

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 61 Номер 5 2018

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть 1.
Металлургический СВС процесс. Синтез нитридов феррованадия и
феррохрома

Влияние усилий изгиба рабочих валков на уширение тонкой
стальной полосы при горячей прокатке

Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков.
Сообщение 2. Пространство калибров

Моделирование процесса непрерывной формовки сварных
прямошовных труб на базе «ТРЕНАЖЕРА – ТЭСА 10-50»

Использование фильтра Калмана при автоматическом контроле
показателей магнитного обогащения железных руд

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Пропитка подложек из монокарбида вольфрама низкоуглеродистой
сталью контактным и бесконтактным методами

Особенности строения ленты нанокристаллического сплава
Fe–Cu–Nb–Si–B, полученной методом спиннингования расплава

• КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Влияние технологических погрешностей на силовые параметры
холодной прокатки труб

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 5, 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)

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)

ГОРБАТЮК 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)

ГРОМОВ 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 Хай 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)

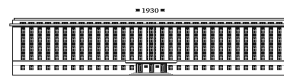
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

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
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, 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@isis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован
Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456

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)

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,
Sydney, 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)

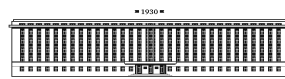
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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
National Research Technological University "MISIS"

Editorial Addresses:

119049, 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@misiss.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

- Зиятдинов М.Х., Шатохин И.М., Леонтьев Л.И.** Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть 1. Metallurgical SHS process. Synthesis of ferrovanadium and ferrochromium nitrides .. 339
- Койнов Т., Бельский С.М., Мухин Ю.А., Чупров В.Б.** Влияние усилий изгиба рабочих валков на уширение тонкой стальной полосы при горячей прокатке 348
- Левицкий И.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Сидорова Т.Ю.** Влияние способа подачи природного газа на газодинамику и теплообмен в воздушной фурме доменной печи 357
- Михайленко А.М., Шварц Д.Л.** Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Сообщение 2. Пространство калибров 364
- Осипова Н.В.** Использование фильтра Калмана при автоматическом контроле показателей магнитного обогащения железных руд 372
- Самусев С.В., Алешенко А.С., Фадеев В.А.** Моделирование процесса непрерывной формовки сварных прямошовных труб на базе «ТРЕНАЖЕРА – ТЭСА 10-50» 378
- Снитко С.А., Яковченко А.В., Сотников А.Л.** Влияние схем штамповки колесных заготовок на силовые режимы работы формовочного пресса и износ инструмента деформации 385

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Кузнецов П.А., Климов В.Н., Кириленко Д.А., Яговкина М.А., Самodelкин Е.А.** Особенности строения ленты нанокристаллического сплава Fe–Cu–Nb–Si–B, полученной методом спиннингования расплава 393
- Смирнов Е.Н., Скляр В.А., Смирнов О.Е., Белевитин В.А., Пивоваров Р.Е.** Исследование поведения дефектов макроструктуры предварительно деформированной в линии МНЛЗ непрерывнолитой сортовой заготовки при прокатке 399
- Чуманов И.В., Аникеев А.Н.** Пропитка подложек из монокарбида вольфрама низкоуглеродистой сталью контактными и бесконтактными методами 407

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Малышева Т.Я., Писарев С.А., Макавецкас А.Р., Фищенко Ю.Ю.** К вопросу об использовании в аглопроцессе железных руд Ковдорского месторождения 413
- Орлов Г.А., Маланов А.А., Орлов А.Г.** Влияние технологических погрешностей на силовые параметры холодной прокатки труб 416

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- M.Kh. Ziatdinov, I.M. Shatokhin, L.I. Leont'ev** SHS Technology of composition ferroalloys Part I. Metallurgical SHS process. Synthesis of ferrovanadium and ferrochromium nitrides 339
- T. Koinov, S.M. Bel'skii, Yu.A. Mukhin, V.B. Chuprov** Influence of bending efforts of working rolls on widening of the thin steel strip during hot rolling 348
- I.A. Levitskii, A.G. Radyuk, A.E. Titlyanov, T.Yu. Sidorova** Influence of the method of natural gas supplying on gas dynamics and heat transfer in air tuyere of blast furnace 357
- A.M. Mikhailenko, D.L. Shvarts** The concept of optimal bar roll design. Report 2. Calibers space 364
- N.V. Osipova** The use of Kalman filter in automatic control of indicators of iron ores magnetic concentration 372
- S.V. Samusev, A.S. Aleshchenko, V.A. Fadeev** Simulation of the process of continuous forming of straight-seam welded pipes on the basis of "TESA 10-50 TRAINER" 378
- S.A. Snitko, A.V. Yakovchenko, A.L. Sotnikov** Influence of wheel billet stamping schemes on power modes of forming press operation and on wear of the deformation tool 385

MATERIAL SCIENCE

- P.A. Kuznetsov, V.N. Klimov, D.A. Kirilenko, M.A. Yagovkina, E.A. Samodelkin** Structure features of the Fe–Cu–Nb–Si–B based nanocrystalline alloy ribbon produced by the melt spinning method 393
- E.N. Smirnov, V.A. Sklyar, O.E. Smirnov, V.A. Belevitin, R.E. Pivovarov** Research of the behavior of macrostructure defects of the pre-deformed continuous cast billets during rolling 399
- I.V. Chumanov, A.N. Anikeev** Impregnation of substrates of tungsten monocarbide with low carbon steel using contact and non-contact methods 407

SHORT REPORTS

- T.Ya. Malysheva, S.A. Pisarev, A.R. Makavetskias, Yu.Yu. Fishchenko** On the use of Kovdor iron ore in sintering process 413
- G.A. Orlov, A.A. Malanov, A.G. Orlov** Effect of technological errors on force parameters of pipes cold rolling 416

УДК 669.15-198

ТЕХНОЛОГИЯ СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ ЧАСТЬ I. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ СВС ПРОЦЕСС. СИНТЕЗ НИТРИДОВ ФЕРРОВАНАДИЯ И ФЕРРОХРОМА

Зиятдинов М.Х.¹, д.т.н., старший научный сотрудник (ziatdinov@mail.ru)

Шатохин И.М.², д.т.н., генеральный директор (mail@ntpf-etalon.ru)

*Леонтьев Л.И.^{3,4,5}, академик РАН, советник, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник
(lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)*

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

² ООО «НТПФ «Эталон»
(455030, Россия, Магнитогорск, Западное шоссе, 15)

³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

⁴ Президиум РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

⁵ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Представлены результаты исследований по разработке специализированной СВС технологии композиционных ферросплавов для сталеплавильного и доменного производства. Принципиальная задача по их созданию решена путем разработки нового подхода к практической реализации СВС метода – металлургического СВС процесса. Металлургический вариант СВС основан на использовании в новом процессе в качестве основного сырья различных металлургических сплавов, включая пылевидные отходы производства ферросплавов. В этом случае процесс синтеза горением реализуется за счет обменных экзотермических реакций. При этом образуется композиционный материал на основе неорганических соединений со связкой из железа и/или сплава на его основе. Показано, что по агрегатному состоянию исходных реагентов металлургические СВС процессы являются безгазовыми, газопоглощающими и газовыделяющими. Режимы горения при их реализации сильно отличаются. Для организации металлургического СВС процесса в слабо экзотермичных системах возможно использование различных вариантов принципа термического сопряжения. Исследован самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотированного феррованадия и феррохрома. Показано, что на закономерности и механизм горения феррованадия в азоте сильное влияние оказывает фазовый состав исходного сплава. При азотировании σ -(Fe–V) происходит активация процесса, связанная с превращением интерметаллида в α -твердый раствор по достижении температуры фазового перехода (~ 1200 °C). Композиционная структура продуктов азотирования феррованадия формируется за счет слияния твердо-жидких частиц-капель, состоящих из расплавленного железа и твердого нитрида ванадия. Твердофазный механизм взаимодействия феррохрома с азотом способствует достижению высокой степени его азотирования. Показано, что скорость горения феррохрома при азотировании в режиме спутной фильтрации, также как и хрома, возрастает с увеличением расхода азота. При этом степень азотирования феррохрома при принудительной фильтрации (4,7 – 7,5 % N) много меньше степени его азотирования при естественной фильтрации (8,8 – 14,2 % N).

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиционные ферросплавы, азотсодержащие лигатуры, нитриды, бориды, фильтрационное горение, безгазовое горение, спутная фильтрация, термическое сопряжение, азотированный феррованадий, азотированный феррохром, азотированный ферросилиций, борид ферротитана, ферросиликотитан.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-339-347

В современной металлургии широко используются различные материалы, содержащие бескислородные соединения. Это ферросплавы, огнеупоры, антиоксиданты и т. д. Нитриды являются основным компонентом лигатур с азотом, бориды – с бором, силициды – с кремнием и т. д. Важным компонентом неформованных огнеупоров являются нитрид и карбид кремния, а углеродсодержащих огнеупоров – бориды и карбиды переходных металлов. В отличие от природных оксидных материалов, все такие соединения синтетические. Для их получения применяют печную технологию. Однако качество печных материалов не в

полной мере удовлетворяет металлургов. Кроме того, синтез в печах сопровождается расходом большого количества электроэнергии. Альтернативой печному синтезу композиций на основе бескислородных соединений является технология СВС. Синтез горением – уникальный процесс с точки зрения энергоэффективности, а возможность одновременного воздействия высоких температур и давлений позволяет придавать синтезируемым материалам новые качества. Привлекательными сторонами СВС метода являются его скоротечность и простота конструкции СВС реакторов. Технологии СВС разработаны для многих отраслей

промышленности. Однако до последнего времени они не применялись в металлургии. Главная причина неприятия металлургами СВС материалов кроется в их высокой стоимости, которая обусловлена необходимостью использования в качестве сырья порошков чистых металлов и неметаллов. Таким образом, одно из главных экономических достоинств СВС технологии – отсутствие энергозатрат, нивелируется дороговизной исходных реагентов. К тому же масштабы потребностей металлургических производств не сопоставимы с существующим объемом производства традиционных СВС материалов.

Металлургический СВС процесс. Ответом на запрос отрасли стало создание так называемого «металлургического СВС процесса», под которым понимается вариант синтеза горением, продукты которого предназначены для применения в сталеплавильном и доменном производствах. Отличительной чертой «металлургического СВС процесса» является применение в качестве основного сырья продукции самой металлургии – сплавов и лигатур, преимущественно на основе железа. Замена сырья химического (порошки металлов и неметаллов) сырьем металлургическим (ферросплавы), более дешевым и доступным, позво-

лила перейти от фактически пробирочного уровня выпуска традиционных СВС материалов к многотоннажному СВС производству материалов для металлургии.

Традиционный СВС процесс осуществляется за счет тепла реакций прямого синтеза [1 – 4]. В его металлургическом варианте основными реагентами исходной экзотермической шихты являются ферросплавы, а процесс реализуется за счет обменных экзотермических реакций (табл. 1). Они близки к металлотермическим реакциям [5]. Основное сырье металлургического СВС процесса – ферросплавы, которые являются неорганическими соединениями: силицидами (FeSi , FeSi_2 , MnSi_2), интерметаллидами (VFe , TiFe , $\text{Nb}_{19}\text{Fe}_{21}$), бориды (FeB , FeB_n) и другими, а также твердыми растворами $\text{Cr}(\text{Fe})$ и различными их сочетаниями [6]. При реализации СВС процесса с их участием образуется композиционный материал на основе неорганических соединений со связкой из железа и/или сплава на его основе. По агрегатному состоянию исходных реагентов металлургический СВС процесс, также как и традиционный, может быть безгазовым, газопоглощающим и газовыделяющим (табл. 2). Различия режимов горения для них продемонстрированы на рис. 1.

Таблица 1

Экзотермические реакции

Table 1. Classes of exothermic reactions

Традиционные СВС реакции	Металлотермические реакции	«Металлургические» СВС реакции
$\text{Ti} + \text{B} \rightarrow \text{TiB}_2$ $\text{Zr} + \text{N}_2 \rightarrow \text{ZrN}$ $\text{Mo} + \text{S} \rightarrow \text{MoS}_2$ $\text{Ni} + \text{Al} \rightarrow \text{NiAl}$ $\text{Ta} + \text{C} \rightarrow \text{TaC}$	$\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} \rightarrow \text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{B}_2\text{O}_3 + \text{Mg} \rightarrow \text{B} + \text{MgO}$ $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Ca} \rightarrow \text{Cr} + \text{CaO}$ $\text{V}_2\text{O}_5 + \text{Al} \rightarrow \text{V} + \text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{MoO}_3 + \text{Si} \rightarrow \text{Mo} + \text{SiO}_2$	$\text{FeB} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{Fe}$ $\text{FeV} + \text{N}_2 \rightarrow \text{VN} + \text{Fe}$ $\text{FeTi} + \text{C} \rightarrow \text{TiC} + \text{Fe}$ $\text{FeSi}_2 + \text{N}_2 \rightarrow \text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Fe}$ $\text{FeB} + \text{N}_2 \rightarrow \text{BN} + \text{Fe}$
$\text{Ta} + \text{C} + \text{N}_2 \rightarrow \text{TaCN}$ $\text{Ti} + \text{Ni} + \text{C} \rightarrow \text{TiC} + \text{NiTi}$ $\text{Zr} + \text{Nb} + \text{C} + \text{N}_2 \rightarrow \text{ZrNbCN}$ $\text{SiC} + \text{Ti} \rightarrow \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiC}$	$\text{MoO}_3 + \text{Si} \rightarrow \text{MoSi}_2 + \text{SiO}_2$ $\text{B}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{Mg} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{MgO}$ $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C} \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{V}_2\text{O}_5 + \text{Al} + \text{N}_2 \rightarrow \text{VN} + \text{V}_2\text{N} + \text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{FeB} + \text{FeTi} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{Fe}$ $\text{FeSi}_2 + \text{FeTi} \rightarrow \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{Fe}$ $\text{NiB} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{NiTi}$ $\text{FeTi} + \text{B}_4\text{C} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{TiC} + \text{Fe}$ $\text{NiB} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{Ni}$ $\text{CrN} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiN} + \text{Cr}$ $\text{CaC}_2 + \text{Ti} \rightarrow \text{TiC} + \text{Ca}$

Таблица 2

Примеры различных режимов СВ-синтеза

Table 2. Types of SHS reactions

Синтезы	Традиционный СВС Синтез из элементов	«Металлургический» СВС Синтез из сплавов
Безгазовые	$\text{Hf} + \text{C} \rightarrow \text{HfC}$	$\text{FeB} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{Fe}$
Газопоглощающие	$\text{B} + \text{N}_2 \rightarrow \text{BN}$	$\text{FeTi} + \text{N}_2 \rightarrow \text{TiN} + \text{Fe}$
Газовыделяющие	$\text{Mo} + \text{S} \rightarrow \text{MoS}_2$	$\text{CrN} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiN} + \text{Cr}$

Термическое сопряжение при металлургическом СВС процессе. Мержанов А.Г., классифицируя химические маршруты СВС реакций, один из них назвал «химически независимый маршрут в термически сопряженных системах» или «химическая печь» [1]. В этих случаях химические реакции протекают независимо друг от друга, а тепло от сильно экзотермичной реакции способствует реализации другой, менее экзотермичной. Для организации СВС процесса в слабо экзотермичных смесях употребляют внешнюю энергию или рекуперируют имеющуюся. В первом случае энергия может вводиться в виде физического или химического тепла. Для физического нагрева СВС шихты обычно используют электропечь [7]. Предварительный нагрев шихты широко применяется и при металлотермическом производстве [8]. Для повышения экзотермичности СВС шихты в нее можно ввести дополнительное химическое тепло. В алюминотермии этот прием используется при получении комплексных ферросплавов [9].

Впервые внешняя «химическая печь» была использована при синтезе интерметаллидов в системах Nb–Al и Nb–Ge в режиме безгазового горения [10]. При фильтрационном горении «химическая печь» была предло-

жена для систем металлургического СВС процесса при получении комплексных лигатур на основе хрома и марганца [11]. Тепловыделение при образовании их нитридов много меньше, чем при синтезе нитридов металлов III – V групп Периодической системы (рис. 2). Поэтому для повышения теплового эффекта порошки феррохрома и ферромарганца смешивают с порошками алюминия, титана, ванадия и другими или их сплавами с железом. Здесь, в отличие от внешней «химической печи», применяется «внутренняя химическая печь»: шихта целевого продукта и шихта «химической печи» пространственно не разделены. Такой прием для производства лигатур становится возможным, если продукты горения «химической печи» совместимы с составом выплавленной стали. Нитриды алюминия, ванадия и других металлов-доноров химического тепла являются такими же источниками азота для стали, как и нитриды хрома и марганца металлов-акцепторов тепловой энергии. Принцип «внутренней химической печи» эффективен для синтеза комплексных азотсодержащих лигатур. Он позволяет получать композиции с различным уровнем концентрации азота с возможностью варьирования других компонентов в широком диапазоне [12]. Новый прием внутренней «химической печи» был успешно применен и при реализации безгазового варианта металлургического СВС процесса для получения композиционных борсодержащих лигатур [13]. Здесь он позволяет осуществлять синтез в смесях со сплавами с низкой концентрацией бора. Внешняя «химическая печь» при металлургическом СВС используется при несовместимости продуктов горения донорской смеси с синтезируемыми материалами-акцепторами (табл. 3).

Азотирование стали. Несомненным преимуществом азота является то, что положительное влияние его на свойства стали проявляется при минимальной концентрации [14 – 17]. При этом запасы азота в природе велики, он экологически безопасен. Регламентированное содержание азота в сталях может изменяться от десятков ppm

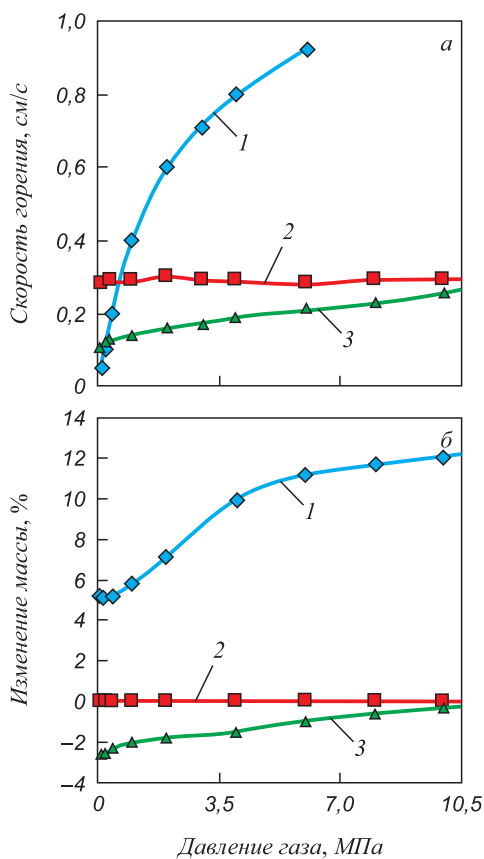


Рис. 1. Влияние давления на скорость горения (а) и изменение массы образцов (б):

1 – (Fe–B) + Ti(Ar); 2 – (Fe–Ti) + N₂; 3 – CrN + Ti(Ar)

Fig. 1. Burning velocity (a) and mass change (b) as a function of gas pressure for the following systems:

1 – (Fe–B) + Ti(Ar); 2 – (Fe–Ti) + N₂; 3 – CrN + Ti(Ar)

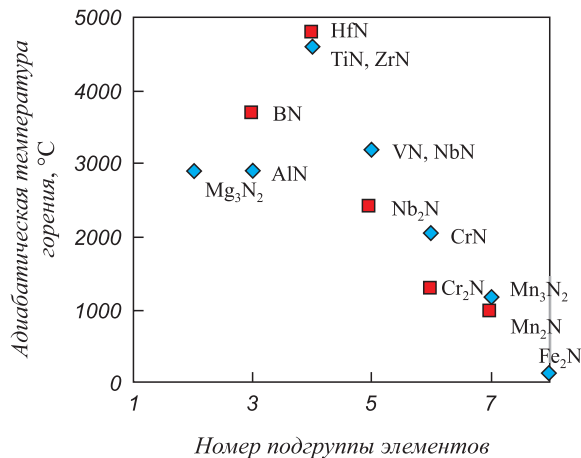


Рис. 2. Адиабатическая температура горения нитридов

Fig. 2. Adiabatic temperature of nitrides combustion reactions

Таблица 3

Примеры синтеза в «химической печи»

Table 3. Syntheses in “chemical furnace”

СВС процесс	Внутренняя «химическая печь»	Внешняя «химическая печь»
Традиционный	$(Ti + C)^* + (W + C) \rightarrow TiC + WC$	$[Ti + B \rightarrow TiB_2] + [B + C \rightarrow B_4C]$ $[Ti + C \rightarrow TiC] + [Nb + C \rightarrow NbC]$
Металлургический	$(Ti + Si) + (FeTi + FeB) \rightarrow TiB_2 + Ti_5Si_3 + Fe$ $FeTi + FeMn + N_2 \rightarrow TiN + Mn_4N + Fe$	$[FeTi + C \rightarrow TiC + Fe] + [FeTi + FeB \rightarrow TiB_2 + Fe]$ $[FeSi + N_2 \rightarrow S_3N_4 + Fe] + [(Fe-Cr) + N_2 \rightarrow CrN + Fe]$

* Курсивом выделен состав «химической печи»

до ~1 % N. В настоящее время эффективно используются высокоазотистые нержавеющие стали в энергетическом машиностроении, двигателестроении, химической технологии и других отраслях промышленности, а высокобористые нержавеющие стали незаменимы в атомной энергетике. Большое распространение получили стали с микродобавками азота и бора [18 – 20].

Азот в природе встречается в основном в газообразном виде, поэтому для введения в сталь необходимо его фиксирование в составе твердого вещества. Такой азотсодержащий материал должен быть совместим со стальным расплавом и технологичным при применении. Поэтому в качестве источника азота обычно используют азотированные ферросплавы и металлы. Достоинством технологии азотирования стали при помощи легирующих сплавов является ее универсальность. Такие лигатуры можно применять при выплавке стали на всех типах сталеплавильных агрегатов на металлургических заводах с различной степенью технологической оснащенности. Посредством азотсодержащих сплавов можно производить весь спектр сталей: и микролегируемых азотом, и с максимальным его содержанием. Металлические лигатуры экологически безопасны. Поэтому в настоящее время легирование азотом с их помощью остается основным технологическим приемом

при азотировании стали. Азотированию подвергают сплавы марганца, хрома, ванадия и кремния.

Далее на нескольких примерах рассматривается реализация технологии композиционных ферросплавов на базе металлургического СВС процесса.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотированного феррованадия. Для азотирования феррованадия в режиме горения использовались промышленные (FeV80 (78,8 % V), FeV60 (59,2 % V), FeV50 (52,4 % V) и FeV40 (41,6 % V) по ГОСТ 27130-94) и модельные сплавы. Последние изготавливались сплавлением в вакуумной печи порошков электролитического ванадия марки ВЭЛ-1 чистотой 99,8 % V по ТУ 48-05-33-71 и особо чистого карбонильного железа марки ОСЧ 13-2 чистотой 99,98 % Fe по ТУ 6-09-05808009-262-92. Для гомогенизации состава сплавы переплавлялись дважды. Были получены сплавы с расчетным содержанием 80,0, 70,0, 60,0, 55,0, 48,0, 40,0 и 35,0 % V. По результатам рентгенофазового анализа все они были однофазными. Сплавы с 60 – 80 % V представляли собой твердый раствор на основе α -V, сплавы с 35,0 – 55,0 % V – σ -интерметаллид.

