u}{r}, \quad (4)$$

которое в комбинации с выражением (1) дает отдельное дифференциальное уравнение для анализа движения металла в очаге деформации  $u(r, t)$  в виде

$$\frac{\partial^2 u}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial u}{\partial r} = \frac{1}{a^2} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \quad (5)$$

здесь  $a = \sqrt{\frac{3K}{\rho_0(2-s)}}$  – скорость распространения переднего фронта волны в зоне, разрушенной радиальными трещинами.

Перейдем к детальному исследованию математической модели возмущенной области очага деформации и анализу волновых процессов в прошиваемом металле.

С учетом определенных начальных и граничных условий реализации задачи

$$u|_{t=0} = f(r); \quad \frac{du}{dr}|_{t=0} = F(r); \quad \frac{du}{dr}|_{r=R} = 0 \quad (6)$$

решение уравнения (5) представляем по методу Фурье.

Следовательно, общее решение уравнения (5) согласно [4] представим в форме

$$u(r, t) = A_0 + B_0 t + \sum_{k=1}^{\infty} \tilde{A}_k \sin\left(\frac{\mu_k a t}{R}\right) + \varphi_k \left(\frac{\sin\left(\frac{\mu_k r}{R}\right)}{r}\right), \quad (7)$$

где  $A_0$  и  $B_0$  – начальные параметры возмущенной области;  $\tilde{A}_k = \sqrt{A_k^2 + B_k^2}$  – амплитуды волновых процессов в возмущенной области прошиваемого металла;  $\text{tg} \varphi_k = \frac{A_k}{B_k}$  – начальные фазы волновых процессов;  $R$  – радиус границы втулки контейнера.

Из выражения (7) следует, что период соответствующих волновых процессов (вынужденных колебаний) в прошиваемом металле определяется как

$$T_k = \frac{2\pi}{K_k}, \quad (8)$$

где  $K_k = \sqrt{\frac{\mu_k a}{R}}$  – частота распространения волн в прошиваемом металле;  $\mu_k$  – положительные корни характеристического уравнения, согласно (5) [21].

Предлагается следующая возможная схема решения задачи. Рассматривается задача в предположении, что возмущенная область состоит из пластической и раздробленной зон. Решается уравнение для определения относительной скорости волны пластичности, а затем восстанавливаются истинные поля напряжений и скоростей. Далее проверяется выполнение условия  $\sigma_\theta > -\sigma_0$  во всей возмущенной области очага деформации. Если это условие выполняется, то указанным решением задачи ограничиваемся. Затем, задавшись определенными начальными и граничными условиями активных вынужденных гармонических колебаний технологического инструмента (оправки) в виде  $f(r) = r(t) \sin(\omega t)$  и  $F(r) = \dot{r}(t) \cos(\omega t)$  заданной частоты  $\omega$ , математическим моделированием определяем эффективные параметры вибрационной прошивки трубной заготовки на этапе назначения технологического процесса ее прессования.

Необходимо подчеркнуть, что поскольку процессы прошивки в рамках выбранной динамической модели очага деформации представляют волновые процессы, то путем приложения внешних активных управляющих воздействий, например, высокочастотных колебаний определенной частоты  $\omega = 0,5 - 15,0$  кГц со стороны вибрируемого технологического инструмента прошиваемому металлу возможно добиться ускоренного внедрения оправки  $b$  в трубную заготовку  $l$  без трещинообразования в прошиваемом металле. Отметим, что возбудитель высокочастотных колебаний  $7$  непосредственно установлен внутри самой оправки  $b$  и подверга-

ется интенсивному охлаждению существующей системой охлаждения оправки 6 (инструментов) (рис. 2). Кроме этого, под воздействием управляющих высокочастотных колебаний достигается значительное уменьшение пределов текучести и упругости прошиваемого металла, что обеспечивает снижение усилия прошивки и приводит к увеличению эффективности процесса. Стабилизацией параметров объемного напряженно-деформированного состояния металла, например, при прошивке трубных заготовок из стали 12Х18Н10Т диам. 190 мм на 16-МН прессе с совмещенными операциями прошивки и прессования достигается снижение усилия прошивки на 19 %, повышение стойкости экспандера в три раза за счет преодоления сил контактного трения, характерного для процесса. Со снижением усилия прошивки достигается устойчивость функционирования иглодержателя и стержня оправки в процессе прошивки, что приводит к существенному снижению разностенности и повышению качества выпускаемых труб. В рассматриваемом случае уменьшение разностенности труб из нержавеющей стали составляет примерно 16 %.