Скорости горения модельных и промышленных сплавов оказались близкими (рис. 3, а). Феррованадий азотируется в режиме горения при концентрации в нем

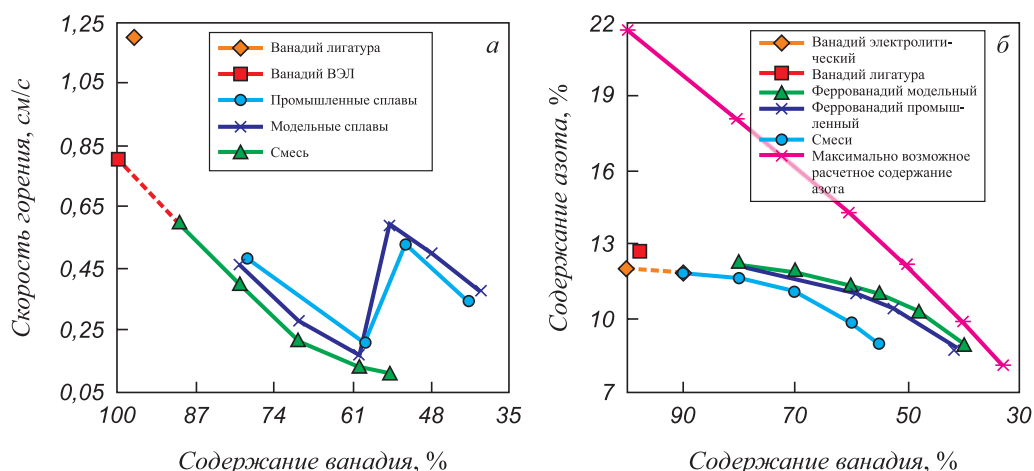


Рис. 3 Влияние концентрации ванадия на скорость горения феррованадия (а) и содержание азота в феррованадии (б)

Fig. 3. Burning velocity (a) and the nitrogen content of SHS-produced Fe–V alloys (б) as a function of the V content of starting Fe–V alloy

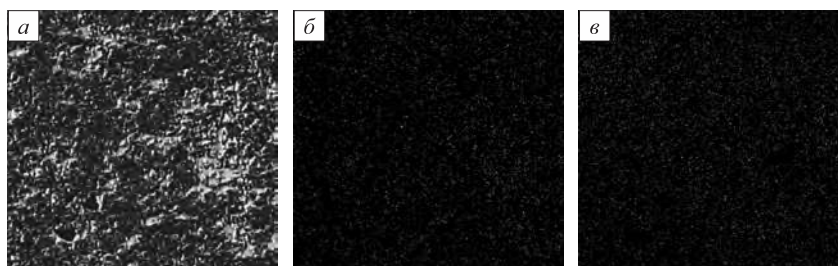


Рис. 4. Микроструктура и микроанализ продуктов горения σ -(Fe-V):
а – $\times 500$; б – Fe; в – V

Fig. 4. Microstructure and elemental maps for combustion products of σ -(Fe-V) :
а – $\times 500$; б – Fe; в – V

свыше $\sim 40\%$ V. Скорость горения сплавов, аналогично смесям порошков ванадия и железа, при снижении в них концентрации ванадия с 80 до 60 % значительно уменьшается. При переходе от сплава с $\sim 60\%$ V к сплаву с $\sim 55\%$ V скорость горения скачкообразно увеличивается. Далее она вновь снижается. При этом концентрация азота в продуктах горения уменьшается (рис. 3, б).

Температура горения (T_r) при азотировании феррованадия была измерена микротермопарным методом с использованием W-Re термопар BP5/BP20. Максимальные температуры горения, в зависимости от условий процесса, изменяются для FeV80 от 1780 до 2060 °C, для FeV60 от 1630 до 1830 °C, для FeV50 от 1480 до 1560 °C и для FeV40 от 1420 до 1490 °C. При этом, чем больше азота поглощается сплавом, тем более высокий разогрев фиксируется при горении.

Послойный металлографический и рентгенофазовый анализ образцов с остановленным закалкой фронтом горения показал, что при азотировании σ -(Fe-V) происходит активация процесса, связанная с превращением интерметаллида в твердый раствор по достижении температуры фазового перехода (~ 1200 °C) [21, 22]. Такая активация является причиной роста скорости горения сплавов с 35 – 55 % V (см. рис. 3). Подтверждением этому служат и результаты послойного рентгенофазового анализа зоны горения закаленных образцов. Исходный порошок является интерметаллидной σ -фазой. В области, непосредственно прилегающей к фронту горения, обнаруживается слой частиц, который рентгенографически проявляется как α -твердый раствор. В последующих слоях, наряду с твердым раствором, появляются δ -VN и α -Fe, количество которых быстро нарастает. Конечный продукт является двухфазным (δ -VN + α -Fe). За счет тепла, выделяющегося при нитридообразовании, частицы разогреваются и, по достижении температуры плавления эвтектики V-Fe-N, появляется жидкая фаза. С ростом концентрации жидкости формируется твердо-жидкая частица-капля, состоящая из расплавленного железа и твердого нитрида ванадия. Совокупность таких полужидких частиц образуют в образце твердо-жидкий слой, который расположен параллельно фронту горения. Этот слой в последующий

момент времени стягивается за счет сил поверхностного натяжения. Далее сливающаяся таким образом масса кристаллизуется с образованием плотного материала с композиционной микроструктурой (рис. 4).

Для промышленного использования были разработаны два типа СВС-нитрида феррованадия: плавленный и спеченный. Первый предназначен для кускового легирования сталей в ковше, либо в печном агрегате (рис. 5). Второй – в качестве наполнителя порошковой проволоки для доводки концентрации азота перед разливкой. В табл. 4 приведены основные характеристики СВС нитрида феррованадия. Здесь же для сравнения представлены данные для сплава типа NITROVAN [23]. Плавленный нитрид феррованадия был использован при выплавке различных марок высокопрочных низколегированных сталей, а также рельсовой и быстрорежущей стали. Степень усвоения азота составила 86 – 98 %, ванадия – более 95 %.

СВ-синтез азотированного феррохрома. При выплавке нержавеющей и других марок хромистых сталей применяют азотированный феррохром. При производстве Cr-Ni суперсплавов используют азотиро-



Рис. 5. Промышленные образцы плавленного нитрида феррованадия

Fig. 5. Lumps of melted SHS ferrovanadium nitride produced on an industrial scale

Таблица 4

Состав и свойства азотсодержащих сплавов ванадия

Table 4. Composition (wt. %) and properties of commercial nitrogen-containing vanadium alloys

Свойства	Сплав	Сплав типа NITROVAN	СВС-нитрид феррованадия	
			плавленный	спеченный
Сырье		V_2O_5 , V_2O_3 , C	FeV40, FeV50	FeV60, FeV80
Состав, %:				
V		76 – 81	44 – 48	55 – 75
N		10 – 18	9 – 11	13 – 17
C		1 – 10	<0,5	<0,5
O		<1,5	<0,5	<0,5
S		<0,5	<0,1	<0,05
N:V (по массе)		1:5,0 – 1:6,5	1:4,5 – 1:5,5	1:4,5 – 1:6,5
Фазовый состав		VCN	VN, α -Fe(Mn)	V_2N , VN, α -Fe
Плотность, г/см ³		2,5 – 3,0	6,0 – 6,5	4,5 – 5,5
Пористость, %		~50	<5	~40
Размер кусков, мм		33×28×23	10 – 60	<100, <2,5
Количество пыли, %		До 5	Отсутствует	До 5
Прочность, МПа		<10	>100	<10
Температура плавления, °C		>2400	~1450	~1650
Усвоение азота, %		>60	>85	>85
Усвоение ванадия, %		>75	>95	>90

ванный хром. Для азотирования применялся порошок феррохрома алюминотермического марки ПФН. Такой феррохром (75,6 % Cr) плавится при 1550 – 1670 °C [3]. В диапазоне давлений азота 2 – 10 МПа температура горения составила 1220 – 1300 °C при $T_{ад} \approx 1680$ °C. Следовательно азотирование реализуется по твердофазному механизму. Чем мельче порошок феррохрома, тем с большей скоростью он азотируется и поглощает большее количество азота (рис. 6). Более крупный порошок сплава удастся проазотировать в режиме горения с использованием двух приемов. Первый – повышение температуры исходной шихты (рис. 7). Другой – использование метода принудительного нагнетания в зону горения спутного потока инертного и/или реагирующего газа. Горение при принудительной фильтрации газа было подробно исследовано на примере азотирования хрома [24]. Феррохром в спутном потоке азота горит при больших значениях расхода газа (рис. 8). Скорость горения феррохрома, также как и хрома, возрастает с увеличением расхода азота. При этом степень азотирования феррохрома (4,7 – 7,5 % N)

меньше степени его азотирования при естественной фильтрации (8,8 – 14,2 % N). Причиной этого является отсутствие стадии дореагирования при принудитель-

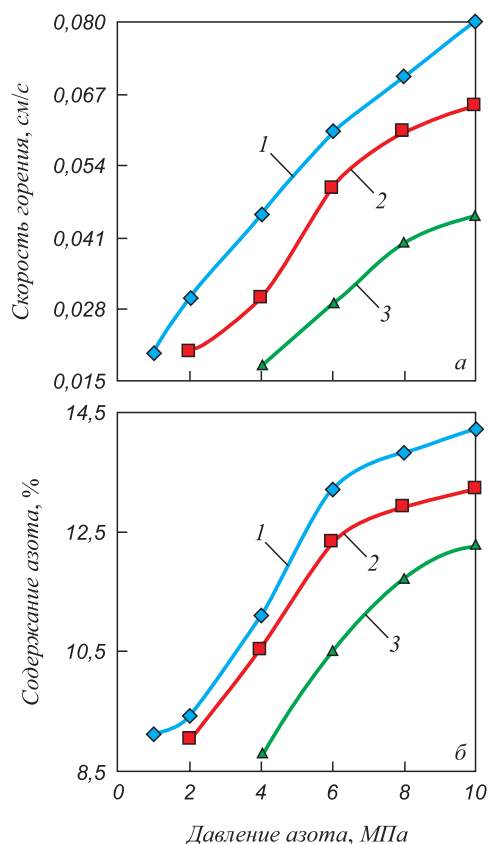


Рис. 6. Влияние давления азота на скорость горения (а) и степень азотирования (б) феррохрома, мм: 1 – 0,02; 2 – 0,04; 3 – 0,08

Fig. 6. Burning velocity (a) and the nitrogen content of SHS-produced Fe–Cr alloy (б) as a function of the nitrogen pressure at mm: 1 – 0.02; 2 – 0.04; 3 – 0.08

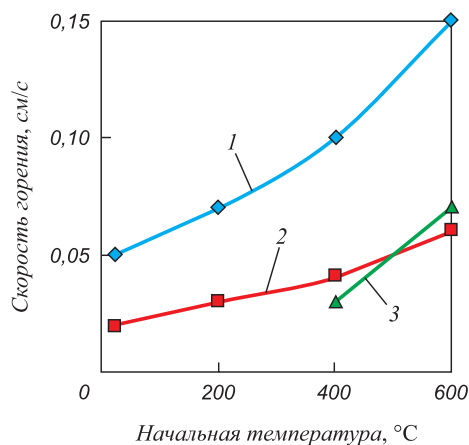


Рис. 7. Влияние начальной температуры на скорость горения феррохрома: 1 и 2 – 0,04 мм; 3 – 0,2 мм; 1 и 3 – 6 МПа, 2 – 2 МПа

Fig. 7. Burning velocity of SHS-produced Fe–Cr alloys as a function of the initial temperature (T_0): 1 and 2 – 0.04 mm, 3 – 0.2 mm; 1 and 3 – 6 MPa, 2 – 2 MPa

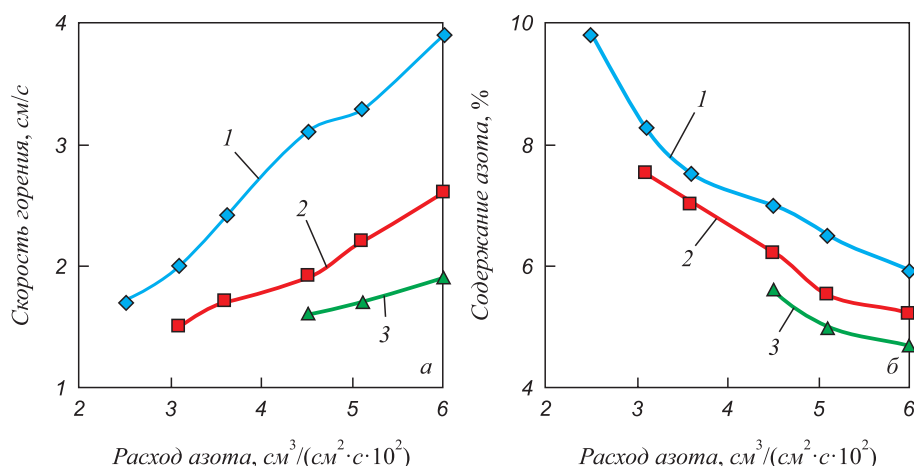


Рис. 8. Влияние удельного расхода азота на скорость горения и степень азотирования:
1 – Cr, 2 и 3 – Fe–Cr; 1 и 2 дисперсность 63 – 80 мкм, 3 – 63 – 200 мкм

Fig. 8. Effect of the specific flow rate of nitrogen on the combustion rate (a) and the degree of nitridation of Fe–Cr alloy (b):
1 – Cr, 2 and 3 – Fe–Cr; 1 and 2 дисперсность 63 – 80 μm, 3 – 63 – 200 μm

ном продуве азотом. Закалка продуктов азотирования натекающим потоком газа фиксирует в продуктах синтеза то количество азота, которое было поглощено непосредственно в зоне горения.

Металлографический анализ продуктов горения подтвердил отсутствие в них следов плавления. Твердофазный механизм способствует достижению высокой степени азотирования феррохрома. При его горении не удается достичь максимального значения степени азотирования. Для сплава с 75,6 % Cr предельная концентрация азота составляет ~16,8 % N, а достигнутое ~13,0 % N, степень азотирования ~77 %. Основными фазами в продуктах горения феррохрома, также как

и в печном сплаве [25], являются CrN, Cr₂N, (CrFe)₂N и Fe. Для промышленного использования в сталеплавильном производстве разработаны четыре марки лигатур на основе хрома (табл. 5).

На рис. 9 представлена промышленная партия спеченного азотированного феррохрома. Новые азотсодержащие лигатуры на основе хрома были использованы на предприятиях России и за рубежом при производстве различных марок сталей. Были выплавлены стали 12X18AG18, 35X2AF, 55X21Г9АН4, 110Г13ХФАЛ и другие, а также хромоникелевый сплав с ~0,5 % N. Металл выплавлялся в электропечах с использованием различных марок нитридов хрома и феррохрома,

Таблица 5

Промышленные марки СВС азотированного феррохрома/хрома

Table 5. Composition (wt %) and properties of commercial nitrogen-containing chromium alloys

Свойства \ Сплав	Нитрид феррохрома		Нитрид хрома	
	плавле- ный	спечен- ный	плавле- ный	спечен- ный
Химический состав, %				
N	6 – 8	8 – 13	8 – 12	16 – 20
Cr	62 – 76	60 – 72	87 – 91	79 – 82
C	0,05 0,10	0,05 0,10	0,03 0,06	0,03 0,06
O	0,3	0,3	0,2	0,2
Фазовый состав	(Fe,Cr) ₂ N, Fe	(Fe,Cr) ₂ N, CrN, Fe	Cr ₂ N	CrN, Cr ₂ N
Плотность, г/см³	6,0 – 7,0	4,3 – 5,3	5,5 – 6,6	3,4 – 4,6



Рис. 9. Промышленные образцы спеченного нитрида феррохрома

Fig. 9. SHS-produced lumps of ferrochromium nitride

содержащих от 9,0 до 19,5 % N. Степень усвоения азота составила свыше 90 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. – М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. – 336 с.
2. Мержанов А.Г. Научные основы, достижения и перспективы развития процессов твердопламенного горения // Известия РАН. Серия химическая. 1997. Т. 46. № 1. С. 7 – 31.
3. Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P. A new class of combustion processes // Combust. Sci. And Technol. 1975. Vol. 10. No. 5 – 6. P. 195 – 201.
4. Merzhanov A.G. SHS on the pathway to industrialization // Int. J. SHS. 2001. Vol. 10. No. 2. P. 237 – 256.
5. Гасик М.И., Лякишев Н.П., Емлин Б.И. Теория и технология производства ферросплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 784 с.
6. Ферросплавы: Справочное издание // В.Г. Мизин, Н.А. Чирков, В.С. Игнатьев и др. – М.: Металлургия, 1992. – 415 с.
7. А.с. 420394 СССР. Способ обработки порошкообразных материалов / Ю.С. Найборошенко, В.И. Итин, А.Г. Ушаков и др.; опубл. 25.03.1974. Бюл. № 11.
8. Дубровин А.С. Металлотермические процессы в черной металлургии: Сб. «Процессы горения в химической технологии и металлургии». – Черноголовка, 1975. С. 29 – 42.
9. Аллюминотермия // Н.П. Лякишев, Ю.П. Плинер, Г.Ф. Игнатенко, С.И. Лаппо. – М.: Металлургия, 1978. – 424 с.
10. Маслов В.М., Боровинская И.П., Зиятдинов М.Х. Горение систем ниобий-алюминий и ниобий-германий // Физика горения и взрыва. 1979. Т. 15. № 1. С. 49 – 57.
11. Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. SHS technology of ferroalloys nitriding // Proc. Int. Congress INFACON XII, Helsinki. 2010. P. 899 – 909.
12. Pat. 2080785 GB. Pat.3011962 DE. Int. cl. C22C 1/04. B22F 3/12. C22C29/00. Metallic composition and method of its manufacture / M.Kh. Ziatdinov, Yu.M. Maksimov, A.D. Kolmakov etc. Publ. 24.04.1983.
13. Манашев И.Р., Шатовин И.М., Зиятдинов М.Х., Бигеев В.А. Особенности микролегирования стали бором и новый материал для его осуществления // Сталь. 2009. № 10. С. 34 – 38.
14. Zajac S., Lagneborg R., Siwecki T. The role of nitrogen in microalloyed steels // Proceedings of the International Conference on «Microalloying 95», Pittsburgh, 11 – 14 June 1995. P. 321 – 340.
15. Berns H. Manufacture and application of high nitrogen steels // ISIJ International. 1996. Vol. 36. No. 7. P. 909 – 914.
16. Liimatainen J. Powder metallurgically produced high nitrogen steels // Material Science Forum. 1999. Vols. 318–320. P. 629 – 634.
17. Hanninen H.E. Application and performance of high nitrogen Steels // Steel GRIPS. 2004. No. 2. P. 371 – 380.
18. GanYong, Dong Han. Review of application of vanadium in steel // Proceedings of International Seminar on Production and Application of High Strength Seismic Grade Rebar Containing Vanadium. Beijing, China. June. 2010. P. 1 – 11.
19. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. etc. Development of low carbon Nb-Ti-B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe // Iron and Steelmaking. 2005. No. 4. P. 57 – 60.
20. Tsuji N., Matsubara Y., Sakai T., Saito Y. Effect of boron on the microstructure of hot-deformed Ti-added interstitial free steel // ISIJ International. 1997. Vol. 37. No. 8. P. 797 – 806.
21. Kitchingman W.J., Bedford G.M. Mechanism and transformation kinetics of the alpha → sigma phase transformation in iron-vanadium alloys // Metal Science Journal. 1971. Vol. 5. No. 1. P. 121 – 125.
22. Jun Ichi Seki, Masuo Hagiwara, Tomoo Suzuki. Metastable order-disorder transition and sigma phase formation in Fe-V binary alloys // Journal of Materials Science. 1979. Vol. 14. No. 10. P. 2404 – 2410.
23. www.nitrovan.com.
24. Зиятдинов М.Х. Горение хрома в спутном потоке азота // Физика горения и взрыва. 2016. Т. 52. № 4. С. 51 – 60.
25. Krastev D. Nitriding of ferroalloys // VI-th International Metallurgical Congress, Ohrid. Macedonia. May 2014. P. 1 – 6.

Поступила 22 февраля 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 5, pp. 339–347.

SHS TECHNOLOGY OF COMPOSITION FERROALLOYS PART I. METALLURGICAL SHS PROCESS. SYNTHESIS OF FERROVANADIUM AND FERROCHROMIUM NITRIDES

M.Kh. Ziatdinov¹, I.M. Shatokhin², L.I. Leont'ev^{3, 4, 5}

¹National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

²LLC “NTPF “Etalon”, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

³Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

⁴Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

⁵National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. The article presents research findings in the development of a specialized SHS technology for composite ferrous alloys for steel melting and blast furnace iron-making. To resolve the principle goal of creating metallurgical production lines it was developed a new approach to practical implementation of the SHS method – a metallurgical SHS process. The metallurgical version of SHS is based on using different metallurgical alloys as the main raw stock; those include dust-type wastes of ferrite alloys production. In this case, the process of synthesis by combustion is implemented via exothermic exchange reactions. Here, composite materials form; they are based on inorganic compositions bound with iron and/or an alloy based

on iron. It has been shown that depending on the aggregate state of source reagents, metallurgical SHS processes can be gasless, gas-absorbing or gas-yielding. Combustion modes for these processes largely differ. To arrange for metallurgical SHS process in weakly exothermic systems, one can use different versions of the thermal bonding principle. The authors have investigated self-propagating high-temperature synthesis of nitrided ferrovanadium and ferrochrome. It has been shown that the phase composition of the source alloy has strong impact on the consistent behaviors of the combustion flow and the combustion mechanism of ferrovanadium (if combustion is taking place in nitrogen atmosphere). In the course of nitriding σ -(Fe–V), process activation takes place; the activation is related to the transformation of the intermetallide into α -solid solution when the phase transition temperature is reached (~1200 °C). The composition structure of ferrovanadium nitride products is formed by the confluence of solid-liquid droplet-particles that consist of molten Fe and solid vanadium nitride. A 3-phase mechanism of ferrochrome interaction with nitrogen facilitates the achievement of a high degree of nitriding. It was shown that the combustion rates of ferrochrome (and chrome) during nitriding in coflow filtration mode increase as the nitrogen flow rate is increased. Here, the degree of ferrochrome nitriding during forced filtration (4.7 – 7.5 % N) is much less than that during non-forced filtration (8.8 – 14.2 % N).

Keywords: self-propagating high temperature synthesis, composition ferroalloys, nitrided alloyings, nitrides, borides, filtration combustion, gasless combustion, coflow filtration, thermally conjugation, of ferrovanadium nitride, ferrochromium nitride, ferrosilicon nitride, ferrotitanium boride, ferrosilicotitanium.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-339-347

REFERENCES

1. Merzhanov A.G., Mukas'yan A.C. *Tverdoplamennoe gorenie* [Solid-flame combustion]. Moscow: TORUS PRESS. 2007, 336 p. (In Russ.).
2. Merzhanov A.G. Fundamentals, achievements, and perspectives for development of solid-flame combustion. *Russian Chemical Bulletin*. 1997, vol. 46, no. 1, pp. 1–27.
3. Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P. A new class of combustion processes. *Combust. Sci. And Technol.* 1975, vol. 10, no. 5-6, pp. 195–201.
4. Merzhanov A.G. SHS on the pathway to industrialization. *Int. J. SHS*. 2001, vol. 10, no. 2, pp. 237–256.
5. Gasik M.I., Lyakishev N.P., Emlin B.I. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva ferrosplavov* [Theory and process engineering of ferroalloys]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 784 p. (In Russ.).
6. Mizin V.G., Chirkov N.A., Ignat'ev V.S. etc. *Ferrosplavy: Spravochnoe izdanie* [Ferroalloys: Handbook]. Moscow: Metallurgiya, 1992, 415 p. (In Russ.).
7. Naiborodenko Yu.S., Itin V.I., Ushakov A.G., Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P., Maslov V.M. etc. *Sposob obrabotki poroshkovykh materialov* [A method for powder materials processing]. Certificate of authorship USSR no. 420394 SSSR. *Byulleten' izobretenii*. 1974, no. 11. (In Russ.).
8. Dubrovin A.S. Metallothermic processes in ferrous metallurgy. In: *Sb.: Protessy goreniya v khimicheskoi tekhnologii i metallurgii* [Combustion processes in chemical technology and metallurgy]. Chernogolovka, 1975, pp. 29–42. (In Russ.).
9. Lyakishev N.P., Pliner Yu.R., Ignatenko G.F., Lappo S.I. *Alyuminotermya* [Aluminothermy]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 424 p. (In Russ.).
10. Maslov V.M., Borovinskaya I.P., Ziatdinov M.Kh. Combustion of the systems niobium–aluminum and niobium–germanium. *Combust. Explos. Shock Waves*. 1979, vol. 15, no. 1, pp. 41–47.
11. Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. SHS technology of ferroalloys nitriding. In: *Proc. Int. Congress INFACON XII, Helsinki*, 2010, pp. 899–909.
12. Ziatdinov M.Kh., Maksimov Yu.M., Kolmakov A.D. etc. *Metallic composition and method of its manufacture*. Pat. 2080785 GB.
- Pat.3011962 DE. Int. cl. C22C 1/04. B22F 3/12. C22C29/00. Publ. 24.04.1983
13. Manashev I.R., Shatokhin I.M., Ziatdinov M.Kh., Bigeev V.A. Microalloying of steel with boron and the development of ferrotitanium boride. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 10, pp. 896–900.
14. Zajac S., Lagneborg R., Siwecki T. The role of nitrogen in microalloyed steels. In: *Proceedings of the International Conference on "Microalloying 95", Pittsburgh, 11-14 June 1995*, pp. 321–340.
15. Berns H. Manufacture and application of high nitrogen steels. *ISIJ International*. 1996, vol. 36, no. 7, pp. 909–914.
16. Liimatainen J. Powder metallurgically produced high nitrogen steels. *Material Science Forum*. 1999, vols. 318-320, pp. 629–634.
17. Hanninen H.E. Application and performance of high nitrogen steels. *Steel GRIPS*. 2004, no. 2, pp. 371–380.
18. Gan Yong, Dong Han. Review of application of vanadium in steel. In: *Proceedings of International Seminar on Production and Application of High Strength Seismic Grade Rebar Containing Vanadium*. Beijing, China. June. 2010, pp. 1–11.
19. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. etc. Development of low carbon Nb-Ti-B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe. *Iron and Steelmaking*. 2005, no. 4, pp. 57–60.
20. Tsuji N., Matsubara Y., Sakai T., Saito Y. Effect of boron on the microstructure of hot-deformed Ti-added interstitial free steel. *ISIJ International*. 1997, vol. 37, no. 8, pp. 797–806.
21. Kitchingman W.J., Bedford G.M. Mechanism and transformation kinetics of the $\alpha \rightarrow \sigma$ phase transformation in iron-vanadium alloys. *Metal Science Journal*. 1971, vol. 5, no. 1, pp. 121–125.
22. Jun Ichi Seki, Masuo Hagiwara, Tomoo Suzuki. Metastable order-disorder transition and sigma phase formation in Fe-V binary alloys. *Journal of Materials Science*. 1979, vol. 14, no. 10, pp. 2404–2410.
23. www.nitrovan.com.
24. Ziatdinov M.Kh. Chromium combustion in a nitrogen coflow. *Combust. Explos. Shock Waves*. 2016, vol. 52, no. 4, pp. 418–426.
25. Krastev D. Nitriding of ferroalloys. In: *VI-th International Metallurgical Congress, Ohrid, Macedonia. May 2014*, pp. 1–6.

Information about the authors:

M.Kh. Ziatdinov, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher
(ziatdinovm@mail.ru)

I.M. Shatokhin, Dr. Sci. (Eng.), General Director
(mail@ntpf-etalon.ru)

L.I. Leont'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher
(lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

Received February 22, 2018

УДК 621.771.23

ВЛИЯНИЕ УСИЛИЙ ИЗГИБА РАБОЧИХ ВАЛКОВ НА УШИРЕНИЕ ТОНКОЙ СТАЛЬНОЙ ПОЛОСЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Койнов Т.¹, д.т.н., профессор кафедры физической металлургии и теплового оборудования
Бельский С.М.², д.т.н., профессор кафедры обработки металлов давлением (belsky-55@yandex.ru)
Мухин Ю.А.², д.т.н., зав. кафедрой обработки металлов давлением
Чупров В.Б.², директор металлургического института

¹ Университет химической технологии и металлургии
(1756, Болгария, София, бульвар Климента Охридского, 8)

² Липецкий государственный технический университет
(398600, Россия, Липецк, ул. Московская, 30)

Аннотация. На основе вариационного принципа Журдена для жесткопластического тела и кинематически допустимого поля скоростей разработана математическая модель процесса свободного уширения при тонколистовой горячей прокатке. В качестве функционала вариационного уравнения была использована сумма мощностей внутренних сопротивлений, сил трения скольжения, сил среза, переднего и заднего натяжения. При решении вариационного уравнения Журдена для случая прокатки с натяжением был применен метод Ритца. Вариационное уравнение Журдена превратилось в систему однородных уравнений, левая часть каждого из которых представляла производную по варьируемому параметру. Варьируемыми параметрами стали показатель степени кинематического условия, общее уширение в очаге пластической деформации и уширение в его нейтральном сечении. Разработанная математическая модель процесса уширения горячекатаных полос позволяет исследовать распределение уширения вдоль очага пластической деформации в зависимости от параметров прокатки и полосы. Для проверки адекватности разработанной модели свободного уширения были выполнены экспериментальные исследования на двухвалковом лабораторном стане холодной прокатки. Прокатывались свинцовые образцы, измеренные величины уширения которых совпали с теоретически рассчитанным уширением с точностью менее 10 %. Холодная прокатка свинцовых образцов моделирует горячую прокатку. Теоретический анализ влияния натяжений на процесс свободного уширения при приложении натяжений соответствует практическим результатам, представленным в литературных источниках. Показано, что возникающая при приложении натяжений неравномерность растягивающих напряжений в сечениях входа и выхода очага деформации является причиной появления дополнительных мощностей в уравнении их баланса, приводящих к уменьшению величины уширения. Возникающую неравномерность растягивающих напряжений можно использовать для регулирования величины уширения при тонколистовой прокатке. В свою очередь, неравномерность растягивающих напряжений по ширине прокатываемой полосы можно увеличивать или уменьшать с помощью усилий изгиба рабочих валков прокатной клетки. В работе представлена схема регулирования величины уширения прокатываемой полосы при горячей прокатке с помощью усилий изгиба рабочих валков.

Ключевые слова: тонколистовая горячая прокатка, вариационный принцип Журдена, уширение, усилия изгиба, межклетевое натяжение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-348-356

Потребительские свойства горячекатаных стальных полос зависят от большого числа параметров, среди которых важнейшее значение имеют стабильность механических свойств и микроструктура металла по длине и ширине полос, наличие поверхностных дефектов, а также геометрические параметры: ширина, продольная и поперечная разнотолщинность, серповидность, выпуклость и клиновидность профиля поперечного сечения [1 – 37]. Перечисленные выше параметры в значительной степени зависят от распределения температурного поля по длине и ширине прокатываемых на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки полос.

Одной из основных характеристик точности геометрических размеров прокатанных полос и листов является их плоскостность. Нарушения плоской формы вызываются неравномерностью остаточных напряжений по ширине полосы, превышающей критическое напряжение

потери полосой плоской формы, и проявляются в виде краевой волнистости или центральной коробоватости.

Прокатка горячих стальных полос (рис. 1, 2) на многоклетевом прокатном стане сопровождается упругими деформациями валковой системы клеток – изгибом валков, их упругим сближением, неравномерным сплющиванием поверхности рабочих валков в контакте с полосой. Величина остаточных напряжений в стенке стальной полосы [6 – 7, 11 – 18] зависит от соотношения выпуклостей входного и выходного профиля поперечного сечения прокатываемой полосы. Величина выпуклости выходного профиля поперечного сечения прокатываемой полосы является результатом сложения величин станочной профилировки рабочих валков, упругого прогиба осей рабочих валков и упругого сплющивания рабочих валков в контакте с полосой. Кроме того, при прокатке происходит износ валков, особенно в местах, соответствующих кромкам проката



Рис. 1. Непрерывный широкополосный стан горячей прокатки 2000 ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат»

Fig. 1. Continuous broadband hot-rolling mill 2000 of JSC «NLMK Group»

тываемых полос, который может достигать 0,1 – 0,6 мм за кампанию, а также тепловое расширение валков на ширине полосы на величину до 0,2 – 0,3 мм. Этими процессами обуславливается разность вытяжек металла в очаге деформации по ширине полосы, что может привести к потере полосой плоской формы.

В процессе горячей прокатки валки изнашиваются, причем величина износа (выработки) рабочих валков по длине бочки неодинакова: в местах, соответствующих кромкам прокатываемых полос, износ больше по сравнению с величиной износа средней части. Это происходит из-за того, что в процессе прокатки полосы кромки охлаждаются сильнее, чем средняя часть, и поэтому металл в прикромочных зонах имеет более высокую величину сопротивления деформации.

К настоящему времени разработаны технические решения, связанные с изменением взаимного положения валков в клети для обеспечения эффективного управления профилем поперечного сечения и плоскостностью прокатываемой полосы. К наиболее эффективным методам формирования профиля поперечного сечения прокатываемых на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки полос относится проката полос в четырехвалковых клетях с осевой сдвижкой рабочих валков.

С помощью осевой сдвижки рабочих валков можно достичь следующих целей:

- во-первых, формирование заданной выпуклости профиля поперечного сечения полос, прокатываемых в рабочих валках с профилировкой CVC (Continuously Variable Crown);
- во-вторых, уменьшение износа рабочих валков при прокатке в рабочих валках с обычной параболической профилировкой с использованием технологии циклической сдвижки.

Для формирования заданной выпуклости профиля поперечного сечения горячекатаных полос применяют рабочие валки с S-образной профилировкой или

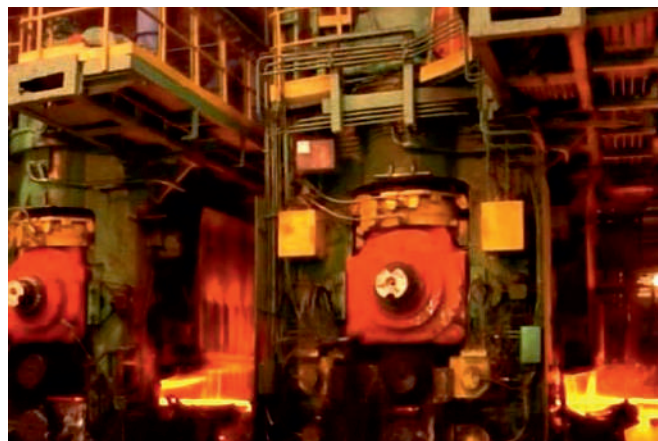


Рис. 2. Горячая прокатка стального листа в клети стана 2000

Fig. 2. Hot-rolling of steel sheet in the mill's stand 2000

CVC-профилировкой. При этом величина выпуклости прокатываемых полос является линейной функцией от величины осевой сдвижки рабочих валков. В процессе горячей прокатки рабочие валки в контакте с полосой вырабатываются (изнашиваются), эффективная выпуклость межвалкового зазора уменьшается, и с помощью осевой сдвижки рабочих валков это уменьшение компенсируется. При этом место контакта кромок прокатываемых полос с рабочими валками постоянно обновляется и происходит «размывание» износа по длине бочки рабочих валков. Этот эффект значительно уменьшается, когда величина осевой сдвижки рабочих валков достигает предельного значения. В этом случае происходит повышенный износ участков поверхности рабочих валков, соответствующих кромкам прокатываемых полос, и на прикромочных участках полос появляются локальные утолщения.

С целью «размывания» износа рабочих валков по длине бочки применяют технологию их циклической сдвижки с обычной параболической профилировкой. При этом методе во время паузы между прокаткой соседних полос рабочие валки смещают относительно друг друга на некоторую величину сначала в одну сторону, а по достижении предельной величины осевой сдвижки – в другую.

При этом снижается воздействие износа рабочих валков по длине бочки. Если длина бочки рабочих валков с обычной (симметричной относительно середины бочки) профилировкой больше длины опорных, то при осевой сдвижке форма межвалкового зазора не изменяется, пока край рабочего валка не заходит за край опорного. Использование метода циклической сдвижки (циклического перемещения) делает возможной беспрограммную прокатку полос.

Разработка технологии горячей прокатки широких полос с осевой сдвижкой рабочих валков является главным условием внедрения технологии беспрограммной прокатки.

Беспрограммная прокатка представляет собой горячую прокатку широких полос без выполнения условия «прокатка от широкого к узкому». Поскольку в процессе горячей прокатки рабочие валки изнашиваются (вырабатываются) неравномерно, то при отсутствии устройств осевой сдвижки рабочих валков необходимо избегать случаев, когда после прокатки узкого металла будут прокатываться более широкие полосы. При этом кромки более широких полос станут прокатываться участками рабочих валков, менее изношенными по сравнению со средними участками, кромки будут обжиматься сильнее и, соответственно, удлиняться больше, и полоса получит нарушение плоскостности в виде краевой волнистости. Такую же неплоскостность получит полоса при холодной прокатке в случае, если перед прокаткой ее профиль поперечного сечения будет иметь прикромочные утолщения. Технология горячей прокатки полос в клетях с осевой сдвижкой рабочих валков позволяет внедрить элементы беспрограммной прокатки.

Теоретический анализ процесса уширения

Для теоретического анализа тонколистовой прокатки, в частности, процесса уширения металла в очаге деформации, успешно применяют энергетический метод, основанный на начале возможных изменений деформированного состояния (начало Лагранжа). Его разновидностью является вариационный принцип Журдена, в соответствии с которым варьированию подлежат скорости течения металла в очаге пластической деформации.

Вариационное уравнение Журдена для пластического очага деформации записывается следующим образом:

$$\delta \left(\iiint_{\Omega} \Pi_v d\Omega - \iint_S \sigma^n v ds + \sum_{i=1}^n \iint_{S_i} \tau_s |\Delta v_i| ds \right) = 0,$$

где $\Pi_v = \int_0^H T dH$ – скоростной потенциал; T и H – интенсивности касательных напряжений и скоростей сдвиговых деформаций; σ^n и v – полное напряжение на поверхности S с единичной внешней нормалью n и соответствующая скорость перемещения; Δv_i – скачок скоростей на i -ой поверхности среза S_i ; δ – символ варьирования; τ_s – предел текучести на сдвиг.

Для жесткопластической среды вариационное уравнение Журдена будет иметь вид:

$$\delta \left(\iiint_{\Omega} \tau_s H d\Omega - \iint_S \sigma^n v ds + \sum_{i=1}^n \iint_{S_i} \tau_s |\Delta v_i| ds \right) = 0.$$

Первый интеграл в этом уравнении представляет собой мощность внутренних сопротивлений, второй –

мощность внешних сил на границах очага – сил трения скольжения между валками и полосой, переднего и заднего натяжения, третий – мощность сил среза.

При использовании метода Ритца вариационное уравнение Журдена для случая прокатки с натяжением в развернутом виде записывается как [5]

$$\frac{\partial}{\partial a_j} (N_1 + N_2 + N_3 - N_4 + N_5) = 0,$$

где N_1 – мощность внутренних сопротивлений; N_2 – мощность сил трения скольжения; N_3 – мощность сил среза; N_4 – мощность переднего натяжения; N_5 – мощность заднего натяжения; a_j – варьируемые параметры.

Последнее полученное уравнение далее будем называть уравнением Журдена-Ритца для определения мощностей.

Под знаком дифференцирования находится выражение для полной мощности прокатки.

Для описания процесса уширения в очаге пластической деформации воспользуемся расчетной схемой, приведенной на рис. 3. Очаг пластической деформации разбит на две области – зону опережения и зону отставания. Форма кромки (штриховая линия) аппроксимирована двумя отрезками прямых – для зоны отставания и зоны опережения. В соответствии со схемой приняты следующие обозначения: v_0, v_1, v_x, v_y – входная и выходная скорости полосы и проекции скорости течения металла боковой кромки на оси x и y соответственно; $h_0, h_i, h_1, B_0, B_i, B_1$ – толщина и полуширина полосы на входе, в нейтральном сечении и на выходе соответственно; l, x_i – длина очага деформации и зоны опережения.

Тогда уравнения, описывающие форму боковых кромок полосы в очаге пластической деформации, запишутся следующим образом:

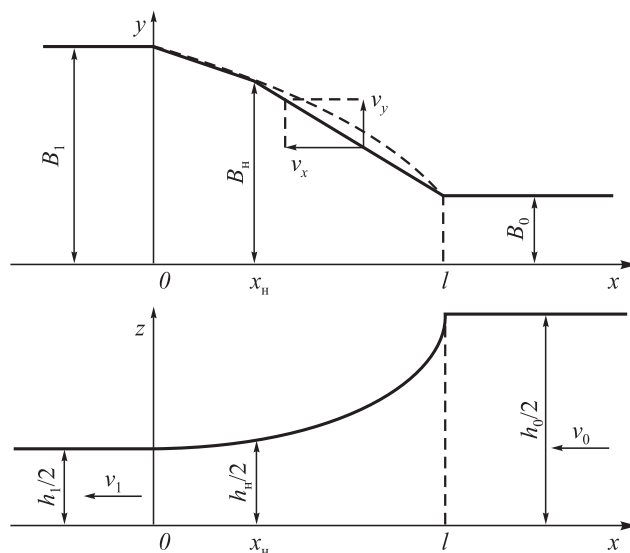


Рис. 3. Расчетная схема

Fig. 3. The design scheme

– для зоны опережения $0 \leq x \leq x_n$

$$B_{\text{оп}}(x) = B_0 \left[1 + \beta + (\beta_t - \beta) \frac{x}{x_n} \right];$$

– для зоны отставания $x_n \leq x \leq l$

$$B_{\text{от}}(x) = B_0 \left[1 + \frac{\beta_t}{1 - t_n} - \frac{\beta_t}{1 - t_n} \frac{x}{l} \right],$$

где $\beta = \frac{\Delta B}{B_0}$; $\beta_t = \frac{\Delta B_t}{B_0}$; $\Delta B = B_1 - B_0$; $\Delta B_t = B_n - B_0$; $t_n = \frac{x_n}{l}$.

Из кинематических соображений получаем следующие условия для боковой кромки:

– для зоны опережения $0 \leq x \leq x_n$

$$\frac{v_y}{v_x} \Big|_{\text{кр}} = \frac{\Delta B - \Delta B_t}{x_n};$$

– для зоны отставания $x_n \leq x \leq l$

$$\frac{v_y}{v_x} \Big|_{\text{кр}} = \frac{\Delta B_t}{l - x_n}.$$

Для произвольной материальной точки с текущей координатой (x, y) определяем в соответствии с [6–7] следующий закон изменения скоростей течения металла:

– для зоны опережения $0 \leq x \leq x_n$

$$\frac{v_y}{v_x} = \frac{\Delta B - \Delta B_t}{x_n} \left[\frac{y}{B_{\text{оп}}(x)} \right]^p;$$

– для зоны отставания $x_n \leq x \leq l$

$$\frac{v_y}{v_x} = \frac{\Delta B_t}{l - x_n} \left[\frac{y}{B_{\text{от}}(x)} \right]^p,$$

где p – варьируемый параметр.

Скорость v_x определим из закона постоянства секундных объемов:

$$v_0 h_0 B_0 = v_1 h_1 B_1 = v_x h_x B_x = v_a h_n B_n \cos \gamma,$$

где v_a – окружная скорость рабочего валка; γ – нейтральный угол; R – радиус рабочего валка; $\cos \gamma =$

$$= \sqrt{1 - \left(\frac{x_n}{R} \right)^2}.$$

Используя известные соотношения теории пластичности и действуя так же, как в работах [6–7], найдем выражения для интенсивности скоростей деформаций, мощностей внутренних сопротивлений, скольжения, среза и натяжений. По сравнению с моделью работ [6–7] в разрабатываемой модели появятся

мощность среза в нейтральном сечении и мощности переднего и заднего натяжений. Получим систему из трех уравнений:

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial p} (N_1 + N_2 + N_3 - N_4 + N_5) = 0; \\ \frac{\partial}{\partial (\Delta B)} (N_1 + N_2 + N_3 - N_4 + N_5) = 0; \\ \frac{\partial}{\partial (\Delta B_t)} (N_1 + N_2 + N_3 - N_4 + N_5) = 0. \end{cases}$$

Данная система уравнений представляет собой математическую модель процесса уширения прокатываемых полос, с помощью которой можно изучать распределение уширения в очаге деформации в зависимости от различных параметров прокатки и полосы, включая натяжения.

Экспериментальные исследования процесса уширения

Для проверки разработанной модели был проведен эксперимент на лабораторном прокатном стане (диаметр рабочих валков 120 мм). Прокатывали свинцовые образцы без натяжения, после выхода переднего конца образца из межвалкового зазора стан останавливали, валки разводили и образец извлекали для измерений. Условия и результаты эксперимента приведены в табл. 1 – 3.

Результаты теоретического расчета проведенных экспериментов представлены в табл. 4 и на рис. 4, 5.

Таблица 1

Условия эксперимента

Table 1. Conditions of the experiment

Номер эксперимента	h_0 , мм	$2B_0$, мм	h_1 , мм	$2B_1$, мм	Δh , мм	$2\Delta B$, мм	l , мм
1	10,1	30,1	8,15	31,4	1,95	1,3	15,0
2	10,0	15,4	7,8	16,8	2,2	1,4	16,0

Таблица 2

Измерения ширины образца в очаге деформации (эксперимент 1)

Table 2. Measures of width of a sample in the deformation zone (experiment 1)

Расстояние от входного сечения, мм	0	3	6	9	12	15
$2B(x)$, мм	30,10	30,45	30,80	31,10	31,30	31,40

Таблица 3

Измерения ширины образца в очаге деформации
(эксперимент 2)

Table 3. Measures of width of a sample in the deformation zone (experiment 2)

Расстояние от входного сечения, мм	0	4	7	10	13	16
$2B(x)$, мм	15,4	15,8	16,2	16,6	16,7	16,8

На рис. 4 тонкой линией изображены результаты экспериментов, а толстой – результат теоретического расчета.

Для исследования влияния натяжения на уширение были просчитаны оба случая при попеременном приложении переднего и заднего натяжения. В обоих случаях удельное натяжение принималось равным $\approx 20\%$ предела текучести на растяжение. В этом месте необходимо привести замечание И.Я. Тарновского [5] о неизменности величины полного натяжения при варьировании величины уширения, только при этом условии возможно корректное применение принципа Журдена.

Таблица 4

Результаты теоретического расчета

Table 4. The results of theoretical calculation

Номер эксперимента	l , мм	x_i , мм	$2\Delta B_i$, мм	$2\Delta B$, мм	(эксперимент – теория), мм	Относительная ошибка, %
1	15,3	5,2	1,1	1,37	-0,07	-5,4
2	16,25	4,4	1,16	1,28	0,12	8,6

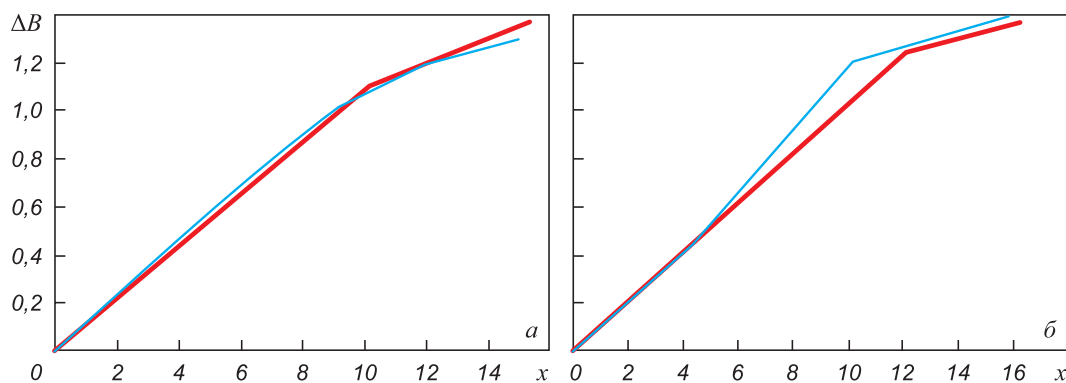


Рис. 4. Сравнение экспериментальных и расчетных данных:
а – эксперимент 1; б – эксперимент 2

Fig. 4. Comparison of experimental and calculated data:
а – experiment 1; б – experiment 2

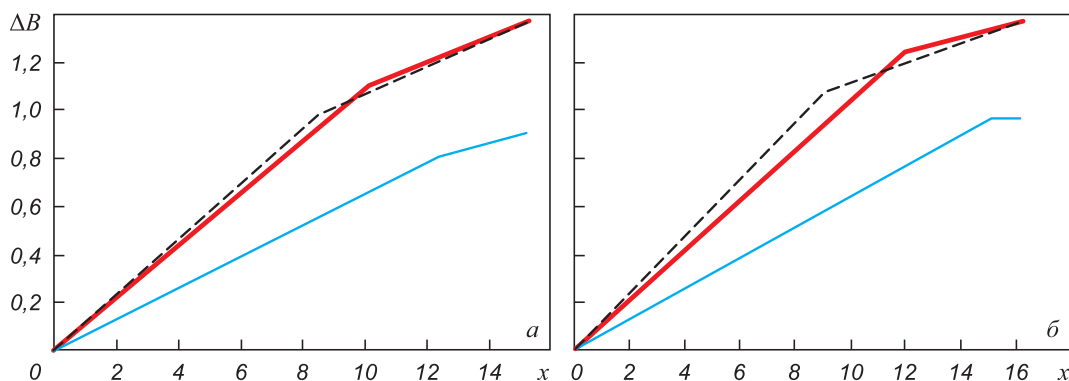


Рис. 5. Влияние переднего и заднего натяжения на уширение:
а – условия эксперимента 1; б – условия эксперимента 2

Fig. 5. Influence of front and back tension on the widening:
а – conditions of experiment 1; б – conditions of experiment 2

Результаты расчета изображены на рис. 5. Толстая линия соответствует распределению уширения по очагу деформации без натяжений, штриховая – при приложении только переднего натяжения, тонкая – при приложении только заднего натяжения. Теоретический расчет поведения боковых кромок очага деформации при приложении натяжений соответствует практическим результатам. Например, независимость величины уширения от переднего натяжения отмечалась в работах [8, 9].