Необходимо особо подчеркнуть тот факт, что с применением активных высокочастотных вибраций также устраняется зона, разрушенная радиальными трещинами, в силу того, что связанность материала вдоль окружных волокон не нарушается. Полученные результаты показывают, что технологические процессы прошивки трубных заготовок из различных марок сталей и их сплавов с применением высокочастотной вибрации по рассматриваемой схеме корректно описываются представленной математической моделью.

Отметим, что разработанная математическая модель процесса вибрационной прошивки трубной заготовки создает определенные возможности для анализа динамических явлений в очаге деформации. Решение задачи по определению напряженно-деформированного состояния очага деформации, как видно из выбранной динамической модели, базируется на реализации стандартного математического аппарата. Уточненные динамические особенности очага деформации существенно дополняют имеющиеся представления о напряженно-деформированном состоянии металла в процессе прошивки трубной заготовки. Полученные результаты позволяют наметить пути совершенствования технологического процесса прошивки и реализовать управляемые режимы деформации трубной заготовки на прошивном прессе.

Предложенная методика исследования технологического процесса прошивки трубных заготовок из различных марок сталей и их сплавов на прошивном прессе существенно расширяет возможности анализа напряженно-деформированного состояния очага деформации.

Как видно, в этом случае имеющие место сопровождающие волновые процессы и характерное напря-

женно-деформированное состояние металла в условиях реализации вибрационных технологий являются определяющими для очага деформации. Установленные динамические особенности очага деформации развивают имеющиеся представления о напряженно-деформированном состоянии прошиваемого металла.

**Выводы.** Для квазистационарного процесса прошивки трубной заготовки получены уравнения расширения характерных границ очага деформации, соответствующих пластической зоне и зоне с трещинообразованием. Определены параметры границы распространения фронта волны зоны трещинообразования в прошиваемом металле. Установлено, что деформации и напряжения в прошиваемом металле зависят от скорости расширения волны на границе контакта с вибрируемой оправкой. Показано, что высокочастотные колебания способствуют повышению эффективности процесса прошивки или экспандирования трубных заготовок в гильзы на прессе.

Путем выбора рациональных параметров оправки высокочастотных вибраторов (амплитудно-частотных характеристик), встроенных в стержень, получено заметное снижение энергосиловых параметров в процессе прошивки трубной заготовки и достигнуто повышение качества производимых гильз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология трубного производства. Учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 640 с.
2. Медведев М.И., Гуляев Ю.Г., Чукмасов С.А. Совершенствование процесса прессования труб. – М.: Металлургия, 1986. – 151 с.
3. Боборыкин Ю.А. Некоторые вопросы обработки металлов давлением с применением вибраций. Материалы семинара «Применение вибраций для интенсификации процессов штамповки». – М.: МДНТП, 1961. С. 27 – 32.
4. Рахманов С.Р., Гоман О.Г. Динамические процессы при прошивке трубной заготовки на прессе // Сталь. 2010. № 6. С. 73 – 78.
5. Иванова В.С. Механизм пластической деформации при действии циклических нагрузок // Металловедение и термическая обработка металлов. 1960. № 4. С. 7 – 13.
6. Бухвалов Г.Б., Скрябин Н.П., Волегов В.П. Обработка металлов в условиях вибрационного нагружения. – В кн.: Доклады четвертой научно-технической конференции молодых специалистов. – М.: ВНИИМЕТМАШ, 1961. С. 17 – 25.
7. Залесский В.И., Волков И.П. Исследование деформации при осадке в условиях вибрационного нагружения // Изв. вуз. Черная металлургия. 1965. № 9. С. 12 – 16.
8. Залесский В.И., Мендыбаев О.С. Вибрационное прессование с применением гидровинтового вибратора // Изв. вуз. Черная металлургия. 1965. № 11. С. 7 – 12.
9. Потураев В.Н., Миронюк А.Ф. Некоторые результаты исследования вибропрессования. – М.: Металлургия, 1966. – 254 с.
10. Стеблюк В.И., Тартаковский И.П. Определение параметров вибрационных прессов для штамповой зачистки деталей // Технология и автоматизация машиностроения. 1968. Вып. 3. С. 15 – 19.
11. Зайцев В.С., Павлов И.М., Буханов С.Ф. Геометрические условия вибрационной прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1969. № 5. С. 51 – 58.