Неравномерность распределения удельных натяжений по ширине полосы и уширение

Далее обратимся к уравнению Журдена-Ритца. В него с разными знаками входят N_4 – мощность переднего натяжения и N_5 – мощность заднего натяжения. В соответствии с этим уравнением величина уширения при такой комбинации толщин и натяжений, когда эти мощности компенсируют друг друга, должна совпадать с величиной уширения при прокатке без натяжения. Однако многочисленные экспериментальные исследования свидетельствуют, что величина уширения при прокатке с передним и задним натяжением меньше, чем при прокатке без натяжений. Возникает вопрос, как эти факты согласуются с уравнением баланса энергии. Можно предположить, что приложение натяжений является причиной появления в уравнении Журдена-Ритца дополнительных мощностей сил, действующих во входном и выходном сечениях очага деформации.

Для проверки этого предположения с помощью программного пакета NISA/DISPLAY фирмы EMRC (США) методом конечных элементов были построены поля напряжений в пластине, одна сторона которой за-

креплена по перемещениям, а другая равномерно нагружена растягивающими напряжениями. Такое закрепление моделирует выходное сечение очага деформации. Поле напряжений для случая приложения равномерно распределенного натяжения на расстоянии ширины полосы от очага деформации представлено на рис. 6.

Видно, что распределение растягивающих напряжений в выходном сечении очага деформации имеет ярко выраженную неравномерность, которую в общем случае можно описать функцией $\sigma_x = \varphi(y)$. Этой неравномерностью обусловлено появление мощности, называемой мощностью, расходуемой полосой на накопление потенциальной энергии [10], которая выносятся полосой из очага деформации. Ее величина вычисляется следующим образом:

$$N_{\text{пот}} = \tau_s v_1 h_1 \int_0^B \frac{\sigma_x^2}{2E} dy.$$

Эта мощность должна появиться в уравнении Журдена-Ритца вместе с мощностью переднего натяжения. Кроме того, напряженное состояние полосы, к которой приложено натяжение, характеризуется наличием напряжений сжатия в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, которые также влияют на уменьшение величины уширения полосы при прокатке с натяжением.

Аналогичные рассуждения справедливы и в отношении заднего натяжения.

Изменение величин усилий изгиба рабочих валков способствует перераспределению удельных натяжений по ширине прокатываемой полосы. При этом изменяется баланс мощностей и, соответственно, изменяется величина уширения (рис. 7).

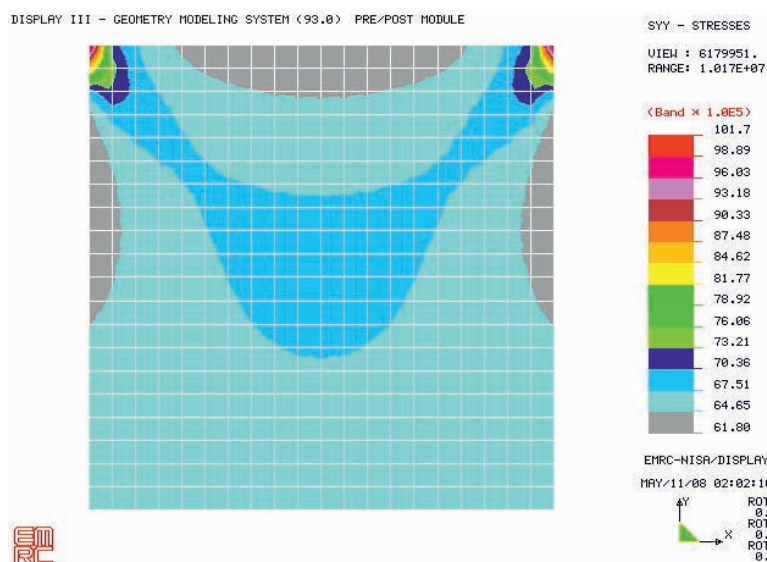


Рис. 6. Распределение растягивающих напряжений

Fig. 6. Distribution of tensile stresses

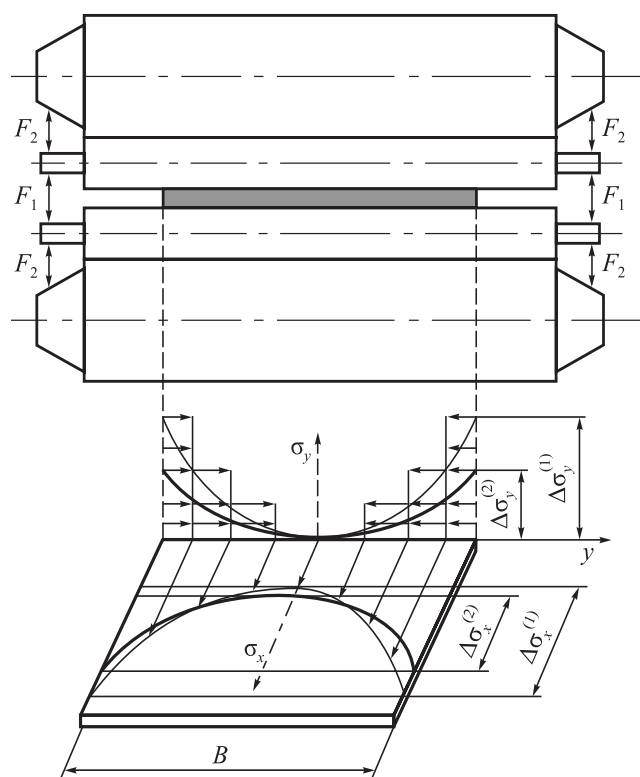


Рис. 7. Воздействие усилий изгиба рабочих валков на распределение удельных натяжений на входе и выходе очага деформации

Fig. 7. Influence of bending efforts of working rolls on the distribution of specific tensions at the entrance and exit of deformation's zone

При уменьшении усилий противоизгиба F_1 или увеличении усилий дополнительного изгиба F_2 рабочих валков растягивающие напряжения в прикромочных областях прокатываемой полосы уменьшаются, при этом уширение полосы увеличивается. И, наоборот, при увеличении усилий противоизгиба F_1 или уменьшении усилий дополнительного изгиба F_2 растягивающие напряжения в прикромочных областях увеличиваются, при этом уширение полосы уменьшается.

Выводы. Разработана и экспериментально подтверждена математическая модель процесса уширения прокатываемых полос, которая позволяет исследовать распределение уширения вдоль очага пластической деформации в зависимости от параметров прокатки и полосы. Показано, что натяжение уменьшает величину уширения при тонколистовой горячей прокатке. При тонколистовой горячей прокатке с натяжением усилия изгиба рабочих валков изменяют распределение растягивающих напряжений по ширине полосы в сечениях входа и выхода очага деформации, что является причиной изменения величины уширения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. – Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
2. Banabic D. Multiscale modeling in sheet metal forming. – Springer, 2016. – 405 p.
3. Wilko C. E. Formability. A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal. – Springer, 2011. – 112 p.
4. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. Microstructure evolution in metal forming processes. – Woodhead Publishing, 2012. – 416 p.
5. Тарновский И.Я., Римм Э.Р. Уширение и расход мощности при прокатке в гладких валках с натяжением // Изв. вуз. Черная металлургия. 1964. № 7. С. 96 – 103.
6. Бельский С.М., Третьяков В.А., Барышев В.В., Кудинов С.В. Исследование процесса формирования ширины сляба в черновой группе широкополосного стана // Изв. вуз. Черная металлургия. 1998. № 1. С. 24 – 29.
7. Скороходов В.Н., Чернов П.П., Мухин Ю.А., Бельский С.М. Математическая модель процесса свободного уширения при прокатке полос // Сталь. 2001. № 3. С. 38 – 40.
8. Выдрин В.Н., Батин Ю.Т. Исследование влияния натяжения (подпора) на поперечную деформацию: В сб. науч. тр. «Теория и технология прокатки». Вып. 54. – Челябинск, 1968. С. 220 – 224.
9. Теория прокатки: Справочник / А.И. Целиков, А.Д. Томленов, В.И. Зюзин и др. – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.
10. Григорян Г.Г., Коцарь С.Л., Железнов Ю.Д. Учет схемы деформации при анализе формообразования в процессе листовой прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1976. № 7. С. 88 – 92.
11. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 1. Curvature of sheet // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 37 – 40.
12. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 2. Forces and moments // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 40 – 44.
13. Shinkin V.N. Calculation of steel sheet's curvature for its flattening in the eight-roller straightening machine // Chernye Metally. 2017. No. 2. P. 46 – 50.
14. Shinkin V.N. Calculation of bending moments of steel sheet and support reactions under flattening on the eight-roller straightening machine // Chernye Metally. 2017. No. 4. P. 49 – 53.
15. Shinkin V.N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. No. 4. P. 235 – 240.
16. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 305 – 311.
17. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 312 – 317.
18. Muhin U., Belskij S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 318 – 324.
19. Kang S.-J. Sintering, Densification, grain growth and microstructure. – Butterworth-Heinemann, 2004. – 280 p.
20. Banabic D. Multiscale modeling in sheet metal forming. – Springer, 2016. – 405 p.
21. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. – Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
22. Shinkin V.N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 33 – 37.
23. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 44 – 47.
24. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. No. 6. P. 363 – 368.
25. Lenard J.G. Metal Forming Science and Practice. – Elsevier Science, 2002. – 378 p.

26. Hingole R.S. Advances in metal forming. Expert system for metal forming. – Springer, 2015. – 116 p.
27. Qin Y. Micromanufacturing engineering and technology. – William Andrew, 2015. – 858 p.
28. Predeleanu M., Ghosh S.K. Materials processing defects. Vol. 43. – Elsevier Science, 1995. – 434 p.
29. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya. etc. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 11. P. 904 – 907.
30. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu. etc. Production of generator gas from solid fuels // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 6. P. 395 – 402.
31. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 11. P. 811 – 814.
32. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 9. P. 617 – 624.
33. Calladine C.R. Plasticity for engineers. Theory and applications. – Woodhead Publishing, 2000. – 328 p.
34. Chakrabarty J. Theory of plasticity. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 896 p.
35. Bhattacharyya D. Composite sheet forming. Vol. 11. – Elsevier Science, 1997. – 530 p.
36. Predeleanu M., Gilormini P. Advanced methods in materials processing defects. Vol. 45. – Elsevier Science, 1997. – 422 p.
37. Abe T., Tsuruta T. Advances in engineering plasticity and its applications (AEP-96). – Pergamon, 1996. – 938 p.

Поступила 2 ноября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 5, PP. 348–356.

INFLUENCE OF BENDING EFFORTS OF WORKING ROLLS ON WIDENING OF THE THIN STEEL STRIP DURING HOT ROLLING

T. Koinov¹, S.M. Bel'skii², Yu.A. Mukhin², V.B. Chuprov²

¹ University of Chemical Technology and Metallurgy, Sofia, Bulgaria

² Lipetsk State Technical University, Lipetsk, Russia

Abstract. Based on the Jourdain variation principle, a mathematical model of the process of free widening in hot rolling of thin sheet metal is developed. The principle applies to rigid-plastic materials and for the cinematically admissible area of speeds. As a functional of the variational equation, sum of the powers of internal resistances, frictional forces, shear forces, front and back tension was used. When solving the Jourdain variational equation for the case of rolling with tension, the Ritz method was applied. The Jourdain variational equation was transformed into a system of homogeneous equations, the left side of each represented a derivative with respect to a varying parameter. Varying parameters were the exponent of the kinematic condition, general widening in the plastic deformation zone and the widening in its neutral section. The developed model allows to study the distribution of the widening on length of the deformation zone depending on the parameters of rolling process and sheet metal. To test the adequacy of the developed free-widening model, experimental studies were carried out on a two-roll cold rolling mill. Lead samples were rolled, the measured widening values of which coincided with the theoretical calculated with an accuracy of less than 10%. Cold rolling of lead samples simulates hot rolling. Theoretical analysis of the influence of tension on the process of free widening when applying tension is consistent with the practical results presented in the literature. It is shown that the unevenness of tensile stresses in the input and output sections of the deformation zone arising from the application of tension causes the appearance of additional powers in the power balance equation, leading to a decrease in magnitude of the widening. The resulting unevenness of the tensile stresses can be used to control magnitude of the widening in thin-sheet rolling. In turn, unevenness of the tensile stresses along the width of rolled strip can be increased or decreased by means of the bending forces of work rolls of the rolling stand. The article presents a scheme for controlling the value of the rolling band widening during hot rolling with the help of bending forces of work rolls.

Keywords: thin-sheet hot rolling, Jourdain variational principle, widening, bending forces, between-stands tension.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-348-356

REFERENCES

1. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.

2. Banabic D. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Springer, 2016, 405 p.
3. Wilko C. E. *Formability. A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal*. Springer, 2011, 112 p.
4. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. *Microstructure evolution in metal forming processes*. Woodhead Publishing, 2012, 416 p.
5. Tarnovskii I.Ya., Rimm E.R. Widening and power consumption during the rolling in smooth rollers with tension. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1964, no. 7, pp. 96–103. (In Russ.).
6. Bel'skii S.M., Tret'yakov V.A., Baryshev V.V., Kudinov S.V. Study of formation of slab's width of in the roughing group of wideband mill. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1998, no. 1, pp. 24–29. (In Russ.).
7. Skorokhodov V.N., Chernov P.P., Mukhin Yu.A., Bel'skij S.M. Mathematical model of process of free spreading during strip rolling. *Stal'*. 2001, no. 3, pp. 38–40. (In Russ.).
8. Vydrin V.N., Batin Yu.T. Study of the influence of strain (support) on lateral deformation. In: *Teoriya i tekhnologiya prokatki: sb. nauch. tr.* [Theory and technology of rolling: Coll. of sci. works]. Issue 54. Chelyabinsk, 1968, pp. 220–224. (In Russ.).
9. Tselikov A.I., Tomlenov A.D., Zyuzin V.I., Tret'yakov A.V., Nikitin G.S. *Teoriya prokatki. Spravochnik* [Theory of rolling. Handbook]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 335 p. (In Russ.).
10. Grigoryan G.G., Kotsar' S.L., Zhelezov Yu.D. Account of deformation scheme in the analysis of forming process of sheet rolling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1976, no. 7, pp. 88–92. (In Russ.).
11. Shinkin V. N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 1. Curvature of sheet. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 37–40.
12. Shinkin V. N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 2. Forces and moments. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 40–44.
13. Shinkin V. N. Calculation of steel sheet's curvature for its flattening in the eight-roller straightening machine. *Chernye Metally*. 2017, no. 2, pp. 46–50.
14. Shinkin V.N. Calculation of bending moments of steel sheet and support reactions under flattening on the eight-roller straightening machine. *Chernye Metally*. 2017, no. 4, pp. 49–53.

15. Shinkin V. N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 4, pp. 235–240.
16. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 305–311.
17. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 312–317.
18. Muhin U., Belskij S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 318–324.
19. Kang S.-J. *Sintering. Densification, grain growth and microstructure*. Butterworth-Heinemann, 2004, 280 p.
20. Banabic D. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Springer, 2016, 405 p.
21. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.
22. Shinkin V. N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 33–37.
23. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 44–47.
24. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 6, pp. 363–368.
25. Lenard J.G. *Metal Forming Science and Practice*. Elsevier Science, 2002, 378 p.
26. Hingole R.S. *Advances in metal forming. Expert system for metal forming*. Springer, 2015, 116 p.
27. Qin Y. *Micromanufacturing engineering and technology*. William Andrew, 2015, 858 p.
28. Predeleanu M., Ghosh S.K. *Materials processing defects*. Vol. 43. Elsevier Science, 1995, 434 p.
29. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904–907.
30. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395–402.
31. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811–814.
32. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617–624.
33. Calladine C.R. *Plasticity for engineers. Theory and applications*. Woodhead Publishing, 2000, 328 p.
34. Chakrabarty J. *Theory of plasticity*. Butterworth-Heinemann, 2006, 896 p.
35. Bhattacharyya D. *Composite sheet forming*. Vol. 11. Elsevier Science, 1997, 530 p.
36. Predeleanu M., Gilormini P. *Advanced methods in materials processing defects*. Vol. 45. Elsevier Science, 1997, 422 p.
37. Abe T., Tsuruta T. *Advances in engineering plasticity and its applications (AEPA '96)*. Pergamon, 1996, 938 p.

Information about the authors:

T. Koinov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physical Metallurgy and Thermal Equipment
S.M. Bel'skii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming" (belsky-55@yandex.ru)
Yu.A. Mukhin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Metal Forming"
V.B. Chuprov, Cand. Sci. (Eng.), Director of Metallurgical Institute

Received November 2, 2017

УДК 669.16.22:621.793

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДАЧИ ПРИРОДНОГО ГАЗА НА ГАЗОДИНАМИКУ И ТЕПЛООБМЕН В ВОЗДУШНОЙ ФУРМЕ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

*Левицкий И.А., к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий*

Радюк А.Г., д.т.н., профессор, ведущий научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением

Титлянов А.Е., к.т.н., старший научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением

Сидорова Т.Ю., старший преподаватель кафедры обработки металлов

давлением (omd-uchsek@yandex.ru)

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

Аннотация. Известно, что применение природного газа позволяет снизить количество кокса, необходимое для получения чугуна. В обычной фурме природный газ прижимается к поверхности дутьевого канала потоком горячего дутья и плохо смешивается с ним, что приводит к неполному сжиганию природного газа и его пиролизу. Поэтому проблема полноты сжигания природного газа является актуальной. Одним из способов улучшения перемешивания природного газа и горячего дутья является вывод газового патрубка в дутьевой канал. Однако для этого варианта недостаточно изучены газодинамика и изменение теплового состояния фурмы. Необходимо также учитывать возможность воспламенения природного газа внутри фурмы. В работе исследовано влияние способа подачи природного газа на газодинамику и теплообмен в воздушной фурме доменной печи с помощью моделирования в среде AnsysFluent 15.0.7. Приняты упрощающие допущения, в числе которых в качестве области моделирования рассматривается только текучая среда внутри дутьевого канала, а процессы передачи теплоты воде системы охлаждения учитываются в расширенных граничных условиях. Упрощенная схема расчетной области создана в приложении DesignModeler, а расчетная сетка – в приложении AnsysMeshing. Заданы граничные условия для дутья, природного газа, а также для границы текучей среды с внутренней обечайкой и рывальной частью. Учитывая симметрию расчетной области, вычисления проводили для половины фурмы. Показано, что при заданных условиях подачи дутья и природного газа, горения внутри фурмы с удлиненным до середины дутьевого канала газовым патрубком не происходит, а природный газ перемешивается с горячим дутьем. Улучшение перемешивания природного газа и горячего дутья, с одной стороны, уменьшает тепловой поток на выходе из дутьевого канала и среднюю температуру газовой смеси, с другой стороны, создает условия для полного сгорания природного газа за пределами фурмы.

Ключевые слова: доменная печь, воздушная фурма, моделирование в среде AnsysFluent, газодинамика, теплообмен, горение природного газа, удлиненный газовый патрубок, тепловые потери.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-357-363

Воздушные фурмы относятся к важнейшим элементам конструкции доменной печи, определяющим эффективность ее работы. Через них в доменную печь поступает природный газ и горячее дутье, обогащенное кислородом. Применение природного газа позволяет снизить количество кокса, необходимое для получения чугуна. При этом коэффициент замены уменьшается с увеличением количества подаваемого природного газа. Выполненные аналитические исследования показали, что величина коэффициента замены кокса природным газом при расходе последнего 90 – 100 м³/т и теоретической температуре горения 2100 – 2200 °С составляет около 1,0 кг/м³, а при расходе природного газа 180 – 200 м³/т и теоретической температуре горения 1900 – 2000 °С снижается на 0,3 кг/м³ [1, 2].

Значение коэффициента замены кокса природным газом зависит от эффективности его смешения с дутьем [3]. Лучшее, с энергетической точки зрения, использование природного газа в доменной печи может быть

получено при неполном его сжигании в условиях предварительного перемешивания с кислородом до монооксида углерода и водорода, т. е. при организации диффузионно-кинетического режима сжигания газа. При этом количество восстановительных компонентов в печи возрастает, а эффект охлаждения горна уменьшается до минимума. Для подготовленных метано-кислородных смесей продолжительность реакций окисления составляет около $3 \cdot 10^{-3}$ с, что позволяет рассчитывать на окончание горения природного газа непосредственно у устья фурмы. По условиям взрывобезопасности возможна концентрация кислорода в газокислородной смеси до 40 % при скоростях истечения 2,5 – 3,0 м/с и выше [4]. В обычной фурме природный газ прижимается к поверхности дутьевого канала потоком горячего дутья и плохо смешивается с ним, что приводит к неполному сжиганию природного газа и его пиролизу. Поэтому проблема полноты сжигания природного газа является актуальной [5]. Основным направлением ре-

шения данной проблемы является улучшение перемешивания природного газа и горячего дутья различными способами:

- подача природного газа в нескольких местах, например, по двум трубочкам [6, 7];
- установка завихрителя в дутьевом канале [8] или резкое изменение диаметра дутьевого канала [6, 9];
- воздействие акустических [10] или механических [11] колебаний на струю природного газа.

Эффективным способом повышения доли применяемого природного газа оказался его предварительный подогрев [12, 13].

Одним из способов улучшения перемешивания природного газа и горячего дутья является вывод газового патрубка в дутьевой канал [14]. Однако для этого варианта недостаточно изучены газодинамика и изменение теплового состояния фурмы. Необходимо также учитывать возможность воспламенения природного газа уже внутри фурмы.

Принципиальный вид фурмы показан на рис. 1. Как видно из этого рисунка, в дутьевой канал фурмы поступают обогащенный кислородом воздух и природный газ. Вода для охлаждения циркулирует между внутренней и наружной обечайками и омывает рывльную

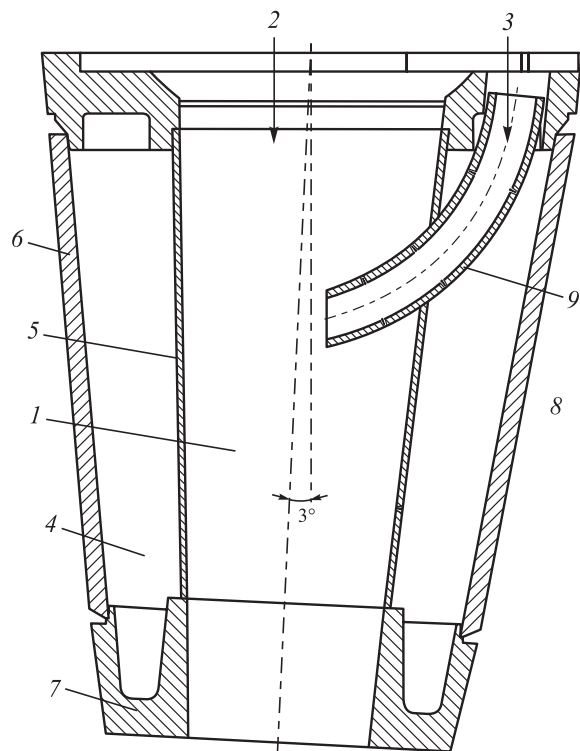


Рис. 1. Конструкция воздушной фурмы:

- 1 – дутьевой канал; 2 – обогащенный воздух; 3 – природный газ;
4 – водоохлаждаемая полость; 5 – внутренняя обечайка;
6 – наружная обечайка; 7 – рывльная часть; 8 – печная среда;
9 – газовый патрубок

Fig. 1. Construction of the air tuyere:

- 1 – blowing channel; 2 – enriched air; 3 – natural gas; 4 – water-cooled cavity; 5 – inner shell; 6 – outer shell; 7 – tuyere nose; 8 – furnace environment; 9 – gas nozzle

часть. Наружная обечайка граничит снаружи с печной средой, а газовый патрубок входит в дутьевой канал.

Целью работы является моделирование процессов движения текучих сред, теплообмен и горение природного газа в дутьевом канале, а также сравнение тепловых потерь от внешней поверхности внутренней обечайки к охлаждающей воде для двух случаев:

а) газовый патрубок не входит в дутьевой канал (базовый вариант);

б) газовый патрубок выходит до середины дутьевого канала.