12. Матвеев И.Б. Выбор принципиальной схемы вибрационного пресса // Кузнечно-штамповочное производство. 1973. № 8. С. 24 – 28.
13. Николаев В.А. Давление и момент при прокатке полосы с вибрационным нагружением // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 9. С. 32 – 39.
14. Сверденко В.П., Добровольский И.Г., Булах В.Н. Изучение влияния низкочастотных колебаний на силовые параметры при вибрационной осадке // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 7. С. 21 – 27.
15. Бидерман В.Л. Теория механических колебаний: Учебник для вузов. – М.: Высшая школа, 1980. – 408 с.
16. Несис Е.И. Методы математической физики: Учебное пособие. – М.: Просвещение, 1977. – 199 с.
17. Хаяси Т. Нелинейные колебания в физических системах. – М.: Мир, 1968. – 432 с.
18. Клименко В.М., Шаповал В.Н. Вибрационная обработка давлением. – Киев: Техника, 1977. – 128 с.
19. Winsper C.T., Sansome D.H. The superposition of longitudinal sonic oscillations at the wire drawing progress. Proc. Inst. Mch. Engrs. 1968, No. 25.
20. Рахманов С.Р. Математическое моделирование процессов вибрационной прошивки трубной заготовки на прошивном прессе // Вибрация в технике и технологиях. 2010. № 3. С. 99 – 108.
21. Гуляев Ю.Г., Чукмсов С.А., Губинский А.В. Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением. – Киев: Наукова думка, 1986. – 240 с.

Поступила 13 февраля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 2, pp. 156–163.

## VIBRATION PIERCING OF PIPE BILLET ON THE PIERCING PRESS OF PIPE-ROLLING MILL

S.R. Rakhmanov

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-156-163

National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine

### REFERENCES

- Abstract.** The issues of using highly efficient technologies in the production of pipes on the piercing press of a pipe press installation are considered. The existing basic and perspective directions of intensification of deformation modes in the processes of metal forming using active controlled high-frequency vibrations are analyzed. It was established that, due to insufficient study, vibration processes do not find wide application in the production of seamless pipes. By analyzing and synthesizing a number of known fundamental studies, it has been shown that favorable conditions for metal deformation can be achieved by using high-frequency vibrations. It was revealed that the operation of the pipe billet piercing on the piercing press is accompanied by considerable losses to overcome the forces of technological resistance, characteristic for the process of deformations unevenness throughout the volume of the processed metal. Some previously unknown phenomena that arise during the implementation of existing technologies for pipe billets piercing have been established, which required the creation of new mathematical models of such processes that adequately reflect the conditions of the process of piercing or expanding the billets on modern piercing presses. A mathematical model of the dynamic wave processes arising in the processed metal is made. For the quasistationary process of pipe billet piercing differential equations of wave formation are obtained at the corresponding boundaries of the zones of the deformation center, characteristic for the plastic zone and the zone with cracking in the pierced metal. The parameters of the wave propagation boundary in the pierced pipe billet on the conjugate fronts of the plastic zone with the zone of crack formation are determined. It was established that deformations and stresses in the pierced metal depend on the rate of expansion of characteristic waves at the interface of contact with technological tools. A highly effective innovative technology of vibration piercing of a pipe billet on a piercing press of a pipe-rolling mill is substantiated. The features of realizing the technology of active controlled vibration piercing of the pipe billet on the piercing press of a pipe-rolling mill are determined. It is shown that the use of high-frequency oscillations on the press contributes to a significant increase in the efficiency of the technological process of piercing or expansion of pipe billets. The choice of rational parameters of high-frequency vibrators (amplitude-frequency characteristics), built into the system, resulted in a noticeable decrease in the energy-strength parameters during the piercing of the pipe billet and a significant improvement in the quality of the produced sleeves.
- Keywords:** press, pipe, insertion, expander, container, mandrel, model, plasticity zone, wave, destruction zone, tension, vibration, high-frequency vibrator.
1. Danchenko V.N., Kolikov A.P., Romantsev B.A., Samusev S.V. *Tekhnologiya trubnogo proizvodstva. Uchebnik dlya vuzov* [Pipe production technology. Textbook for universities]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002, 640 p. (In Russ.).
  2. Medvedev M.I., Gulyaev Yu.G., Chukmasov S.A. *Sovershenstvovanie protsessa pressovaniya trub* [Improvement of pipe pressing process]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 151 p. (In Russ.).
  3. Boborykin Yu.A. Selected issues of vibration-assisted metal forming. In: *Materialy seminarov: Primenenie vibratsii dlya intensivatsii protsessov shtampovki* [Papers of the seminar “Vibration application in for intensification of die-stamping processes”]. Moscow: MDNTP, 1961, 27–32 p. (In Russ.).
  4. Rakhmanov S.R., Goman O.G. Dynamic processes during pipe billet piercing on pressing machine. *Stal’*. 2010, no. 6, pp. 73–78. (In Russ.).
  5. Ivanova V.S. Plastic deformation mechanism under cycling loads. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1960, no. 4, pp. 7–13 (In Russ.).
  6. Bukhvalov G.B., Skryabin N.P., Volegov V.P. Metal treatment under vibration stressing. In: *Doklady chetvertoi nauchno-tehnicheskoi konferentsii molodykh spetsialistov* [Papers of the 4th Scientific Conference of Young Specialists]. Moscow: VNIIMETMASH, 1961, pp. 17–25 (In Russ.).
  7. Zaleskii V.I., Volkov I.P. Study of sinking strain deformation at vibration stressing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1965, no. 9, pp. 12–16. (In Russ.).
  8. Zaleskii V.I., Mendybaev O.S. Vibration pressing with screw hydraulic vibrator. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1965, no. 11, pp. 7–12. (In Russ.).
  9. Poturaev V.N., Mironyuk A.F. *Nekotorye rezul'taty issledovaniya vibropressovaniya* [Selected results of the study of vibration pressing]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 254 p. (In Russ.).
  10. Steblyuk V.I., Tartakovskii I.P. Determination of parameters of vibration presses for stamp chipping of the tool elements. *Tekhnologiya i avtomatizatsiya mashinostroeniya*. 1968, vol. 3, pp. 15–19. (In Russ.).
  11. Zaitsev V.S., Pavlov I.M., Bukhanov S.F. Geometry conditions of vibration rolling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1969, no. 5, pp. 51–58. (In Russ.).
  12. Matveev I.B. Selection of the principal scheme of vibration press. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. 1973, no. 8, pp. 24–28. (In Russ.).

13. Nikolaev V.A. Pressure and moment coefficient at strip rolling under vibration stressing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 9, pp. 32–39. (In Russ.).
14. Sverdenko V.P., Dobrovol'skii I.G., Bulakh V.N. Study of low-frequency vibrations influence on power parameters under vibration sinking strain. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 7, pp. 21–27. (In Russ.).
15. Biderman V.L. *Teoriya mekhanicheskikh kolebaniy: Uchebnyk dlya vuzov* [Theory of mechanical oscillations: Textbook for universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1980, 408 p. (In Russ.).
16. Nesis E.I. *Metody matematicheskoi fiziki: Uchebnoe posobie* [Methods of mathematical physics: Manual]. Moscow: Prosveshchenie, 1977, 199 p. (In Russ.).
17. Chihiro Hayashi. *Nonlinear oscillations in physical systems*. McGraw-Hill, 1964, 392 p. (Russ.ed.: Hayashi Ch. *Nelineinye kolebaniya v fizicheskikh sistemakh*. Moscow: Mir, 1968, 432 p.).
18. Klimenko V.M., Shapoval V.N. *Vibratsionnaya obrabotka davleniem* [Vibration assisted pressure metal treatment]. Kiev: Tekhnika, 1977, 128 p. (In Russ.).
19. Winsper C.T., Sansome D.H. The superposition of longitudinal sonic oscillations at the wire drawing progress. *Proc. Inst. Mch. Engrs*. 1968, no. 25.
20. Rakhmanov S.R. Mathematic modeling of pipe billet piercing processes at piercing press. *Vibratsiya v tekhnike i tekhnologiyakh*. 2010, no. 3, pp. 99–108. (In Russ.).
21. Gulyaev Yu.G., Chukmsov S.A., Gubinskii A.V. *Matematicheskoe modelirovanie protsessov obrabotki metallov davleniem* [Mathematical modeling of metal forming processes]. Kiev: Naukova dumka, 1986, 240 p.

**Information about the author:**

**S.R. Rakhmanov**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Theoretical Mechanics and Strength of Materials*  
(npfvostok@mail.ru)

Received February 13, 2017

УДК 624.7.001.5

## НОРМАТИВНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ КОМПЛЕКСА МЕДНЕНИЯ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

**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.** Сформирована формульно-алгоритмическая нормативная модель функционирования технологической линии, рассчитаны технически возможные и нормативные значения тактов работы и производительности линии. Разработана нормативная ситуационная комплексная модель функционирования отделения меднения, учитывающая количество линий, количество используемых «ниток» проволоки на каждой из них для расчета многовариантных технически возможных и нормативных значений производительности системы.