Моделирование газодинамики, горения и теплообмена проводили в среде Ansys Fluent 15.0.7 [15, 16] для условий доменной печи № 5 ОАО «Северсталь» [17, 18]. Были приняты следующие упрощающие допущения:

1. В качестве области моделирования рассматривается только текучая среда внутри дутьевого канала. Процессы передачи теплоты воде системы охлаждения детально не рассматриваются, а учитываются в расширенных граничных условиях, описывающих наличие слоев материала обечайки и рывльной части, а также конвективную теплоотдачу на внешней поверхности внутренней обечайки.

2. В процессе моделирования области газообразной смеси внутри внутренней обечайки и рывльной части фурмы считаются усеченными конусами (фигурами вращения).

3. Поток дутья на входе в дутьевой канал фурмы считается установившимся, температура дутья на входе в дутьевой канал фурмы принимается равной температуре подачи дутья (теплообменом дутья с окружающими объектами до входа в дутьевой канал фурмы пренебрегаем).

4. Поток природного газа на входе в дутьевой канал считается установившимся, его температура на входе в дутьевой канал принимается равной температуре подачи (теплообменом потока природного газа с окружающими объектами, в частности, с водой системы охлаждения, пренебрегаем).

5. Радиационный теплообмен внутри дутьевого канала не учитывается.

6. Процесс горения природного газа в расчетной области представляется возможным, но не гарантированным, в связи с чем для описания взаимодействия химических реакций и турбулентности используется модель Finite Rate/Eddy dissipation, в соответствии с которой без создания соответствующих кинетических предположений воспламенения не происходит, а после воспламенения скорость горения определяется интенсивностью турбулентного перемешивания.

Поскольку экспериментальные данные для распределения характеристик движения на входе в дутьевой канал отсутствуют, расчетная область увеличена на участки, предшествующие реальным входным сечениям (цилиндрическую область для дутья и тороидальный участок для природного газа). Во входных сечениях для

этих участков задается однородное распределение характеристик потока.

Для сокращения времени расчетов явным образом учли симметрию системы, рассматривая в качестве расчетной области ее половину.

Такая упрощенная схема расчетной области, созданная в приложении DesignModeler, представлена на рис. 2.

Геометрические размеры отдельных частей (тел) расчетной области для рассматриваемых случаев приведены в табл. 1.

Для численного решения уравнений движения, неразрывности, переноса характеристик турбулентности и конвективной диффузии компонентов в приложении AnsysMeshing была создана методом CutCell расчетная сетка, изображенная на рис. 3.

Основные установки: рассматривается стационарная задача, применяется решатель по давлению.

Используемые модели: realizable k - ε модель турбулентности со стандартными пристеночными функциями, решаются уравнения энергии и конвективной диффузии для компонент системы метан – воздух с учетом возможного горения.

Материалы: компоненты смеси метан – воздух, рассматриваемой в приближении идеального газа (т. е. плотность зависит и от давления, и от температуры); медь (материал рывльной части фурмы и обечайки выбирается из базы данных Ansys Fluent).

Граничные условия:

- Для дутья – задаются в соответствии с параметрами дутья на входном сечении:

Тип сечения	Mass flow inlet
Состав дутья, %	30 O ₂ , 70 N ₂
Температура дутья, °C	1200
Массовый расход дутья*, кг/с	4,539
Давление дутья (избыточное), Па	303 975
Способ задания характеристик турбулентности	Уровень пульсаций и гидравлический диаметр
Уровень пульсаций, %	5
Гидравлический диаметр, м	0,218

* Приведено полное значение параметра. В программе задавали половину этого значения, так как расчетная область представляет собой половину реальной геометрии.

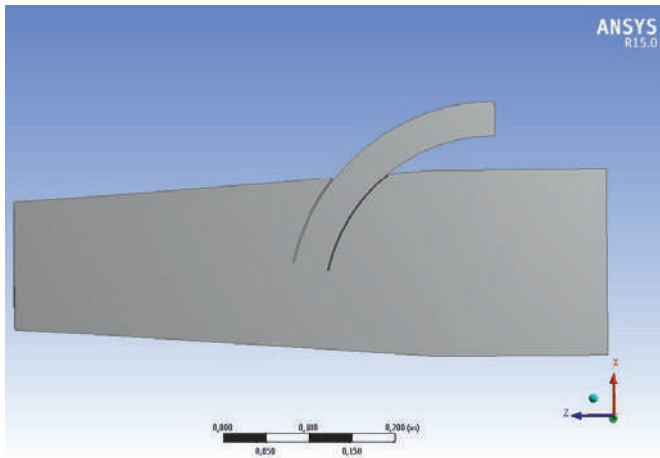


Рис.2. Упрощенная модель расчетной области

Fig. 2. Simplified model of the computational domain

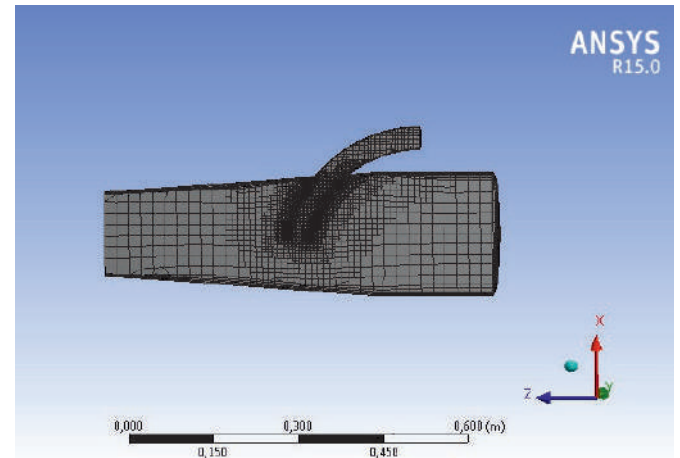


Рис. 3. Расчетная сетка

Fig. 3. Computational mesh

Таблица 1

Основные размеры расчетной области

Table 1. Basic sizes of computational domain

Область	Радиус, мм		Длина, мм
	начальный	конечный	
Газообразной смеси внутри внутреннего стакана	109	82	376
Газообразной смеси внутри рывльной части	82	75	115
Цилиндрическая часть	109	109	200
Тороидальная трубка подачи газа	$r_{\text{внеш}} = 242$	$r_{\text{внутр}} = 202$	а) 53° б) 77°

• Для природного газа – задаются в соответствии с параметрами природного газа на входном сечении:

Тип сечения	Mass flow inlet
Состав, %	100 CH ₄
Массовый расход природного газа*, кг/с	0,283
Давление природного газа (избыточное), Па	506 625
Температура природного газа, °C	27
Способ задания характеристик турбулентности	Уровень пульсаций и гидравлический диаметр
Уровень пульсаций, %	5
Гидравлический диаметр, м	0,033

* Приведено полное значение параметра. В программе задавали половину этого значения.

• Для границы текучей среды (газообразной смеси) с внутренней обечайкой [19, 20]:

а, б) Наличие слоя меди толщиной 6 мм, на внешней поверхности которого происходит конвективное взаимодействие со средой, имеющей температуру 27 °C с коэффициентом теплоотдачи $\alpha = 1000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$.

• Для границы текучей среды с рывльной частью:

а, б) Наличие слоя меди толщиной 14 мм, на внешней поверхности которого происходит конвективное взаимодействие со средой, имеющей температуру 27 °C с коэффициентом теплоотдачи $\alpha = 800 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$.

Метод решения: метод установления (Pseudo Transient), способ согласования решений для скорости

и давления – сопряжение (Coupled), для пространственной дискретизации давления выбран метод PRESTO, для остальных искомых величин – метод второго порядка с разностями против потока.

Коэффициенты нижней релаксации имели следующие значения: для давления и компонент скорости – 0,8; для плотности – 0,25; для кинетической энергии турбулентности и скорости ее диссипации – 0,25; для турбулентной вязкости – 0,5; для концентрации компонентов смеси – 0,75; для температуры – 0,5.

Заданная допустимая погрешность: по всем переменным $1 \cdot 10^{-5}$, для температуры $1 \cdot 10^{-6}$.

Основные результаты моделирования приведены в табл. 2 и на рис. 4 – 8. Расчеты проводили для половины фурмы (массовые расходы дутья и природного газа задавали в 2 раза меньше, чем для всей фурмы, а полученные в расчете тепловые потери и выходящий тепловой поток перед помещением в табл. 2 умножали на 2).

Удлинение газового патрубка до середины дутьевого канала перераспределяет давление (рис. 4), что приводит к повышению уровня турбулентности (рис. 5, табл. 2) и улучшает перемешивание. Если в базовом варианте относительно низкоскоростной поток газа попадал в пристеночную область, где скорости потока дутья ниже, чем на оси дутьевого канала, то в варианте с удлиненной газовой трубкой газовый поток попадает в скоростное ядро потока дутья (рис. 6), в котором наиболее выражены турбулентные механизмы перемешивания. В результате область потока дутья, содержащая природный газ, существенно увеличивается по

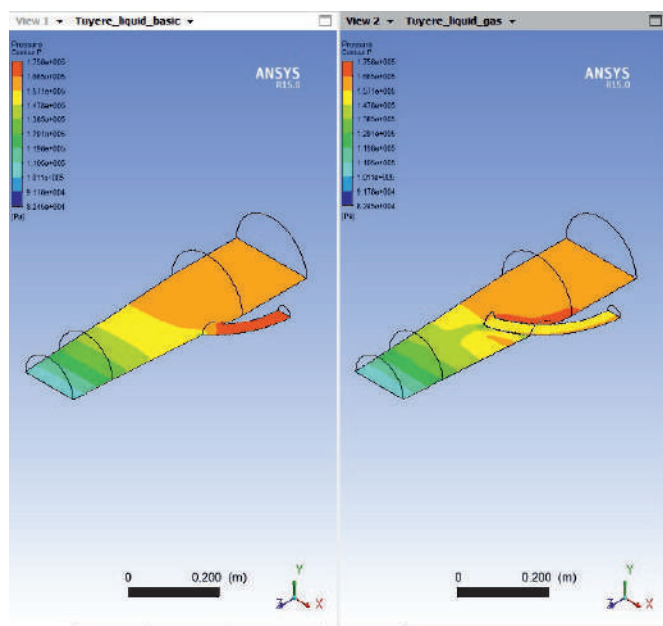


Рис. 4. Поле давления в плоскости симметрии для двух вариантов

Fig. 4. Pressure field in the plane of symmetry for two variants

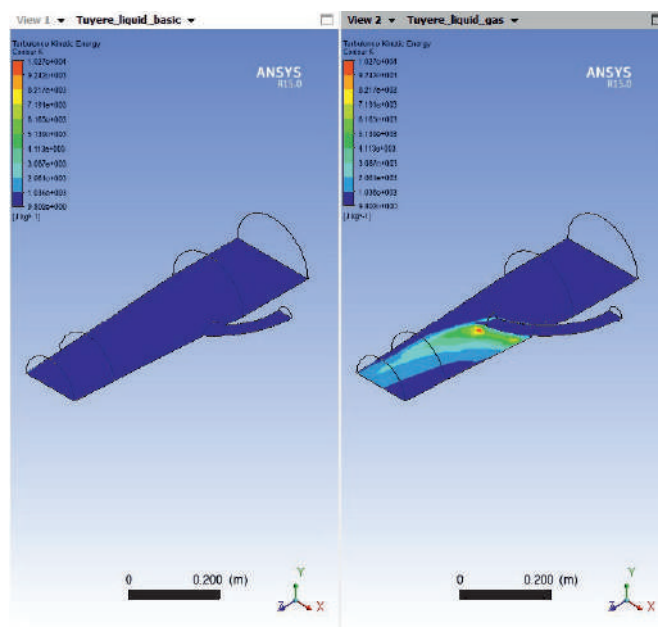


Рис. 5. Поле кинетической энергии турбулентности в плоскости симметрии для двух вариантов

Fig. 5. Field of turbulence kinetic energy of in the plane of symmetry for two variants

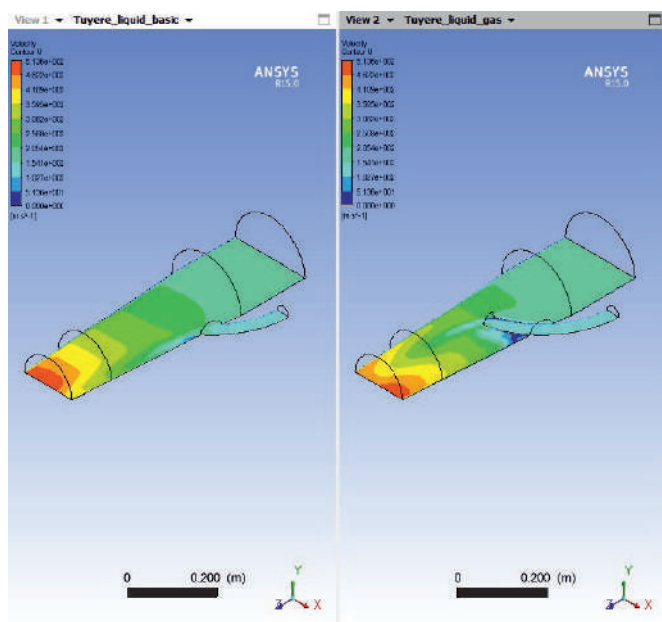


Рис. 6. Поле модуля вектора скорости в плоскости симметрии для двух вариантов

Fig. 6. Field of the velocity vector modulus in the plane of symmetry for two variants

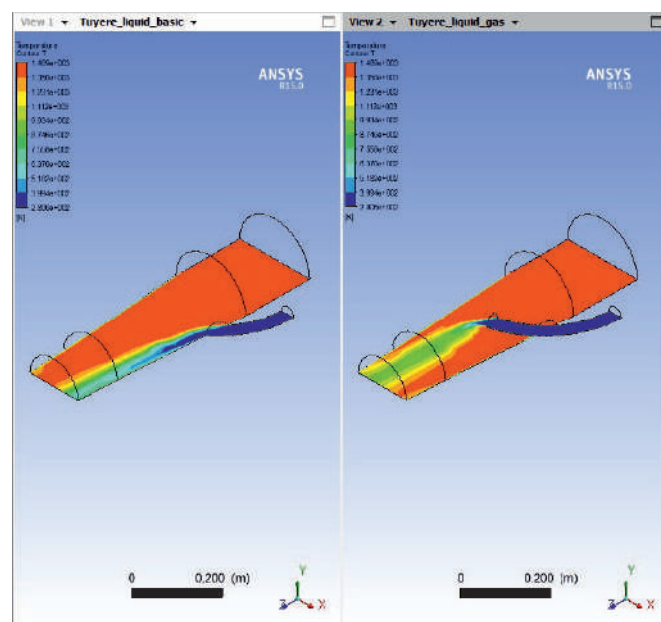


Рис. 8. Поле температуры в плоскости симметрии для двух вариантов

Fig. 8. Temperature field in the plane of symmetry for two variants

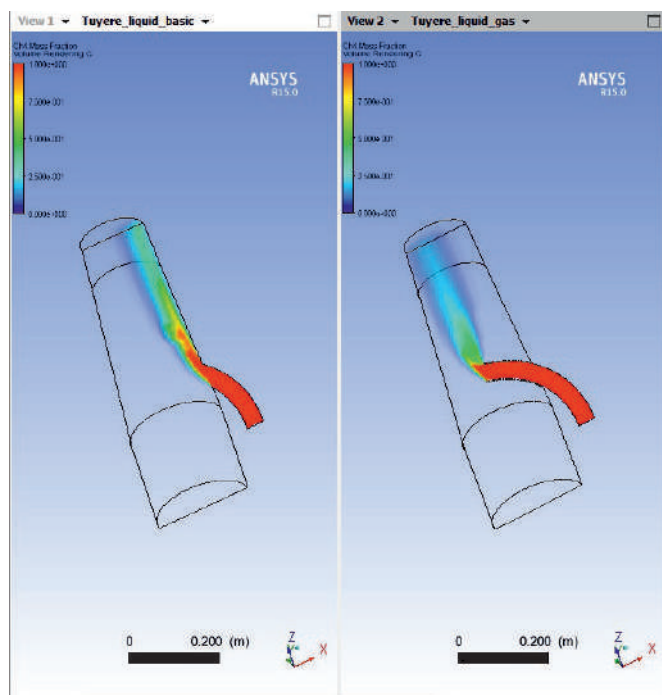


Рис. 7. Распределение природного газа внутри фурмы для двух вариантов

Fig. 7. Natural gas distribution inside the tuyere for the two variants

сравнению с базовым вариантом (рис. 7). Однако, как следует из результатов моделирования, этого недостаточно для возникновения горения в дутьевом канале. Об этом свидетельствует температурное поле потока (рис. 8), в котором максимальные температуры опреде-

ляются условиями подачи, а не реакцией горения. Кроме того, об этом свидетельствует нулевая концентрация продуктов горения природного газа (H_2O) в пределах расчетной области.

Улучшение перемешивания природного газа с окислителем создает благоприятные условия для последующего горения смеси в рабочем пространстве печи. Однако отвод более холодного газа от стенок фурмы в сторону ее оси приводит к тому, что со стенками фурмы соприкасается более нагретый поток и тепловые потери через внутреннюю обечайку и рывную часть несколько увеличиваются по сравнению с базовым вариантом. Это, в свою очередь, приводит к тому, что энтальпия потока, выходящего из дутьевого канала (и средняя температура газовой смеси), уменьшается (табл. 2).

Поскольку в случае возникновения горения природного газа ситуация может измениться радикальным образом, представляется целесообразным в дальнейших работах исследовать условия инициализации горения природного газа в дутьевом канале.

Выводы. Показано, что при заданных условиях подачи дутья и природного газа, горение внутри фурмы с удлиненным до середины дутьевого канала газовым патрубком не возникает, а происходит только более интенсивное перемешивание природного газа с горячим дутьем.

Улучшение перемешивания природного газа и горячего дутья, с одной стороны, создает условия для полного сгорания природного газа за пределами фурмы (в рабочем пространстве печи), а с другой – приводит к увеличению тепловых потерь через стенки фурмы и

Сопоставление результатов моделирования по разным вариантам

Table 2. Comparison of modeling results for different variants

Показатель	Вариант	
	а	б
Потери через стенку рывльной части, кВт	20,404	22,194
Потери через обечайку, кВт	85,47	89,136
Суммарные потери через стенки, кВт	105,847	111,33
Выходящий поток теплоты через дутьевой канал, кВт	5817,026	5810,43
Максимальное и среднее значение кинетической энергии турбулентности, м ² /с ²	1300,8 147,8	10511,3 380,8
Среднее значение температуры текучей среды, К	1387,4	1366,8

снижению энтальпии (температуры) выходящей в рабочее пространство печи газовой смеси.

Практический интерес представляет численное исследование факторов, влияющих на возможное воспламенение газозвдушной смеси внутри фурмы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Береснев Н.Г., Курунов И.Ф. Влияние эффективности использования природного газа на показатели работы доменной печи // Металлург. 2009. № 5. С. 34 – 35.
2. Филатов С.В., Курунов И.Ф., Грачев С.Н. и др. Доменное производство НЛМК: традиции, инновации, развитие // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2014. № 10. С. 30 – 34.
3. Стефанович М.А. Анализ хода доменного процесса. – Свердловск: Металлургиздат, 2010. – 285 с.
4. Ярошевский С.Л., Афанасьева З.К., Кузин А.В. и др. Перспективы и эффективность технологии выплавки чугуна в доменных печах // Новости науки Приднестровья. 2010. С. 25 – 31.
5. Лялюк В.П., Донсков Е.Г., Орел Г.И. и др. Повышение эффективности использования природного газа в современных условиях доменной плавки // Металлургические процессы и оборудование. 2006. № 4(6). С. 48 – 50.
6. Пат. 2191830 РФ, С21В7/16. Воздушная фурма доменной печи / В.Н. Логинов В.Н., В.И. Нетронин, В.А. Шатлов и др.; заявлено 30.10.01; опубл. 27.10.02. Бюл. № 30.
7. Пат. 2222602 РФ, С21В7/16. Дутьевая фурма доменной печи / В.В. Капорулин, В.У. Алевохин, В.Н. Григорьев и др.; заявлено 28.05.02; опубл. 21.01.04. Бюл. № 3.
8. Пат. 2058399 РФ, С21В7/16. Фурма для подачи горячего дутья в доменную печь / Ю.С. Зайцев, О.В. Филиппев, Н.Н. Зайцева и др.; заявлено 27.05.93; опубл. 20.04.96. Бюл. № 11.
9. Пат. 2280698 РФ, С21В7/16. Воздушная фурма доменной печи / А.В. Мокринский, В.А. Шатлов, А.Б. Юрьев и др.; опубл. 27.07.06. Бюл. № 21.

10. Пат. 2164949 РФ, С21В7/16. Дутьевая фурма доменной печи / Г.И. Урбанович, Е.Г. Урбанович, Л.П. Буслаев Л.П. и др.; заявлено 07.12.99; опубл. 10.04.01. Бюл. № 10.
11. Пат. 2245373 РФ, С21В7/16. Дутьевая фурма доменной печи / В.Н. Логинов, М.Ю. Суханов, А.Д. Ухов и др.; заявлено 17.04.03; опубл. 27.01.05. Бюл. № 3.
12. Пат. 2294377 РФ, С21В7/16. Способ подачи природного газа в доменную печь / В.И. Плешков, С.А. Фещенко, И.Н. Шишук и др.; заявлено 03.10.05; опубл. 27.02.07. Бюл. № 6.
13. Пат. 2449022 РФ, С21В7/16. Способ охлаждения фурмы воздушного дутья и подачи природного газа в доменную печь и устройство для его осуществления / Л.А. Зайнуллин, С.В. Филатов, А.В. Кушнарв и др.; заявлено 07.06.10; опубл. 20.12.11. Бюл. № 35.
14. Пат. 2064505 РФ, С21В7/16. Дутьевая фурма доменной печи / Ю.С. Зайцев, О.В. Филиппев, П.С. Савойский и др.; заявлено 28.06.93; опубл. 20.06.00. Бюл. № 17.
15. Чигарев А.В. ANSYS для инженеров. – М.: Машиностроение, 2004. – 512 с.
16. Снегирев А.Ю. Высокопроизводительные вычисления в технической физике. Численное моделирование турбулентных течений: Учебное пособие. – СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2009. – 143 с.
17. Левицкий И.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е. и др. Моделирование газодинамики и теплообмена в воздушной фурме доменной печи // Сталь. 2016. № 7. С. 8 – 12.
18. Левицкий И.А., Тарасов Ю.С., Радюк А.Г. и др. Моделирование теплообмена в воздушной фурме доменной печи // Сталь. 2017. № 3. С. 9 – 12.
19. Кутателадзе С.С. Боришанский В.М. Справочник по теплопередаче. – М.: Книга по требованию, 2012. – 415 с.
20. Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С. Теплопередача. – М.: Энергоиздат, 1981. – 416 с.

Поступила 19 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 357–363.

INFLUENCE OF THE METHOD OF NATURAL GAS SUPPLYING ON GAS DYNAMICS AND HEAT TRANSFER IN AIR TUYERE OF BLAST FURNACE

I.A. Levitskii, A.G. Radyuk, A.E. Titlyanov, T.Yu. Sidorova

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

Abstract. The use of natural gas reduces the amount of coke to produce pig iron. The flow of hot blast pushes natural gas to the surface of blowing channel in the conventional tuyere. Natural gas is poorly mixed with natural gas. This causes incomplete natural gas combus-

tion and pyrolysis. Therefore, the problem of the completeness of combustion of natural gas is relevant. One way to improve the mixing of natural gas and hot blast is the gas pipe in the blow channel. However, dynamics and change of the thermal state of the tuyere are understudied for this option. The possibility of ignition of natural gas inside tuyeres must also be taken into account. The authors have investigated the influence of the method of natural gas supplying on gas dynamics and heat transfer in air tuyere of a blast furnace with the help of modeling in ANSYS Fluent 15.0.7. Simplifying assumptions were adopted. Only fluid inside the blowing channel is considered as the modeling zone, and the processes of heat transfer to the water of cooling system are considered in the extended boundary conditions. A simplified diagram of the computational domain was created in DesignModeler and a computational mesh – in AnsysMeshing. The boundary conditions were set for blowing, natural gas, and also for the border of the fluid with copper walls. The calculations were carried out for half of the tuyere. It is shown that under the given conditions of flow of air and natural gas, combustion inside tuyere with extended to mid-channel gas blowing nozzle does not occur, and natural gas is mixed with the hot air. Improving the mixing of natural gas and hot air, one side, reduces heat flow at the exit of the blowing channel and the average temperature of the gas mixture, on the other side, creates conditions for complete combustion of natural gas outside the tuyere.

Keywords: blast furnace, air tuyere, simulation environment Ansys Fluent, gas dynamics, heat transfer, natural gas combustion, extended gas nozzle, heat loss.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-357-363

REFERENCES

1. Beresnev N.G., Kurunov I.F. Influence of effectiveness of natural gas use in blast furnace performance. *Metallurg.* 2009, no. 5, pp. 34–35. (In Russ.).
2. Filatov S.V., Kurunov I.F., Grachev S.N. etc. Blast-furnace production at NLMK: traditions, innovation, development. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2014, no. 10, pp. 30–34. (In Russ.).
3. Stefanovich M.A. *Analiz khoda domennogo protsesssa* [Analysis of the course of blast-furnace process]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 2010, 285 p. (In Russ.).
4. Yaroshevskii S.L., Afanas'eva Z.K., Kuzin A.V. etc. Prospects and efficiency of smelting technology of cast iron in blast furnaces. *Novosti nauki Pridneprov'ya*. 2010, pp. 25–31. (In Russ.).
5. Lyalyuk V.P., Donskov E.G., Orel G.I. etc. Increase in efficiency of natural gas use in modern conditions of blast furnace melting. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*. 2006, no. 4(6), pp. 48–50. (In Russ.).
6. Loginov V.N., Netronin V.I., Shatlov V.A. etc. *Vozdushnaya furma domennoi pechi* [Air tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2191830. МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2002, no. 30. (In Russ.).
7. Kaporulin V.V., Alevokhin V.U., Grigor'ev V.N. etc. *Dut'evaya furma domennoi pechi* [Blowing tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2222602, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2004, no. 3. (In Russ.).
8. Zaitsev Yu.S., Filip'ev O.V., Zaitseva N.N. etc. *Furma dlya podachi goryachego dut'ya v domennuyu pech'* [Tuyere for hot blowing in blast furnace]. Patent RF no. 2058399, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 1996, no. 11. (In Russ.).
9. Mokrinskii A.V., Shatlov V.A., Yur'ev A.B. etc. *Vozdushnaya furma domennoi pechi* [Air tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2280698, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2006, no. 21. (In Russ.).
10. Urbanovich G.I., Urbanovich E.G., Buslaev L.P. etc. *Dut'evaya furma domennoi pechi* [Blowing tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2164949, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2001, no. 10. (In Russ.).
11. Loginov V.N., Sukhanov M.Yu., Ukhov A.D. etc. *Dut'evaya furma domennoi pechi* [Blowing tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2245373, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2005, no. 3. (In Russ.).
12. Pleshkov V.I., Feshchenko S.A., Shishchuk I.N. etc. *Sposob podachi prirodnogo gaza v domennuyu pech'* [Method for natural gas supplying to blast furnace]. Patent RF no. 2294377, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2007, no. 6. (In Russ.).
13. Zainullin L.A., Filatov S.V., Kushnarev A.V. etc. *Sposob okhlazhdeniya furmy vozdušnogo dut'ya i podachi prirodnogo gaza v domennuyu pech' i ustroystvo dlya ego osushchestvleniya* [Method of cooling of air blowing tuyere and natural gas supplying to blast furnace and the device for its realization]. Patent RF no. 2449022, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2011, no. 35. (In Russ.).
14. Zaitsev Yu.S., Filip'ev O.V., Savoiskii P.S. etc. *Dut'evaya furma domennoi pechi* [Blowing tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2064505, МПК C21B7/16. *Bulleten' izobretenii*. 2000, no. 17. (In Russ.).
15. Chigarev A.V. *ANSYS dlya inzhenerov* [ANSYS for Engineers]. Moscow: Mashinostroenie, 2004, 512 p. (In Russ.).
16. Snegirev A.Yu. *Vysokoproizvoditel'nye vychisleniya v tekhnicheskoi fizike. Chislennoe modelirovanie turbulentnykh techenii: Uchebnoe posobie* [High-performance computing in engineering physics. Numerical simulation of turbulent flows]. St. Petersburg: Izd-vo Politehnicheskogo universiteta, 2009, 143 p. (In Russ.).
17. Levitskii I.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E. etc. Modeling of gas dynamics and heat exchange in air tuyere of blast furnace. *Stal'*. 2016, no. 7, pp. 8–12. (In Russ.).
18. Levitskii I.A., Tarasov Yu.S., Radyuk A.G. etc. Modeling of heat transfer in air tuyere of blast furnace. *Stal'*. 2017, no. 3, pp. 9–12. (In Russ.).
19. Kutateladze S.S. Borishanskii V.M. *Spravochnik po teploperedache* [Handbook of heat transfer]. Moscow: Kniga po trebovaniyu, 2012, 415 p. (In Russ.).
20. Isachenko V.P., Osipova V.A., Sukomel A.S. *Teploperedacha* [Heat transfer]. Moscow: Energoizdat, 1981, 416 p. (In Russ.).

Information about the authors:

I.A. Levitskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies"
A.G. Radyuk, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Leading Researcher of the Chair "Metal Forming"
A.E. Titlyanov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair "Metal Forming"
T.Yu. Sidorova, Senior Lecturer of the Chair "Metal Forming",
 (omd-uchsek@yandex.ru)

Received April 19, 2017

УДК 621.771.2

КОНЦЕПЦИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ КАЛИБРОВКИ СОРТОПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ. СООБЩЕНИЕ 2. ПРОСТРАНСТВО КАЛИБРОВ

*Михайленко А.М., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением»
Шварц Д.Л., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» (sdl190977@mail.ru)*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Используя идеи системного подхода и основываясь на опыте, накопленном при теоретическом изучении, проектировании и промышленном освоении процессов сортовой прокатки широкого спектра профилей, на кафедре обработки металлов давлением Уральского федерального университета разрабатывается универсальная «Концепция оптимальной калибровки». Общая идеология оптимизации калибровки сортопрокатных валков изложена авторами в работе «Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Основные положения». В рамках разрабатываемой концепции рассмотрены понятия непрерывного и дискретного пространства калибров. Для построения дискретного пространства калибров предложено использовать метод классификации. В качестве измерений пространства калибров взяты наиболее значимые, простые и наглядные характеристики калибров. Как пример использования рассматриваемой процедуры, выполнено построение дискретного пространства рельсовых калибров. При этом в качестве измерений (характеристик) пространства калибров использованы технологические и геометрические особенности рельсовых калибров: Т – тип калибра по характеру и целям формоизменения, С – наличие осей симметрии и Р – положение разъема валков калибра или количество валков, образующих калибр. Наполнение пространства калибров проведено в процессе структурного анализа рабочих калибровок прокатных валков, известных из литературы и заводских атласов калибровок. Пространство калибров представлено в виде трехмерной таблицы, отражающей в структурированном виде полное множество всех возможных рельсовых калибров. Установлено, что для каждой из выбранных характеристик калибров (Т, С и Р) существует ограниченное количество уровней варьирования (6, 4 и 7 соответственно). Геометрически возможно лишь 97 сочетаний уровней характеристик, каждое сочетание однозначно определяет вид конкретного рельсового калибра и имеет собственный формальный код. Изменение уровня любой характеристики в этой таблице приводит к переходу в пространстве калибров к другой точке этого пространства, т. е. к использованию калибра другого вида. Рассмотренный подход к построению пространства калибров может быть использован при создании систем автоматизированного проектирования и оптимизации калибровок прокатных валков.

Ключевые слова: сортовая прокатка, рельс, калибровка прокатных валков, калибр, системный анализ, оптимизация калибровки валков, классификация, пространство калибров.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-364-371

Используя идеи «системного подхода» [1 – 4] и основываясь на опыте, накопленном при теоретическом изучении, проектировании и промышленном освоении процессов сортовой прокатки широкого спектра профилей, на кафедре обработки металлов давлением Уральского федерального университета разрабатывается универсальная «Концепция оптимальной калибровки» [5]. Общая идеология оптимизации калибровки сортопрокатных валков изложена авторами в работе [6]. Оптимизационная модель состоит из ряда информационных блоков, связанных процедурами преобразования информации и поиска оптимума. Обширность, сложность и неоднородность отдельных компонент общей оптимизационной модели требуют отдельного, специального их рассмотрения. В частности, одним из таких необходимых информационных блоков является блок, отражающий так называемое «пространство калибров». В соответствии с общей идеологией разрабатываемой концепции для этого понятия сформулировано следующее определение: «Пространство калибров – упорядоченное пространство, содержащее все принципиально возможные калибры, применимые для прокатки кон-

кретного сортового профиля проката на конкретном прокатном стане».

При формировании пространства калибров под термином «калибр» будем понимать плоский геометрический объект, состоящий из двух, трех или более плоских контуров ручьев прокатных валков с прилегающими к ним небольшими отрезками контуров буртов этих валков. Каждый калибр однозначно определен двумерным чертежом с формальными размерами и имеет обобщенное аналитическое описание в декартовой системе координат. С учетом сказанного, «пространство калибров» – это совокупность специфических геометрических объектов – калибров, упорядоченных в определенной (не геометрической) системе координат.

В качестве координат (измерений, наименований осей) пространства калибров можно использовать любые свойства калибров, но здесь выделим лишь небольшую группу наиболее важных для проводимого исследования свойств и назовем их «Характеристики калибров». Под этим термином будем понимать такие свойства калибров, полный набор которых должен удовлетворять следующим требованиям:

- однозначно идентифицировать калибр как единственную точку пространства калибров;

- изменение значения любой из характеристик должно приводить к изменению формы калибра, обеспечивающее изменение характера формоизменения металла в нем;

- изменение значений этих параметров должно иметь общетехнические, технологические, организационные, экономические или иные последствия, важные с точки зрения проводимого исследования, т. е. приводящие к изменению значения целевой функции используемого в исследовании критерия оптимальности.

Дополнительным, не обязательным, но желательным требованием к характеристикам калибров является простота использования, наглядность и ясный физический смысл.

В наиболее общем случае пространство калибров представляет собой непрерывное пространство. Однако в ряде случаев удобней его дискретизировать. Для этого необходимо выделить определенный набор дискретных значений (уровней) вдоль каждой из осей пространства калибров и установить соответствие конкретных точек пространства конкретным сочетаниям этих уровней. При таком подходе пространство калибров будет представлено в виде многомерного упорядоченного множества или многомерного массива калибров. Естественно, упорядочение этого множества (массива) производится по тем же характеристикам, которые являются координатами исходного пространства калибров. Описать такое множество калибров можно в виде многомерной «Матрицы калибров».

Дискретное, матричное представление несомненно «загрубляет» модель фактического пространства калибров, но позволяет существенно упростить как процедуру его описания, так и последующее практическое использование этого пространства.

Для описания структуры и содержания пространства калибров в дискретном виде, в виде «Матрицы калибров», можно воспользоваться разными методами. Достаточно удобным для получения различных табличных и матричных структур является так называемый «метод классификации» [7, 8] имеющий следующий алгоритм действия.

1. Определяют полную совокупность объектов, подлежащих структурированию.

2. Анализируют содержательно важные свойства, признаки, характеристики рассматриваемых объектов, выбирают из них наиболее общие и используют их в качестве классификационных (структурообразующих) признаков.

3. Устанавливают возможные уровни варьирования каждого из этих признаков.

4. Производят структурирование, устанавливая соответствие каждому из сочетаний уровней классификационных признаков конкретного объекта из структурируемой совокупности объектов.

Согласно принятому определению, пространство калибров это не абстрактное множество, а вполне конкретная совокупность калибров, специально ограниченная рамками конкретного профиля проката и конкретного прокатного стана. В настоящей работе нет потребности привязывать рассмотрение к конкретному стану, будем использовать более общий подход, учитывая только одно ограничение – вид прокатываемого профиля. В случае рассмотрения условий конкретного прокатного стана, рассмотренное ниже пространство калибров может быть сокращено за счет учета дополнительных ограничений, накладываемых оборудованием этого стана.

В качестве примера рассмотрим построение пространства калибров, предназначенных для прокатки крупных железнодорожных рельсов типов Р50, Р65, Р75 [9] и их зарубежных аналогов. «Рельсовая тематика» выбрана в качестве примера рассмотрения не случайно, а в связи со значительной актуальностью этой темы, так как в настоящее время в России и СНГ происходит коренное преобразование всего комплекса рельсопрокатного производства. Построение пространства калибров для прокатки рельсов выполнили, используя приведенный выше алгоритм.

К настоящему моменту накоплен большой опыт производства железнодорожных рельсов на разных прокатных станах с использованием большого количества различных калибровок [10 – 19]. Это дает возможность использовать для построения пространства рельсовых калибров калибры, выбранные из этих и других известных рельсовых калибровок.

Проведенный анализ показал, что наиболее простыми, очевидными и в то же время достаточно влиятельными свойствами рельсовых калибров, удовлетворяющими сформулированным выше требованиям, являются следующие: Т – тип калибра; С – симметричность калибра; Р – тип закрытия калибра и количество валков, образующих калибр. Именно эти свойства и будем использовать в качестве характеристик, устанавливающих координаты пространства рельсовых калибров.

Рассмотрим более подробно выделенные характеристики калибров с целью установления возможных уровней их варьирования.

Характеристика калибров «Т – Тип калибра». Под термином «Тип калибра» будем понимать структурообразующий признак, отражающий назначение калибра по изменению формы поперечного сечения раската. Для обозначения (наименования) уровней варьирования этой характеристики будем использовать внешнее сходство соответствующего этому уровню калибра с одной из геометрических фигур, а так же направление главной оси калибра.

В большинстве реальных промышленных калибровок, применяемых для производства фасонных профилей проката, все используемые калибры мож-

но разделить как минимум на две группы: вытяжные и формообразующие. При производстве железнодорожных рельсов в качестве вытяжных калибров в подавляющем большинстве случаев используют типовые ящичные калибры. Они не отличаются существенным разнообразием формы и слабо влияют на конечные свойства калибровки. Поэтому ящичные калибры (или любые другие вытяжные калибры простой формы) в разрабатываемое пространство рельсовых калибров включать не будем. Будем рассматривать только фасонные формообразующие калибры.

Особенностью конструкции современных железнодорожных рельсов является то, что их поперечное сечение имеет только одну ось симметрии. Относительно другой оси сечение существенно несимметрично по размерам (высота и ширина головки и подошвы отличаются в два раза), но почти симметрично по площадям элементов. Типовое поперечное сечение рельсовой заготовки имеет прямоугольную форму и две оси симметрии. Поэтому перед рельсовой калибровкой стоит задача обеспечить весьма специфический характер формоизменения (рассматриваем рельс «в положении лежа»): в два раза большее обжатие головки по высоте и в два раза большее обжатие подошвы по ширине и, при этом, предотвратить существенное перетекание металла из одного элемента профиля в другой. Эта непростая задача может быть решена по-разному, что и нашло отражение в значительном разнообразии схем деформирования, заложенных в основу разных калиб-

ровок и в форме и назначении различных формообразующих калибров.

Анализ известных из литературы и заводских рабочих калибровок с позиций различий в назначении калибров для изменения формы поперечного сечения раската позволил выделить шесть существенно различных типов рельсовых калибров и установить, таким образом, шесть уровней варьирования характеристики «тип калибра», показанных в табл. 1.

Несмотря на внешнее сходство ряда калибров, отнесенных к уровням Т2, Т3 и Т4, а так же калибров уровней Т5 и Т6, их место в калибровке и сочетание с различными смежными калибрами определяет их различное назначение и, главное, характер течения металла в них различен. Каждому такому калибру присущи индивидуальные особенности изготовления и эксплуатации, деформирующие свойства, различное поведения раската при прокатке в них. Есть и другие особенности, позволяющие отнести эти калибры к разным уровням характеристики Т.

Характеристика калибров «С – Симметричность калибра». Симметричность калибра можно охарактеризовать наличием или отсутствием осей симметрии калибра. Будем рассматривать только две оси симметрии – горизонтальную и вертикальную. Для однозначности трактовки, назовем вертикальной ось симметрии калибра, перпендикулярную оси валков в клети дуо или трио и ось, перпендикулярную оси приводных горизонтальных валков в универсальной клети. Распределение

Таблица 1

Уровни варьирования характеристики Т – «Тип калибра»

Table 1. Levels of varying of the T characteristic – “Caliber type”

Обозначение	Наименование	Назначение	Пример
T1	Трапецевидный осевой	Перераспределение металла сечения вдоль осей прокатных валков	
T2	Трапецевидный ребровой	Перераспределение металла сечения поперек осей валков за счет заземления и естественного уширения	
T3	Подрезной	Односторонняя подрезка сечения по подошве с целью последующего отгибания элементов	
T4	Тавровый	Формирование подошвы за счет вынужденного уширения	
T5	Разрезной	Распределение металла по будущим элементам профиля	
T6	Рельсовый	Формирование и окончательное оформление элементов профиля	

калибров по различным уровням варьирования характеристики «С» приведено в табл. 2.

Важность выделения характеристики «С» определяется значительным влиянием симметричности калибра на особенности прокатки в нем. Отсутствие симметрии относительно вертикальной оси калибра может приводить к искривлению раската на входе в калибр и выходе из него, смещению раската в калибре, неравномерному износу калибра по ширине, силовому воздействию раската на привалковую арматуру и т. п. [10]. Несимметричность относительно горизонтальной оси калибра, как правило, связана с использованием валков увеличенного начального диаметра, что сказывается на их стоимости, приводит к неравномерному и ускоренному износу калибров, часто повышает вероятность окова валков, увеличивает требования к привалковой арматуре, имеет и другие отрицательные последствия.

Характеристика калибров «Р – тип закрытия калибра и количество валков, образующих калибр». Под термином «Тип закрытия» будем понимать способ размещения разъема валков относительно положения поперечного сечения раската. Используем общепринятую классификацию двухвалковых калибров по этому признаку [20]. При производстве рельсов известны случаи использования двухвалковых калибров со всеми возможными способами их закрытия. На современных рельсобалочных станах используют так же трех- и четырехвалковые универсальные калибры, но способ их закрытия на практике однотипен и нет смысла рассматривать разные, только лишь потенциально возможные, но не применяемые на практике варианты. С точки зрения формоизменения металла в калибре, способ закрытия влияет, прежде всего, на степень охвата прокатываемого металла калибром и степень контроля ме-

талла валками. Похожее контролирующее воздействие калибра на металл оказывает и изменение количества валков, образующих калибр. С увеличением количества валков, степень контроля металла валками обычно возрастает. Учитывая сказанное, объединили внешне различные, но функционально похожие признаки «тип закрытия калибра» и «количество валков, образующих калибр» в единую характеристику калибра «Р». Другой причиной такого объединения является стремление уменьшить количество используемых характеристик, что приводит к сокращению размерности пространства калибров и упрощает работу с ним. Распределение калибров по различным уровням варьирования характеристики «Р» приведено в табл. 3.

Несмотря на кажущуюся малозначимость выбора того или иного способа закрытия калибра, влияние этой характеристики на его действительные свойства весьма существенно. Способ закрытия предопределяет такие важные свойства, как, например, величины диаметров валков, необходимых для размещения калибра (а это напрямую связано со стоимостью валков), скорость, величину и равномерность износа калибров, стабильность процесса прокатки, вероятность образования дефектов, сложность настройки клетки на профиль и др. При этом каждый из способов закрытия калибра имеет свой набор как положительных, так и отрицательных разноплановых последствий (экономических, технологических и др.).

Последовательно перебирая разные сочетания уровней варьирования характеристик калибров, приведенных в табл. 1 – 3, можно получить наиболее общее дискретное представление пространства калибров, применяемых при прокатке рельсов. Одновременно используя принятые в табл. 1 – 3 цифровые обозначения уровней этих признаков, можно получить индивидуаль-

Таблица 2

Уровни варьирования характеристики С – «Симметричность калибра»

Table 2. Levels of varying of the C characteristic – “Caliber symmetry”

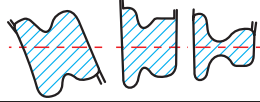
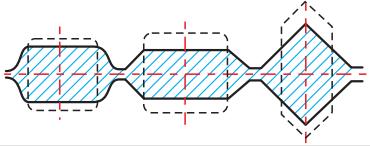
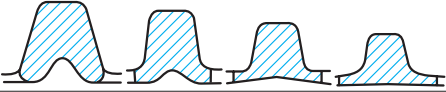
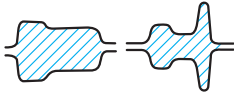
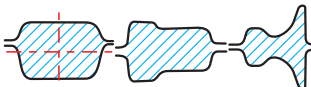
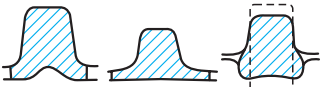
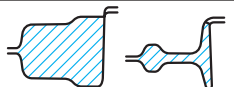
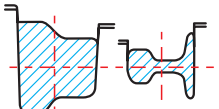
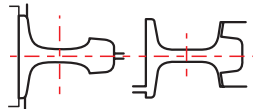
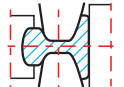
Обозначение	Наименование	Характеристика	Пример
C1	Несимметричный	Не имеет осей симметрии	
C2	Две оси симметрии	Имеет две оси симметрии	
C3	Вертикальная ось симметрии	Имеет только вертикальную ось симметрии	
C4	Горизонтальная ось симметрии	Имеет только горизонтальную ось симметрии	

Таблица 3

Уровни варьирования характеристики Р – «Тип закрытия калибра и количество валков, образующих калибр»

Table 3. Levels of varying of P characteristic – “Caliber closure type and amount of rolls forming the caliber”

Обозначение	Наименование	Характеристика	Пример
P1	Открытый	Разъем примерно по середине калибра	
P2	Полузакрытый	Разъем в зоне калибра, но значительно смещен от середины	
P3	Односторонне закрытый	Один разъем примерно по середине калибра, а другой – вне калибра	
P4	Прямой закрытый	Разъемы вне зоны калибра по одну его сторону	
P5	Косой закрытый	Разъем вне зоны калибра по разные его стороны	
P6	Трехвалковые	Калибр составлен тремя рабочими валками	
P7	Четырехвалковые	Калибр составлен четырьмя рабочими валками	

ное обозначение, маркировку для каждого вида калибров в создаваемой классификационной структуре, которое будем называть «код калибра». Закрепим следующий порядок вхождения уровней характеристик в код калибра: первая позиция – Т – вид калибра; вторая позиция – С – симметричность калибра; третья позиция – Р – тип закрытия калибра. Тогда код калибра будет иметь вид ТСР. Например, если калибр будет иметь код 432, то, в соответствии с табл. 1 – 3, это будет означать, что рассматриваемый калибр тавровый, с одной вертикальной осью симметрии, полузакрытого типа.

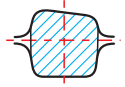
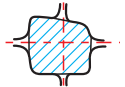
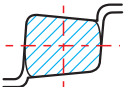
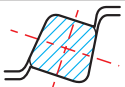
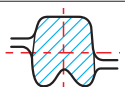
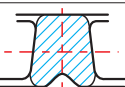
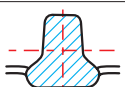
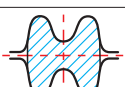
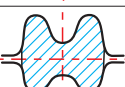
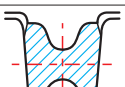
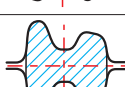
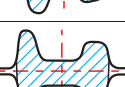
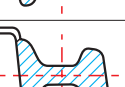
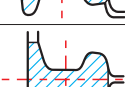
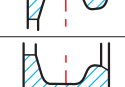
Учитывая, что характеристики калибров Т, С и Р имеют соответственно 6, 4 и 7 уровней варьирования, общее количество комбинаций таких уровней будет составлять $6 \cdot 4 \cdot 7 = 168$ шт. При детальной проработке совместимости разных уровней характеристик Т, С и Р установлено, что ряд их комбинаций геометрически невозможен. Выявлена 71 такая невозможная комбинация. Для остальных 97 реальных сочетаний уровней характеристик составлена таблица, получившая название «Матрица рельсовых калибров». В этой таблице каждой конкретной комбинации уровней характеристик поставлены в соответствие конкретный калибр конкретного вида и его кодовое обозначение, идентифицирующее этот калибр. В связи с обширностью «Мат-

рицы рельсовых калибров», в табл. 4 приведен только ее фрагмент.