**Ключевые слова:** процесс меднения, стальная проволока, мотки, нормативы, модели, такт, производительность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-164-167

С целью рациональной организации производства и труда, совершенствования системы планирования и оперативного управления, разработки сменно-суточных заданий необходимы обоснованные нормативные показатели (нормы времени на операции, нормы выработки, нормативы производительности агрегатов и фонда времени их работы). При этом важнейшей задачей нормирования является построение нормативных моделей функционирования производственных участков, подразделений предприятия [1 – 5]. Эту задачу рассматривали на примере отделения меднения проволоки метизного производства [6].

В исследуемом отделении параллельно функционируют две технологические линии, на которых осуществляется процесс нанесения на поверхность стальной проволоки слоя меди химическим контактным способом. Каждая линия состоит из последовательно расположенных семи ванн: шесть – с погружающими барабанами и направляющими роликами, одна (последняя) – специальная с волокодержателем и волоками. Процессу обработки проволоки в ванне с раствором медного купороса предшествуют процессы в ваннах для: обезжиривания проволоки в щелочном растворе, промывания ее в горячей воде, химического подтравливания в растворе соляной кислоты и промывания в холодной воде. После меднения проволока окончательно промывается в ванне с водой, подвергается процессу волочения (для полировки и уплотнения медного покрытия) и наматывается на кассету. После наполнения

кассеты проволоку отрезают от готового мотка, переводят и закрепляют новый конец на пустую кассету, и процесс меднения продолжается.

Сложность организации материальных потоков в отделении заключается в том, что на каждой технологической линии одновременно и синхронно обрабатываются 24 «нитки» проволоки в семи последовательно расположенных ваннах. Затем «нитки» протягиваются до намоточных аппаратов, на которых формируются 24 мотка омедненной проволоки диаметром от 0,8 до 2,0 мм и массой от 10 до 80 кг.

При нормировании длительности производственных операций предварительно изучали и анализировали существующую организацию материальных потоков в отделении меднения (их непрерывность и параллельность), степень загрузки и согласованности в работе механизмов, агрегатов; организацию труда рабочих-операторов (уровень механизации ручного труда, степень участия и влияния на протекание производственного процесса).