Выводы. Рассмотрен один из возможных подходов к построению «пространства калибров» на примере калибров, применяемых при производстве рельсов. За счет дискретизации значений параметров, определяющих измерения пространства, непрерывное пространство калибров сведено к дискретному пространству, представляющему собой многомерный массив калибров. В качестве измерений (характеристик) пространства калибров использованы очевидные технологические и геометрические особенности рельсовых калибров: Т – тип калибра по характеру и целям формоизменения, С – наличие осей симметрии и Р – положение разъема валков калибра или количество валков, образующих калибр. Для построения дискретного пространства калибров предложено использовать классификационный метод. Наполнение пространства калибров проведено в процессе структурного анализа рабочих калибровок прокатных валков, известных из литературы и заводских атласов калибровок. Пространство калибров представлено в виде трехмерной таблицы, отражающей в структурированном виде полное множество всех возможных рельсовых калибров. Установлено, что для каждой из выбранных характе-

Фрагмент матрицы рельсовых калибров

Table 4. Fragment of rail calibers matrix

№ п.п.	Уровень характеристики калибра			Код калибра	Пример калибра
	Т	С	Р		
1	Трапецевидный осевой	Несимметричный	Открытый	111	
7			Четырехвалковый	117	
12		Горизонтальная ось симметрии	Косой закрытый	145	
25	Трапецевидный ребровой	Вертикальная ось симметрии	Косой закрытый	235	
29	Подрезной	Несимметричный	Открытый	311	
41			Четырехвалковый	337	
48	Тавровый	Вертикальная ось симметрии	Открытый	431	
55		Горизонтальная ось симметрии	Открытый	441	
69	Разрезной	Две оси симметрии	Открытый	521	
75		Вертикальная ось симметрии	Открытый	531	
78			Прямой закрытый	534	
81		Горизонтальная ось симметрии	Открытый	541	
88	Рельсовый	Несимметричный	Открытый	611	
99		Горизонтальная ось симметрии	Косой закрытый	645	
100			Трехвалковый	646	
101			Четырехвалковый	647	

ристик калибров (Т, С и Р) существует ограниченное количество уровней варьирования (6, 4 и 7 соответственно). Геометрически возможно лишь 97 сочетаний уровней характеристик, каждое сочетание однозначно определяет вид конкретного рельсового калибра и имеет собственный формальный код. Изменение уровня любой характеристики в этой таблице приводит к переходу в пространстве калибров к другой точке этого пространства, т. е. к использованию калибра другого вида.

Рассмотренный подход к построению пространства калибров может быть использован при создании систем автоматизированного проектирования и оптимизации калибровок прокатных валков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Садовский В. Н. Системный подход и общая теория систем: статус, основные проблемы и перспективы развития. – М.: Наука, 1980. – 384 с.
2. Месарович М., Такахара Я. Общая теория систем: математические основы / Пер. с англ. Э.Л. Наппельбаума; под ред. В.С. Емельянова. – М.: Мир, 1978. – 311 с.
3. Оптимизация прокатного производства / А.Н. Скороходов, П.И. Полухин, Б.М. Илюкович и др. – М.: Металлургия, 1983. – 432 с.
4. Щедровицкий Г.П. Принципы и общая схема методологической организации системно-структурных исследований и разработок // Системные исследования. Методологические проблемы: Ежегодник. 1981. – М.: Наука, 1981. С. 193 – 227.
5. Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Системный подход к оптимизации калибровки сортопрокатных валков // Производство проката. 2016. № 12. С. 29 – 32.
6. Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Основные положения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. № 1. С. 21 – 27.
7. Воронин Ю.А. Теория классифицирования и ее приложения. – Новосибирск: Наука, 1985. – 232 с.
8. Бреховских С.М. Основы функциональной системологии материальных объектов. – М.: Наука, 1986. – 192 с.
9. ГОСТ Р 51685-2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2014. – 96 с.
10. Илюкович Б.М., Нехаев М.Е., Меркурьев С.Е. Прокатка и калибровка. Т. VI. – Днепропетровск: Дніпро-Вал, 2004. – 824 с.
11. Разработка прогрессивных калибровок и технологий прокатки на станах Новокузнецкого металлургического комбината / В.В. Павлов, В.В. Дорофеев, Е.М. Пятайкин, В.В. Ерастов. – Новосибирск: Наука, 2006. – 224 с.
12. Поляков В.В., Артамонова Е.А. Развитие прокатки рельсов за рубежом. Обзор. информ. – М.: Ин-т «Черметинформация». 1989. – 30 с.
13. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
14. Смирнов В.К., Паршин В.А., Смирнов М.В. и др. Производство рельсов с применением универсальных клетей за рубежом // Черная металлургия. Бюлл. ин-та «Черметинформация». 1983. № 20. С. 28 – 39.
15. Полухин П.И., Гридина Ю.В., Зарвин Е.Я. Прокатка и термообработка рельсов. – М.: Металлургиздат, 1962. – 510 с.
16. Зиновьев А.В. Процесс PSP для производства средне- и крупносортовых профилей и рельсов // Новости черной металлургии за рубежом. 2003. № 2. С. 69 – 72.
17. Матвеев Б.Н. Современные рельсопрокатные станы // Черная металлургия. Бюлл. ин-та «Черметинформация». 2006. № 2. С. 40 – 43.
18. Свейковский У., Нерзак Т. Производство рельсов высокого качества с использованием компактных универсальных клетей и технологий RailCool // Металлургическое производство и технология (МРТ). Русское издание. 2006. № 2. С. 50 – 56.
19. Актуальные проблемы производства рельсов / В.Е. Громов, Н.М. Кулагин, В.В. Дорофеев и др. – Новокузнецк: СибГИУ, 2001. – 260 с.
20. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков. – М.: Теплотехник, 2008. – 490 с.

Поступила 14 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 364–371.

THE CONCEPT OF OPTIMAL BAR ROLL DESIGN. REPORT 2. CALIBERS SPACE

A.M. Mikhailenko, D.L. Shvarts

Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. Using the ideas of systems concept and based on the experience of a theoretical study, design and industrial mastering of processes of section rolling of a wide range of profiles at the Chair of Metal Forming of Ural Federal University the universal “Concept of optimum calibration” was developed. The general ideology of optimization of roll pass design was explained in Report 1 of the article. Within the developed intention, concepts of the continuous and discrete space of calibers are considered. For creation of the discrete space of calibers it is offered to use a classification method. As measurements of calibers space are the most significant, simple and evident characteristics of calibers are used. As an example of use of the considered procedure, creation of the discrete space of rail calibers was executed. At the same time, as measurements (characteristics) of calibers space technological and geometrical features of rail calibers are used: T – caliber type on character and the purposes of forming, C – existence of axes of symmetry and P – provision of the connector of caliber rolls or quantity of the rolls forming caliber. Filling of calibers space was carried out

in the course of structural analysis of working calibrations of the rolls known from literature and factory atlases of calibrations. The calibers space is presented in the form of the three-dimensional table reflecting a complete set of all possible rail calibers in the structured form. It was set that for each of the selected characteristics of calibers (T, C and P) the limited number of levels of variation exists (6, 4, 7, respectively). Geometrically it is possible only 97 combinations of levels of characteristics, each combination are single-digit defined by a type of specific rail caliber and has native formal code. Change in level of any characteristic in this table leads to transition in calibers space to other point of this space i.e. using caliber of other type. The present approach to the construction of calibers space can be used to create computer-aided design and optimization of roll pass design.

Keywords: section rolling, rail, roll pass design, caliber, system analysis, optimization of roll pass design, optimality criterion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-364-371

REFERENCES

1. Sadovskii V.N. *Sistemnyi podkhod i obshchaya teoriya sistem: status, osnovnye problemy i perspektivy razvitiya* [System approach

- and general theory of systems: status, main problems and prospects of development]. Moscow: Nauka, 1980, 384 p. (In Russ.).
2. Mesarovic M.D., Takahara Yasuhiko. *General systems theory: mathematical foundations*. New York: Academic Press, 1975, 268 p. (Russ.ed.: Mesarovic M., Takahara Ya. *Obshchaya teoriya sistem: matematicheskie osnovy*. Moscow: Mir, 1978.).
 3. Skorokhodov A.N., Polukhin P.I., Ilyukovich B.M. etc. *Optimizatsiya prokatnogo proizvodstva* [Optimization of rolling production]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 432 p. (In Russ.).
 4. Shchedrovitskii G.P. Principles and general scheme of the methodological organization of system and structural research and development. In: *Sistemnye issledovaniya. Metodologicheskie problemy: Ezhegodnik 1981* [System research. Methodological problems: Yearbook 1981]. Moscow: Nauka, 1981, pp. 193–227. (In Russ.).
 5. Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. System approach to optimization of rolls design. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 12, pp. 29–32. (In Russ.).
 6. Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. The concept of optimal bar roll design. Report 1. Basic provisions. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, no. 1, pp. 21–27.
 7. Voronin Yu.A. *Teoriya klassifitsirovaniya i ee prilozheniya* [Theory of classification and its application]. Novosibirsk: Nauka, 1985, 232 p. (In Russ.).
 8. Brekhovskikh S.M. *Osnovy funktsional'noi sistemologii material'nykh ob"ektov* [Bases of functional systems science of material objects]. Moscow: Nauka, 1986, 192 p. (In Russ.).
 9. *GOST R 51685-2013. Rel'sy zheleznodorozhnye. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [GOST R 51685-2013. Railway rails. General specifications]. Moscow: Standartinform, 2014, 96 p. (In Russ.).
 10. Ilyukovich B.M., Nekhaev M.E., Merkur'ev S.E. *Prokatka i kalibrovka* [Rolling and rolls design]. Ilyukovich B.M. ed. Vol. 4. Dnepropetrovsk: Dnipro-VAL, 2002, 824 p. (In Russ.).
 11. Pavlov V.V., Dorofeev V.V., Pyataikin E.M., Erastov V.V. *Razrabotka progressivnykh kalibrovok i tekhnologii prokatki na stanakh Novokuznetskogo metallurgicheskogo kombinata* [Development of progressive pass design and technologies of rolling on the mills of Novokuznetsk Metallurgical Plant]. Novosibirsk: Nauka, 2006, 224 p. (In Russ.).
 12. Polyakov V.V., Artamonova E.A. *Razvitie prokatki rel'sov za rubezhom. Obzor. inform.* [Development of rails rolling abroad. Review]. Moscow: In-t "Chermetinformatsiya". 1989, 30 p. (In Russ.).
 13. Polyakov V.V., Velikanov A.V. *Osnovy tekhnologii proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov* [Basics of production technology of railway rails]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 416 p. (In Russ.).
 14. Smirnov V.K., Parshin V.A., Smirnov M.V. etc. Production of rails with application of universal stand abroad. *Chernaya metallurgiya: Byull. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 1983, no. 20, pp. 28–39. (In Russ.).
 15. Polukhin P.I., Gridina Yu.V., Zarvin E.Ya. *Prokatka i termoobrabotka rel'sov* [Rolling and heat treatment of rails]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 510 p. (In Russ.).
 16. Zinov'ev A.V. PSP process for production middle- and large sectional bars and rails. *Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2003, no. 2, pp. 69–72. (In Russ.).
 17. Matveev B.N. Modern rail-rolling mills. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2006, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).
 18. Sveikovski U., Nerzak T. Production of quality rails using of compact universal stands and Rail Cool technologies. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya (MRT). Russkoe izdanie*. 2006, no. 2, pp. 50–56. (In Russ.).
 19. Gromov V.E., Kulagin N.M., Dorofeev V.V. etc. *Aktual'nye problemy proizvodstva rel'sov: monografiya* [Current problems of rails production: Monograph]. Novokuznetsk: SibGIU, 2001, 260 p. (In Russ.).
 20. Smirnov V.K., Shilov V.A., Inatovich Yu.V. *Kalibrovka prokatnykh valkov* [Rolls design]. Moscow: Teplotekhnika, 2010, 490 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.M. Mikhailenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming"

D.L. Shvarts, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming" (sd1190977@mail.ru)

Received July 14, 2016

УДК 622.7.092

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЛЬТРА КАЛМАНА ПРИ АВТОМАТИЧЕСКОМ КОНТРОЛЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ МАГНИТНОГО ОБОГАЩЕНИЯ ЖЕЛЕЗНЫХ РУД

Осипова Н.В., к.т.н., доцент кафедры «Автоматизация» (nvo86@mail.ru)

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

Аннотация. В работе изложено современное состояние проблем автоматизации и контроля показателей мокрого магнитного обогащения на железорудных горно-обогатительных комбинатах. Приведены данные по погрешности измерений современных анализаторов вещественного состава пульпы. Показана возможность применения фильтра Калмана в целях получения наиболее точной информации о содержании ценного компонента в концентрате и хвостах продуктов магнитного сепаратора. Дано математическое описание динамики показателей обогащения в координатах состояния в виде системы дифференциальных уравнений. Выбраны предельно допустимые и номинальные значения расхода воды в ванну сепаратора и частоты вращения его барабана, а также соответствующие им данные по массовой доле магнетитового железа в концентрате и хвостах на основании справочной информации. С помощью программы компьютерного моделирования MATLAB составлены нелинейные статические характеристики, отражающие зависимость технологических показателей магнитного обогащения от управляющих воздействий. Проведена линеаризация динамической модели системы с использованием разложения в ряд Тэйлора в окрестности точек, отвечающих номинальному режиму работы. Рассчитаны передаточные функции регулирующего клапана расхода воды асинхронного двигателя, вращающего барабан. Определены среднеквадратические отклонения управляющих параметров, влияющих на процесс сепарации. Получены расчетные соотношения для определения ковариационных матриц шума системы, описывающей динамику показателей магнитного обогащения, и шума их измерений приборами, контролирующими содержание магнетитового железа в концентрате и хвостах. Представлен алгоритм оценивания координат состояния фильтром Калмана, состоящий из двух этапов: предсказания состояния системы и корректировки вектора состояния. Приведены результаты моделирования с использованием среды программирования MATLAB в виде временных диаграмм, отражающих динамику технологических показателей обогащения, их оценку фильтром Калмана и ошибки измерения. Работа системы была рассмотрена при случайных изменениях управляющих воздействий. Подведены итоги, где сообщается о необходимости использования фильтра Калмана в задачах автоматизации и контроля процесса обогащения железных руд.

Ключевые слова: фильтр Калмана, ковариационная матрица, нормальное распределение, правило трех сигм, белый шум, дисперсия, среднеквадратическое отклонение, магнитная сепарация, концентрат, хвосты.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-372-377

В последние годы происходит совершенствование технологии обогащения полезных ископаемых, которое связано, в первую очередь, с внедрением современного горного оборудования, созданием новых технологических схем, освоением различных месторождений. Одновременно с этим повышаются требования к извлечению полезного компонента. Поэтому автоматизация и контроль процесса обогащения направлены на получение оперативной информации о составе и свойствах перерабатываемого минерального сырья и продукции, отгружаемой потребителю.

Современные приборы, анализирующие содержание того или иного компонента в горной породе или потоке пульпы, обладают высокой погрешностью, которая может меняться в силу непостоянства их физико-механических свойств. Так, например, точность анализатора рудоносности железорудной пульпы DF-5735 составляет 0,5 % [1], нестабильность показаний датчика АРП-1Ц для контроля содержания химических элементов в хвостах и концентрате – 2 % [2].

При обработке большого массива данных с измерительных приборов, в частности, их фильтрации и сгла-

живания, наибольшую популярность получил фильтр Калмана. Он позволяет по серии неточных измерений выделять полезный сигнал, оценивать ненаблюдаемые координаты и прогнозировать будущее состояние системы [3 – 6]. Благодаря этому повышается точность и надежность регулирования, обеспечивается эффективность работы автоматических систем.

В настоящей работе объектом управления служит сепаратор для мокрого магнитного обогащения железных руд, который применяется на обогатительных фабриках для отделения магнитных частиц от пустой породы во входном потоке пульпы v [7 – 13]. Контролируемыми параметрами при автоматизации процесса магнитной сепарации являются массовая доля содержания железа магнетитового в концентрате β и хвостах [10].

Приведем математическую модель, отражающую динамику технологических показателей обогащения β и v при изменении управляющих воздействий, в качестве которых выберем расход воды в ванну сепаратора W и частоту вращения его барабана ω [10]. В общем виде она описывается системой дифференциальных уравнений:

$$\begin{aligned} T_1 \dot{\beta} + \beta &= f_1(\omega, W) + w_1; \\ T_2 \dot{v} + v &= f_2(\omega, W) + w_2, \end{aligned} \quad (1)$$

где w_1 и w_2 – шум системы, %; T_1 и T_2 – постоянные времени, с.

Предельно допустимые и номинальные значения параметров β , v , ω , W на обогатительных фабриках приведены в справочнике [7].

Для моделирования выберем следующие значения:

– $\omega_{\min} = 15 \text{ мин}^{-1}$, $\omega_{\text{ном}} = 20 \text{ мин}^{-1}$, $\omega_{\max} = 25 \text{ мин}^{-1}$ – минимальная, номинальная и максимальная частота вращения барабана сепаратора;

– $\beta_{\omega W_{\min}} = 61,2 \%$, $\beta_{\omega W_{\text{ном}}} = 64 \%$, $\beta_{\omega W_{\max}} = 65,6 \%$ – значения содержания железа магнетитового в концентрате, соответствующие вышеприведенным данным;

– $v_{\omega W_{\min}} = 0,93 \%$, $v_{\omega W_{\text{ном}}} = 1,05 \%$, $v_{\omega W_{\max}} = 3,47 \%$ – то же для хвостов.

Пусть оптимальное содержание твердого в питании сепаратора составляет 20 % [9], а номинальный расход пульпы по твердой фазе $Q_{\text{ном}}$ равен 110 т/ч. Если плотность воды $\rho = 1 \text{ т/м}^3$, то номинальный расход воды в сепаратор $W_{\text{ном}} = (110 \text{ т/ч} / 1 \text{ т/м}^3) \cdot (100 \% / 20 \%) = 550 \text{ м}^3/\text{ч}$. Допустим, что отклонение содержания твердого в питании данного агрегата $\pm 10 \%$. Исходя из этого, минимальный расход воды будет равен $W_{\min} = (110 \text{ т/ч} / 1 \text{ т/м}^3) \times (100 \% / 30 \%) \approx 367 \text{ м}^3/\text{ч}$, а максимальный $W_{\max} = (110 \text{ т/ч} / 1 \text{ т/м}^3) \cdot (100 \% / 10 \%) = 1100 \text{ м}^3/\text{ч}$.

С помощью программы моделирования MATLAB, согласно рекомендациям [14, 15], восстановим уравнения $\beta = f_1(\omega, W)$ и $v = f_2(\omega, W)$ по выбранным точкам:

$$\begin{aligned} \beta &= -0,000004W^2 + 0,008W - 0,025\omega^2 + 1,25\omega + 46; \\ v &= -0,000003W^2 + 0,008W + 0,03\omega^2 - 1,25\omega + 10,8. \end{aligned} \quad (2)$$

Выполним линеаризацию системы (2), используя разложение в ряд Тэйлора в окрестности точки $(\omega_{\text{ном}}, W_{\text{ном}})$ [16]:

$$\begin{aligned} \beta &= 0,0048W + 0,25\omega + 56,64; \\ v &= 0,0056W - 0,05\omega - 0,72. \end{aligned} \quad (3)$$

Расход воды в сепаратор регулируется клапаном, который описывается передаточной функцией по каналу степень открытия u_1 – расход воды W [17]:

$$W_{\text{кл}}(p) = \frac{W(p)}{u_1(p)} = \frac{k_{\text{кл}}}{T_{\text{кл}}p + 1}. \quad (4)$$

Коэффициент передачи $k_{\text{кл}}$ находят как отношение максимального расхода воды к степени открытия, равной 100 % [18]:

$$k_{\text{кл}} = \frac{W_{\max}}{100 \%} = \frac{1100 \text{ м}^3/\text{ч}}{100 \%} = 11 (\text{м}^3/\text{ч})/\%. \quad (5)$$

Магнитный сепаратор имеет асинхронный двигатель. Если он регулируем, то замкнутая система

управления таким механизмом по каналу задание по скорости вращения вала u_2 – частота вращения барабана сепаратора ω может быть аппроксимирована передаточной функцией с $k_{\text{дв}} \approx 1$ и малой постоянной времени $T_{\text{дв}} \ll 1$ [19]:

$$W_{\text{дв}}(p) = \frac{\omega(p)}{u_2(p)} = \frac{k_{\text{дв}}}{T_{\text{дв}}p + 1}. \quad (6)$$

Постоянные времени магнитного сепаратора примем равными $T_1 = T_2 = 1 \text{ с}$ [11], $T_{\text{кл}}$ на порядок меньше T_1 и T_2 [17]. Пренебрежем параметрами $T_{\text{кл}}$ и $T_{\text{дв}}$, тогда

$$W = 11u_1, \quad \omega = u_2. \quad (7)$$

Подставим выражения для W и ω из (7) в систему (3), выполним замену переменных $x_1 = \beta - 56,64$, $x_2 = v - 0,72$. Учитывая линеаризацию функций $f_1(\omega, W)$ и $f_2(\omega, W)$ и то, что $T_1 = T_2 = 1 \text{ с}$, получим новые выражения для динамической модели (1):

$$\begin{aligned} \dot{x}_1 &= -x_1 + 0,053u_1 + 0,25u_2 + w_1; \\ \dot{x}_2 &= -x_2 + 0,062u_1 + 0,05u_2 + w_2, \end{aligned} \quad (8)$$

или в матричной форме:

$$\dot{x} = Ax + Bu + w, \quad (9)$$

где:

$$\begin{aligned} A &= \begin{pmatrix} -1 & 0 \\ 0 & -1 \end{pmatrix}; \quad B = \begin{pmatrix} 0,053 & 0,25 \\ 0,062 & 0,05 \end{pmatrix}; \quad x = (x_1, x_2)^T; \\ u &= (u_1, u_2)^T; \quad w = (w_1, w_2)^T. \end{aligned} \quad (10)$$

Здесь A – матрица состояния системы; B – матрица управления.

Представление модели (9) в дискретной форме выглядит следующим образом [20]:

$$x(k+1) = Fx(k) + Nu(k) + w(k); \quad (11)$$

$$F = E + Ah; \quad N = Bh, \quad (12)$$

где $x(k)$, $u(k)$, $w(k)$ – значения координат состояния, управления и шума в текущий момент времени k ; $x(k+1)$ – состояние системы, определяемое на шаг вперед; E – единичная матрица размером 2×2 ; h – период квантования, с; $k = 0, 1, 2, \dots, n$.

В качестве вектора выхода выберем содержание железа в концентрате y_1 и хвостах y_2 :

$$y(k) = Hx(k) + \vartheta(k); \quad (13)$$

$$H = \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}; \quad y = (y_1, y_2)^T, \quad (14)$$

где H – матрица наблюдения; $\vartheta(k)$ – шум измерений.

Для реализации фильтра Калмана необходимо определить ковариационную матрицу шума системы Q и шума измерений R .

Пусть имеется выборка из n значений управляющих воздействий, накопленная за определенный интервал времени $u_1 = [u_{11}, u_{12}, \dots, u_{1n}]$, $u_2 = [u_{21}, u_{22}, \dots, u_{2n}]$. У каждого из них есть шумовая составляющая $\delta u_1 = [\delta u_{11}, \delta u_{12}, \dots, \delta u_{1n}]$, $\delta u_2 = [\delta u_{21}, \delta u_{22}, \dots, \delta u_{2n}]$. Если объединить векторы δu_1 и δu_2 в $\delta u = [\delta u_1, \delta u_2]$, у которого n строк и два столбца, и умножить его на матрицу N^T , то получится массив шумов w_1, w_2 размерностью $n \times 1$ каждый:

$$\begin{pmatrix} w_1 & w_2 \end{pmatrix}_{n \times 1 \quad n \times 1} = \delta u N^T. \quad (15)$$

У ковариационной матрицы Q по главной диагонали расположены дисперсии w_1 и w_2 , остальные элементы – ковариации между компонентами w_1 и w_2 :

$$Q = \begin{pmatrix} \sigma_{w_1}^2 & \text{cov}(w_1, w_2) \\ \text{cov}(w_2, w_1) & \sigma_{w_2}^2 \end{pmatrix}. \quad (16)$$

Аналогично вычисляется ковариационная матрица шумов измерений, где вектора $v_1 = [v_{11}, v_{12}, \dots, v_{1n}]$, $v_2 = [v_{21}, v_{22}, \dots, v_{2n}]$ представляют собой массив накопленных за определенное время n значений шума датчиков содержания магнетита в концентрате и хвостах соответственно:

$$R = \begin{pmatrix} \sigma_{v_1}^2 & \text{cov}(v_1, v_2) \\ \text{cov}(v_2, v_1) & \sigma_{v_2}^2 \end{pmatrix}. \quad (17)$$

Максимальное значение шума по первому управляющему воздействию $\delta u_{1\max}$ может определяться, например, зоной нечувствительности хода рабочего механизма клапана, а по второму $\delta u_{2\max}$ – неточностью отработки задания по скорости вращения приводного вала двигателя сепаратора. Примем $\delta u_{1\max} = 3 \%$, $\delta u_{2\max} = 0,1 \text{ мин}^{-1}$.