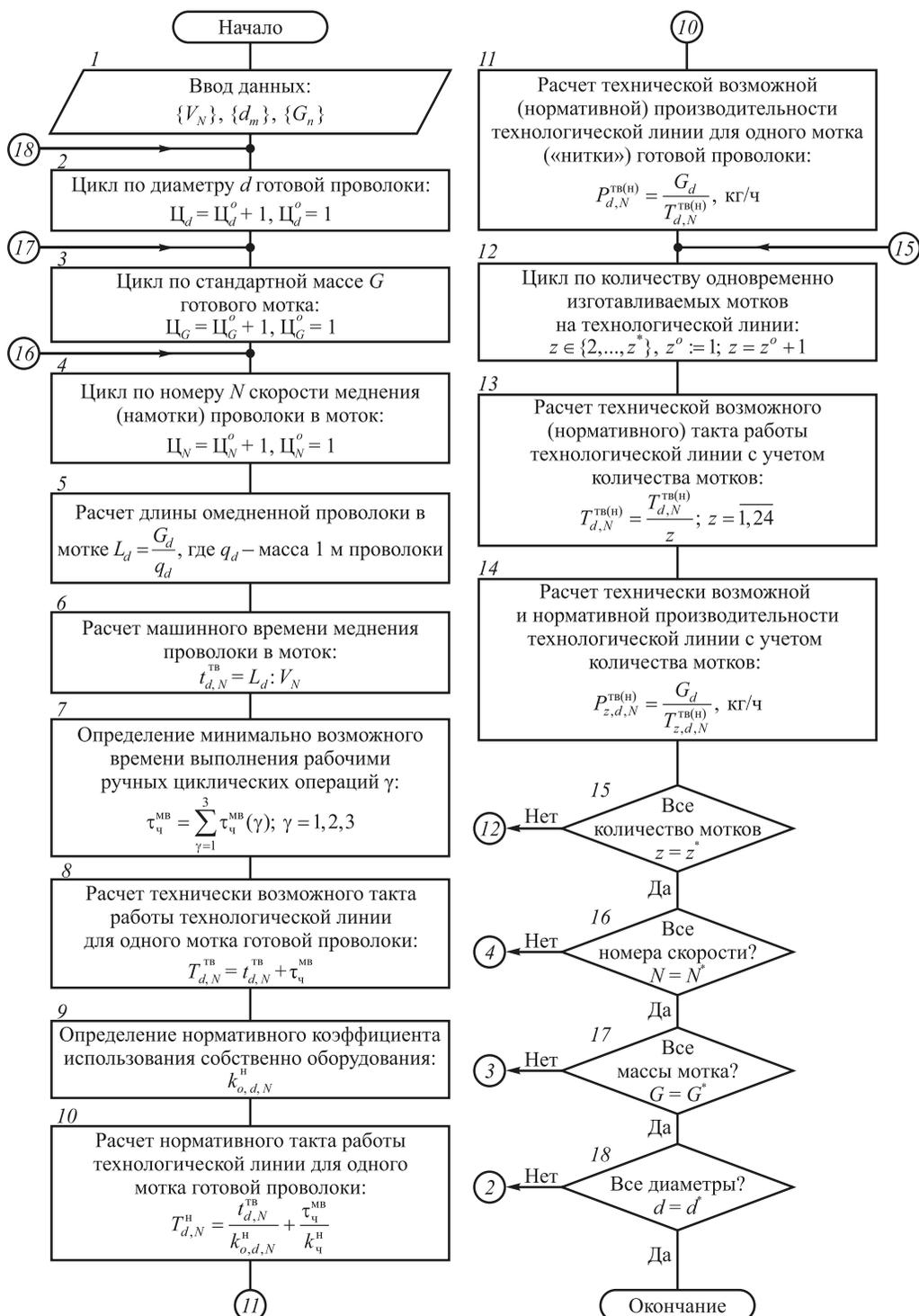
Для определения нормативной производительности [7] отделения меднения и норм выработки производственных рабочих предварительно выполнили вербальное описание производственных операций, включающее: наименование, фиксажные точки начала и окончания операции, вид и параметры используемого оборудования, характер операции. Осуществлена структуризация текущих простейших технологических линий. Построены формульные модели, характеризующие многовариантную работу технологической линии

меднения, которые используют для построения алгоритма моделирования (см. рисунок). На базе этого алгоритма разработана нормативная ситуационная модель функционирования отделения меднения для расчета следующих показателей:

- нормы времени на выполнение рабочим ручных циклических операций с декомпозицией их на элементы и микроэлементы (приемы, действия, движения);

- машинное время меднения проволоки (технически возможное и нормативное) с учетом скоростных режимов намоточных аппаратов;

- нормы длительности простоев технологической линии;
- нормативные коэффициенты использования оборудования (технологической линии) и нестабильности выполнения рабочим ручных операций;



Алгоритм расчета нормативной производительности технологической линии меднения

Calculation algorithm for standard productivity of coppering line

– технически возможный и нормативный такт работы линии при изготовлении единицы продукции (мотка) с учетом скорости намоточного аппарата, диаметра и массы готового мотка;

– технически возможная и нормативная производительность технологической линии на единицу продукции с учетом вышеперечисленных факторов;

– нормативный фонд времени работы отделения меднения;

– многовариантная часовая и сменная производительности (технически возможная и нормативная) отделения меднения при работе двух линий с учетом скоростных режимов намоточных аппаратов, одновременности изготовления мотков («ниток») на каждой технологической линии, диаметра и массы готовых мотков;

– нормативное количество рабочих в бригаде для обслуживания технологической линии в смену (при одновременном изготовлении 24 мотков) в зависимости от скорости намота, диаметра и массы мотка.

Особенностью работы технологической линии является непрерывность процесса меднения. То есть проволока до момента готовности мотка безостановочно проходит последовательно сначала все операции в ваннах (обезжиривания, горячей промывки, травления, холодной промывки, собственно меднения, окончательной промывки), а затем процесс волочения для полировки медного покрытия.

Таким образом, процесс меднения происходит параллельно формированию проволоки в моток. Поэтому такт работы технологической линии (технически возможный и нормативный)  $T_{d,N}^{TB(H)}$  для изготовления одного мотка (см. рисунок, блоки 5 – 10) состоит из машинного времени меднения (намотки проволоки в моток)  $t_{d,N}^{TB(H)}$ , минимально возможного и нормативного времени выполнения рабочим ручных циклических операций  $\tau_{ч}^{MB(H)}$ , не перекрываемых машинным временем:

$$T_{d,N}^{TB(H)} = t_{d,N}^{TB(H)} + \tau_{ч}^{MB(H)} \text{ ч.} \quad (1)$$

Машинное время меднения проволоки зависит от следующих факторов: скорости намоточного аппарата  $\{V_N, N = 1, 2, \dots, N^*\}$ ; диаметра проволоки  $\{d_m, m = 1, 2, \dots, m^*\}$ ; массы мотка  $\{G_n, n = 1, 2, \dots, n^*\}$ ; здесь  $N, m, n$  – порядковые номера (индексы) перечисленных факторов. При этом выбор скорости намотки определяется качеством поверхности проволоки и концентрацией раствора медного купороса.

Длительность ручных операций устанавливалась на основе обработки хронометражных наблюдений и комплексного нормирования длительности элементов и микроэлементов операций:

$$\tau_{ч}^H = \frac{\sum_{\gamma=1}^{\gamma^*} \tau_{ч\gamma}^{MB}}{k_{ч}^H} \text{ ч,} \quad (2)$$

где  $k_{ч}^H$  – нормативный коэффициент нестабильности выполнения рабочим ручных операций;  $\gamma = 1, 2, \dots, \gamma^*$  – порядковый номер элемента операции.

**Выводы.** Многообразие ситуаций на линиях меднения и в отделении в целом позволяет оптимально распределять загрузку технологических линий и рационально использовать рабочих при планировании и оперативном управлении производственным процессом. Результаты моделирования для конкретного отделения меднения метизного производства фрагментарно приведены в таблице. Исходя из тактового подхода [6] производительность отделения меднения как производственной системы определяется на основе единого такта его работы с учетом функционирования заданного количества технологических линий (подсистем) и количества используемых «ниток» проволоки на каждой

**Ситуационная нормативная модель производительности отделения меднения (фрагмент)**

**Normative digital prototype of coppering unit capacity (fragment)**

Диаметр проволоки, мм; масса готового мотка, кг	Номер скорости меднения	Такт процесса меднения проволоки на моток, мин		Нормативный коэффициент использования линии	Нормативная производительность линии, кг/ч		Фонд времени за смену, ч	Норма выработки, т/смена (смена – 12 ч)	
		технически возможный	нормативный		на 1 моток	на 24 мотка		на одну линию	на две линии
1,6 20	2	32,39	35,59	0,91	33,72	809,28	8,42	6,81	13,62
	4	21,82	24,24	0,90	49,50	1188,00	8,25	9,80	19,60
1,6 80	2	127,50	134,21	0,95	35,77	858,42	9,42	8,09	16,18
	4	85,23	90,67	0,94	52,94	1270,58	9,38	11,92	23,84
1,2 20	2	57,05	64,10	0,89	18,72	449,28	8,93	4,01	8,02
	4	38,26	42,99	0,88	27,13	651,12	8,78	5,72	11,44
1,2 80	2	226,16	251,29	0,90	19,08	457,92	9,58	4,39	8,78
	4	151,00	169,66	0,89	28,29	678,96	9,58	6,50	13,00

из них. При этом производственные ситуации в зависимости от заказов на определенные виды продукции различаются скоростными режимами работы технологических линий, количеством одновременно формируемых мотков проволоки, массой каждого мотка и диаметром проволоки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Singh S.K., Singh M.K. Evaluation of productivity, quality and flexibility of an advanced manufacturing system // *Journal of the institution of engineers*. 2012. January – March. P. 93 – 101.
2. Diego Augusto de Jesus Pacheco, Isaac Pergher, Carlos Fernando Jung, Carla Scwenberg ten Caten. Strategies for increasing productivity in production systems // *Independent journal of management & production (IJM&P)*. 2014. February – May. P. 344 – 359.
3. Mohamed Boualem, Mouloud Cherfaoui, Amina Angelika Bouchentouf, Djamil Aïssani. Modeling, simulation and performance analysis of a flexible production system // *European journal of pure and applied mathematics*. 2015. № 1. P. 26 – 49.
4. Keith E. Stanovich, Richard F. West. Discrepancies between normative and descriptive models of decision making and the understanding acceptance principle // *Cognitive Psychology*. 1999. № 38. P. 349 – 385.
5. Högman U., Johannesson H. Technology development and normative process models. *International design conference*. 2010. May. P. 17 – 20.
6. Вдовин К.Н., Кольга М.А. Омеднение проволоки // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. 2010. № 4. С. 33 – 36.
7. Мусатова А.И., Кадыков В.Н., Кулаков С.М. Оценка производительности производственной системы на основе тактового подхода // *Научное обозрение*. 2014. № 5. С. 253 – 262.

Поступила 10 октября 2017 г.

---

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 2, pp. 164–167.

---

### NORMATIVE MODELING OF PERFORMANCE OF STEEL WIRE COPPERING UNIT

*S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov*

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** Explicit algorithmic normative model of technological line operation was developed, technically possible and normative values of work cycles and line productivity were calculated. Normative digital prototype of operation of coppering unit was designed, taking into account a number of lines, a number of wire “threads” used on each of them for calculation of multivariate technically possible and normative values of the system’s productivity.

**Keywords:** coppering process, steel wire, bunches, specifications, models, timing period, productivity.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-2-164-167

#### REFERENCES

1. Singh S.K., Singh M.K. Evaluation of productivity, quality and flexibility of an advanced manufacturing system. *Journal of the institution of engineers*. 2012, January – March, pp. 93–101.
2. Diego Augusto de Jesus Pacheco, Isaac Pergher, Carlos Fernando Jung, Carla Scwenberg ten Caten. Strategies for increasing productivity in production systems. *Independent journal of management & production (IJM&P)*. 2014, February – May, pp. 344–359.
3. Mohamed Boualem, Mouloud Cherfaoui, Amina Angelika Bouchentouf, Djamil Aïssani. Modeling, simulation and performance

analysis of a flexible production system. *European journal of pure and applied mathematics*. 2015, no. 1, pp. 26–49.

4. Keith E. Stanovich, Richard F. West. Discrepancies between normative and descriptive models of decision making and the understanding / acceptance principle. *Cognitive Psychology*. 1999, no. 38, pp. 349–385.
5. Högman U., Johannesson H. Technology development and normative process models. *International design conference*. 2010, May, pp. 17–20.
6. Vdovin K.N., Kol’ga M.A. Coppering of wire. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2010, no. 4, pp. 33–36. (In Russ.).
7. Musatova A.I., Kadykov V.N., Kulakov S.M. Evaluation of capacity of the production system based on the timing cycle approach. *Nauchnoe obozrenie*. 2014, no. 5, pp. 253–262. (In Russ.).

#### Information about the authors:

*S.M. Kulakov*, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Automation and Information Systems” (kulakov-ais@mail.ru)

*A.I. Musatova*, Senior Lecturer of the Chair “Management and Branch Economics” (musatova-ai@yandex.ru)

*V.N. Kadykov*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science”. OJSC “EVRAZ ZSMK” (kadikov\_vn@mail.ru)

Received October 10, 2017

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

Неунывахина Д.Т., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

---

Подписано в печать 21.02.2018. Формат 60×90 1/8. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 11,0. Заказ 6685. 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

MOVEMENT SPECIFICS OF A GERM WITH COMPLEX SHAPE ON THE PELLETIZING DISK IN IRON-ORE PELLETS PRODUCTION

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ELECTROMAGNETIC FIELD AND ENERGY-MECHANICAL PROCESSING ON THE PRODUCTION OF METALLIC COBALT NANOPOWDER BY HYDROGEN REDUCTION

ON MODELING PROCESSES IN CONTINUOUS CASTING MOLD

STUDY OF THE QUALITY OF WELD SEAM OBTAINED BY WELDING WITH BARIUM-STRONTIUM CARBONATITE FLUX

ON SHEAR NUCLEATION SITES AT PHASE TRANSFORMATIONS IN STEEL

SOLID-LIQUID-PHASE CARBOTHERMAL REDUCTION OF NICKEL FROM ORE-COAL BRIQUETTES

LUDERS DEFORMATION IN WELD SEAMS

MODEL OF ELECTROEROSION DESTRUCTION OF COMPOSITE ELECTROEXPLOSIVE COATINGS IN THE CONDITIONS OF SPARK EROSION

TRANSFORMATION OF CARBIDE PHASE IN RAILS AT LONG-TERM OPERATION

DYNAMIC LOADS INFLUENCING ON ELEMENTS OF MULTI-MOTOR HYDRAULIC DRIVE OF CCM COOLER

VIBRATION PIERCING OF PIPE BILLET ON THE PIERCING PRESS OF PIPE-ROLLING MILL

NORMATIVE MODELING OF PERFORMANCE OF STEEL WIRE COPPERING UNIT