Будем рассматривать белые шумы с нормальным законом распределения и нулевым математическим ожиданием. Согласно «правилу трех сигм» почти достоверно то, что величина ошибки не отклонится по абсолютной величине более чем на 3σ (σ – среднеквадратическое отклонение). Поэтому параметр σ шумов системы будет в три раза меньше $\delta u_{1\max}$ и $\delta u_{2\max}$:

$$\sigma_{w_1} = \frac{\delta u_{1\max}}{3} = 1 \%, \quad \sigma_{w_2} = \frac{\delta u_{2\max}}{3} = 0,0333 \text{ мин}^{-1}. \quad (18)$$

Примем наибольшую ошибку измерения показателя обогащения $\delta \beta_{\max}$ равной $0,9 \%$, а параметра $\delta v_{\max} = 0,3 \%$, тогда

$$\sigma_{v_1} = \frac{\delta \beta_{\max}}{3} = 0,3 \%, \quad \sigma_{v_2} = \frac{\delta v_{\max}}{3} = 0,1 \%. \quad (19)$$

В пакете MATLAB, приложении Statistics Toolbox, есть встроенные функции, позволяющие вычислять ковариационные матрицы Q и R на основе данных о математическом ожидании и среднеквадратическом отклонении [21].

Алгоритм работы фильтра Калмана состоит из двух этапов [20].

1. Предсказание состояния системы. Происходит вычисление оценок координат $\hat{x}_{\bar{k}} = (\hat{x}_1 \hat{x}_2)^T$ по результатам предыдущих измерений $\hat{x}_{k-1}$ и вектора управления u_k :

$$\hat{x}_{\bar{k}} = F \hat{x}_{k-1} + N u_k. \quad (20)$$

Прогноз ошибок оценивания координат состояния определяется ковариационной матрицей P_k :

$$P_k = F P_{k-1} F^T + Q. \quad (21)$$

Матрица P_{k-1} представляет собой ковариационную матрицу ошибок оценивания координат состояния $\delta \hat{x}_k = (\delta \hat{x}_1 \delta \hat{x}_2)^T$, вычисленную на предыдущем такте и состоящую из попарных ковариаций двух компонент данного вектора:

$$P_{k-1} = \begin{pmatrix} \sigma_{\delta \hat{x}_1}^2 & \text{cov}(\delta \hat{x}_1, \delta \hat{x}_2) \\ \text{cov}(\delta \hat{x}_2, \delta \hat{x}_1) & \sigma_{\delta \hat{x}_2}^2 \end{pmatrix}. \quad (22)$$

2. Корректировка вектора состояния. На данном этапе вычисляется коэффициент усиления фильтра Калмана k_k , затем пересчитываются обновленные значение $\hat{x}_k$ и P_k :

$$\begin{aligned} k_k &= P_{\bar{k}} H^T (H P_{\bar{k}} H^T + R)^{-1}; \\ \hat{x}_k &= \hat{x}_{\bar{k}} + k_k (z_k - H \hat{x}_{\bar{k}}); \\ P_k &= (E - k_k H) P_{\bar{k}}. \end{aligned} \quad (23)$$

Вектор измерений в k -й момент времени обозначен через z_k . Это сигналы с анализаторов содержания магнетитового железа в концентрате и хвостах.

Результаты моделирования, отражающие динамику технологических показателей обогащения β и v , приведены на рис. 1, 2. При этом каждые пять секунд случайным образом изменялись управляющие воздействия: расход воды и частота вращения барабана сепаратора. Временные диаграммы показывают, что оценки фильтром Калмана координат состояния β и v намного точнее, чем показания датчиков.

На рис. 3, 4 представлены графики ошибок измерения магнетитового железа в концентрате и хвостах с использованием алгоритма калмановской фильтрации, вычисляемые по формуле $(d\beta \, dv)^T = \hat{x}_k - x_{\text{эт}}$ и без ее применения, рассчитанные из выражения $(d\beta \, dv)^T = z_k - x_{\text{эт}}$. Вектор $x_{\text{эт}}$ – эталонные координаты состояния, он определяется из решения дифференциального уравнения (9) без учета шума системы w .

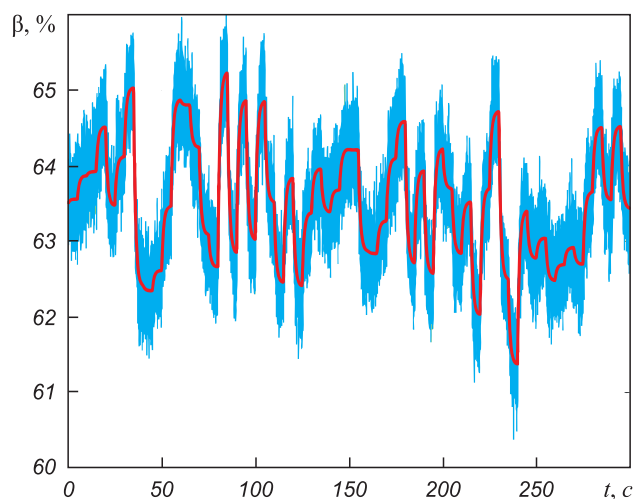


Рис. 1. Показания датчика содержания магнетитового железа в концентрате и его оценка фильтром Калмана:
— измерение датчиком; — оценка фильтром Калмана

Fig. 1. Readings of content sensor of magnetite iron in concentrate and its estimation by Kalman filter:

— estimation by sensor; — estimation by Kalman filter

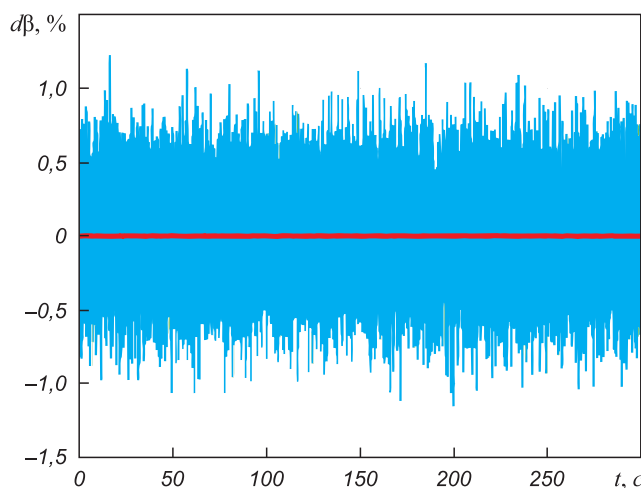


Рис. 3. Ошибки измерения содержания магнетитового железа в концентрате с использованием фильтра Калмана (—) и без него (—)

Fig. 3. Errors in measuring the content of magnetite iron in concentrate using Kalman filter (—) and without it (—)

Среднеквадратическая ошибка оценивания содержания железа в концентрате без использования фильтра составила $\sigma_{\Delta\beta} = 0,1806\%$, а в хвостах $\sigma_{\Delta\nu} = 0,0605\%$, при его наличии она уменьшилась до значений $\sigma_{\Delta\beta} = 6,9418 \cdot 10^{-4}\%$ и $\sigma_{\Delta\nu} = 8,066 \cdot 10^{-4}\%$.

Применение фильтра Калмана в задачах автоматизации и контроля процесса обогащения железных руд позволит повысить точность измерения содержания магнетитового железа в концентрате и хвостах. Вместе с тем, будет обеспечиваться эффективность работы системы автоматического управления магнитным сепаратором за счет повышения качества контроля технологических показателей его работы.

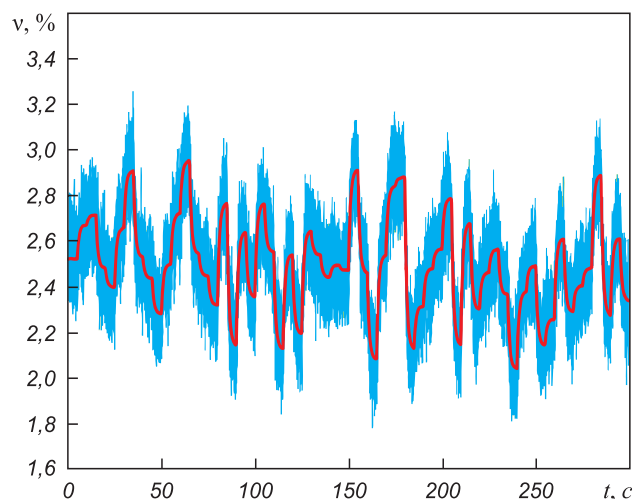


Рис. 2. Показания датчика содержания магнетитового железа в хвостах и его оценка фильтром Калмана:
— измерение датчиком; — оценка фильтром Калмана

Fig. 2. Readings of content sensor of magnetite iron in tailings and its estimation by Kalman filter:

— estimation by sensor; — estimation by Kalman filter

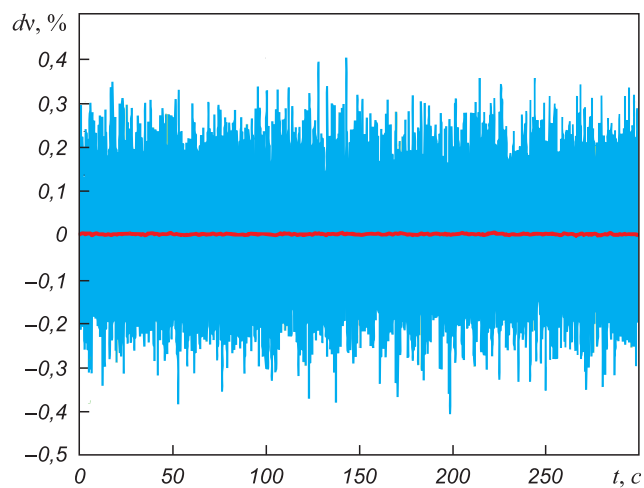


Рис. 4. Ошибки измерения содержания магнетитового железа в хвостах с использованием фильтра Калмана (—) и без него (—)

Fig. 4. Errors in measuring the content of magnetite iron in tailings using Kalman filter (—) and without it (—)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Детектор анализатор рудоносности железорудной пульпы. Режим доступа: http://www.analyzer.su/detector_rudonosnosti_pulpy.php (дата обращения: 08.01.2018).
2. Анализатор содержания магнетита в пульпе ACM-1. Режим доступа: <http://www.rastr1.com/> Анализатор магнетита (дата обращения 08.01.2017).
3. Воевода А.А., Трошина Г.В. Моделирование фильтра Калмана с обновленной последовательностью в среде SIMULINK: Сб. науч. тр. НГТУ. 2015. № 2(80). С. 7 – 17.
4. Дургарян И.С., Белова О.Н., Ляковская И.В., Пашенко Е.Ф. Применение фильтра Калмана в методе многоступенчатой идентификации // Вестник международной академии системных исследований. Информатика, экология, экономика. 2016. Т. 18. № 1. С. 45 – 48.

5. Лемешко О.В. Фильтр Калмана. Теоретические основы и практическое применение // Вестник магистратуры. 2014. № 6 – 1(33). С. 5 – 8.
6. Mohinder S. Grewal, Angus P. Andrews. Kalman Filtering: Theory and Practice with MATLAB. Hoboken, 2015. – 640 p.
7. Богданов О.С., Ненарокомов Ю.Ф. Справочник по обогащению руд. Обогащительные фабрики. Т. 4. – М.: Недра, 1984. – 360 с.
8. Кармазин В.И. Магнитные, электрические и специальные методы обогащения полезных ископаемых: Учебник для вузов. Т. 1. Магнитные и электрические методы обогащения полезных ископаемых. – М.: Изд-во Московского государственного горного университета, 2005. – 669 с.
9. Кармазин В.И. Обогащение руд черных металлов: Учебник для вузов. – М.: Недра, 1982. – 216 с.
10. Марюта А.Н., Качан Ю.Г., Бунько В.А. Автоматическое управление технологическими процессами обогащательных фабрик: Учебник для вузов. – М.: Недра, 1983. – 277 с.
11. Нестеров Г.С. Технологическая оптимизация обогащательных фабрик. – М.: Недра, 1976. – 120 с.
12. Обзор рынка магнитных сепараторов для переработки минерального сырья в России. Режим доступа: www.infomine.ru/files/catalog/501/file_501_eng.pdf (дата обращения: 08.01.2018).
13. Shivakumar I. Angadi, A. Mohanthy, Ho-SeokJeon, S. Prakash, B. Das. Analysis of wet high-intensity magnetic separation of low-grade indian iron ore using statistical technique // Separation Science and Technology. 2012. Vol. 47. Issue 8. P. 1129 – 1138.
14. Moon Jung Cho, Wendy L. Martinez. Statistics in MATLAB: A Primer. Chapman and Hall. CRC Computer Science & Data Analysis, 2014. – 286 p.
15. Wendy L. Martinez, Angel R. Martinez, Jeffrey L. Solka. Exploratory data analysis with MATLAB. CRC Press. Inc, 2017. – 590 p.
16. Баврин И.И., Матросов В.Л. Высшая математика: Учебник для вузов. – М.: Гуманит. изд. центр «Владос», 2003. – 400 с.
17. Мандра А.Г. Анализ связанной системы автоматического регулирования уровня воды в баке системы химводоподготовки. Режим доступа: <http://matlab.exponenta.ru/simulink/book3/10.php> (дата обращения: 08.01.2018).
18. Журомский В.М., Чернокозов В.В. Синтез и моделирование промышленной системы автоматического управления: методические указания. – М.: МГТУ «МАМИ», 2009. – 41 с.
19. Герман-Галкин С. Matlab & Simulink. Проектирование мехатронных систем на ПК: Учеб. пособие для вузов. – СПб.: Корона-Принт, 2017. – 368 с.
20. Певзнер Л.Д. Теория систем управления. – Санкт-Петербург: Лань, 2013. – 440 с.
21. Сергиенко А.Б. Список функций Signal Processing Toolbox. Режим доступа: <http://matlab.exponenta.ru/signalprocess/book1> (дата обращения: 08.01.2017).

Поступила 21 января 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 372–377.

THE USE OF KALMAN FILTER IN AUTOMATIC CONTROL OF INDICATORS OF IRON ORES MAGNETIC CONCENTRATION

N.V. Osipova

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

Abstract. The paper presents the current state of the problems of automation and control data of wet magnetic concentration for iron ore mining and processing plants. Data on the measurement errors of modern analyzers and material composition of the pulp are considered. The possibility of using Kalman filter in order to obtain the most accurate information about the content of valuable component in concentrate and tailings of magnetic separator products is shown. The mathematical description of the dynamics of concentration indicators is given in state coordinates in the form of differential equations system. The author has selected maximum allowable and nominal values of the water flow in the separator bath and the rotation frequency of its drum as well as the corresponding data for the mass fraction of iron in magnetite concentrate and tailings, based on the reference information. With MATLAB program of computer simulation the nonlinear static characteristics were composed, reflecting the dependence of technological parameters of the magnetic concentration from control actions. The linearization dynamic model of the system is held using expansion in Taylor series in the neighborhood of the points, corresponding to a nominal operation mode. The transfer functions of control valve of water flow rate of induction motor rotating the drum were calculated. Standard deviations of control parameters affecting the separation process were determined. The calculated ratio are obtained for determining the covariance matrices of the system noise, describing dynamics of indicators of magnetic concentration, and the noise of their measurement by devices that control the content of magnetite iron in concentrate and tailings. The presented algorithm of estimating the coordinates of the Kalman filter state consists of two stages: prediction of the system state and adjustment of the state vector. Simulation results of the MATLAB programming environment are presented in the form of time diagrams reflecting the dynamics of technological indicators of concentration,

the evaluation of the Kalman filter and measurement error. The system has been considered in case of random changes of control actions. At the end of the article, the results are summed up, where it is reported that the Kalman filter should be used in tasks of automation and control of the iron ore concentration process.

Keywords: Kalman filter, covariance matrix, normal distribution, three Sigma rule, white noise, variance, standard deviation, magnetic separation, concentrate, tails.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-372-377

REFERENCES

1. *Detektor analizator rudonosnosti zhelezorudnoi pul'py* [Detector analyzer ore iron ore pulp]. Available at URL: http://www.analizator.su/detektor_rudonosnosti_pulpy.php (Accessed: 08.01.2018). (In Russ.).
2. *Analizator sodержaniya magnetita v pul'pe ASM-1* [Analyzer of magnetite content in ASM-1pulp]. Available at URL: http://www.rastr1.com/Analizator_magnetita (Accessed: 08.01.2017). (In Russ.).
3. Voevoda A.A., Troshina G.V. Simulation of Kalman filter with the updated sequence in SIMULINK medium. *Sbornik nauchnykh trudov NGTU*. 2015, no. 2(80), pp. 7–17. (In Russ.).
4. Durgaryan I.S., Belova O.N., Lyaskovskaya I.V., Pashchenko E.F. Application of Kalman filter in multi-stage identification method. *Vestnik mezhdunarodnoi akademii sistemnykh issledovaniy. Informatika, ekologiya, ekonomika*. 2016, vol. 18, no. 1, pp. 45–48. (In Russ.).
5. Lemesko O.V. Kalman Filter. Theoretical basis and practical application. *Vestnik magistratury*. 2014, no. 6-1(33), pp. 5–8. (In Russ.).
6. Mohinder S. Grewal, Angus P. Andrews. *Kalman filtering: theory and practice with MATLAB*. Hoboken, 2015, 640 p.
7. *Spravochnik po obogashcheniyu rud. Tom 4: Obogatitel'nye fabriki* [Handbook on ores concentration. Concentrating plants (Vol. 4)]. Bogdanov O.S., Nenarokomov Yu.F. eds. Moscow: Nedra, 1984, 360 p. (In Russ.).

8. Karmazin V.I. *Magnitnye, elektricheskie i spetsial'nye metody obogashcheniya poleznykh iskopaemykh: Uchebnik dlya vuzov. T. 1: Magnitnye i elektricheskie metody obogashcheniya poleznykh iskopaemykh* [Magnetic, electrical and special methods of mineral processing: Textbook for universities. Vol. 1: Magnetic and electrical methods of mineral processing]. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo gosudarstvennogo gornogo universiteta, 2005, 669 p. (In Russ.).
9. Karmazin V.I. *Obogashchenie rud chernykh metallov: Uchebnik dlya vuzov* [Concentration of ferrous metals ores]. Moscow: Nedra, 1982, 216 p. (In Russ.).
10. Maryuta A.N., Kachan Yu.G., Bun'ko V.A. *Avtomaticheskoe upravlenie tekhnologicheskimi protsessami obogatitel'nykh fabrik: Uchebnik dlya vuzov* [Automatic control of technological processes in concentrating plants: Textbook for universities]. Moscow: Nedra, 1983, 277 p. (In Russ.).
11. Nesterov G.S. *Tekhnologicheskaya optimizatsiya obogatitel'nykh fabrik* [Technological optimization of concentrating plants]. Moscow: Nedra, 1976, 120 p. (In Russ.).
12. *Obzor rynka magnitnykh separatorov dlya pererabotki mineral'nogo syr'ya v Rossii* [Overview of the market of magnetic separators for mineral processing in Russia]. Available at URL: www.infomine.ru/files/catalog/501/file_501_eng.pdf (Accessed: 08.01.2018). (In Russ.).
13. Shivakumar I. Angadi, A. Mohanthy, Ho-Seok Jeon, S. Prakash, B. Das. Analysis of wet high-intensity magnetic separation of low-grade Indian iron ore using statistical technique. *Separation Science and Technology*. 2012. vol. 47, Issue 8. pp. 1129–1138.
14. Moon Jung Cho, Wendy L. Martinez. *Statistics in MATLAB: A Primer*. Chapman and Hall. CRC Computer Science & Data Analysis, 2014, 286 p.
15. Wendy L. Martinez, Angel R. Martinez, Jeffrey L. Solka. *Exploratory data analysis with MATLAB*. CRC Press. Inc, 2017, 590 p.
16. Bavrin I.I., Matrosov V.L. *Vysshaya matematika: Uchebnik dlya vuzov* [Higher mathematics: Textbook for universities]. Moscow: Vldos, 2003, 400 p. (In Russ.).
17. Mandra A.G. *Analiz svyazannoi sistemy avtomaticheskogo regulirovaniya urovnya vody v bake sistemy khimvodopodgotovki* [Analysis of the coupled system of automatic regulation of water level in the tank of the system of chemical and water treatment]. Available at URL: <http://matlab.exponenta.ru/simulink/book3/10.php> (Accessed: 08.01.2018). (In Russ.).
18. Zhuromskii V.M., Chernokozov V.V. *Sintez i modelirovanie promyshlennoi sistemy avtomaticheskogo upravleniya: metodicheskie ukazaniya* [Synthesis and modeling of industrial automatic control systems: Guidelines]. Moscow: MGTU MAMI, 2009, 41 p. (In Russ.).
19. German-Galkin S. *MATLAB & Simulink. Proektirovanie mekhatronnykh sistem na PK: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [MATLAB & Simulink. Designing mechatronic systems on PC: Manual for universities]. St. Petersburg: Korona-Print. 2017, 368 p. (In Russ.).
20. Pevzner L.D. *Teoriya sistem upravleniya* [Theory of control systems]. St. Petersburg: Lan', 2013, 440 p. (In Russ.).
21. Sergienko A.B. *Spisok funktsii Signal Processing Toolbox* [List of Signal Processing Toolbox function]. Available at URL: <http://matlab.exponenta.ru/signalprocess/book1> (Accessed: 08.01.2017). (In Russ.).

Information about the author:

N.V. Osipova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Automation" (nvo86@mail.ru)

Received January 21, 2018

УДК 621.774.2

«МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОЙ ФОРМОВКИ СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ НА БАЗЕ «ТРЕНАЖЕРА–ТЭСА 10-50»

Самусев С.В., д.т.н., профессор кафедры технологии и оборудования трубного производства

Алещенко А.С., к.т.н., доцент кафедры технологии и оборудования трубного производства

Фадеев В.А., инженер (fdv_viktor@mail.ru)

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

Аннотация. Одним из наиболее продуктивных и надежных методов исследования процессов обработки металлов давлением является прямое физическое моделирование на реальном металле. Ограничения этого метода применительно к производству сварных труб, как правило, связаны только с отсутствием специализированного оборудования для моделирования процесса непрерывной валковой формовки. В 2014 г. на кафедре обработки металлов давлением НИТУ «МИСиС» была создана лаборатория моделирования наиболее распространенных процессов формовки сварных прямошовных труб, получаемых непрерывными или дискретными способами. Лаборатория включает в себя специализированный «ТРЕНАЖЕР ТЭСА 10-50» (ТРЕНАЖЕР), позволяющий моделировать непрерывные процессы получения сварных труб малого диаметра. На ТРЕНАЖЕРЕ можно моделировать процессы непрерывной формовки труб малого и среднего диаметра по основным производственным схемам трубоэлектросварочных цехов: получения сварных труб круглого сечения из ленты, профилированных труб из листовой заготовки и профилированных труб из предварительно сформованной круглой или овальной заготовки. В исследовательской части рассмотрен очаг деформации трубной заготовки, включающей внеконтактный очаг сворачивания, контактный очаг деформации и участок распушинивания. Первоначально были рассчитаны параметры формоизменения трубной заготовки в монотонном и валковом очагах формовки по принятым методикам. Затем проведено сравнение полученных результатов по динамике изменения ширины заготовки по фиксированным сечениям очага деформации. Далее, проверены параметры валкового инструмента на соответствие рассчитанных размеров. Для первой валковой клетки непрерывного очага был организован и проведен эксперимент для тех же условий, но в реальном валковом очаге. Полученный экспериментальный образец, размеченный по восьми сечениям, был обмерен после выхода заготовки из приводной клетки и полученные данные занесены в таблицу. Анализ проведенных результатов показал, что формоизменение параметров поперечных сечений соответствует принятым положениям о характере геометрии заготовки в валковых приводных калибрах. Расхождение теоретических и экспериментальных данных для валкового очага не превышает 1,5 %.

Ключевые слова: непрерывная формовка, ТРЕНАЖЕР, ТЭСА, сварная труба, валковая формовка, моделирование, формовочный стан, валковый калибр.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-378-384

В НИТУ «МИСиС» с 70-х годов прошлого века на кафедре обработки металлов давлением (ОМД) начали изучать процесс непрерывного производства прямошовных сварных труб малого и среднего сортамента в линии непрерывных ТЭСА как в лаборатории кафедры, так и на трубных заводах РФ. Большое количество модернизаций и реконструкций было выполнено в трубоэлектросварочных цехах различных заводов. Были разработаны и практически опробованы новые схемы и способы производства сварных труб малого и среднего диаметра [1, 2].

Влияние параметров очагов формовки на качество трубной заготовки изучалось многими авторами, но экспериментальное исследование не охватывало всех проблемных вопросов, поскольку ранее эксперименты проводили непосредственно на промышленных станах. Ограничения применительно к производству сварных труб, как правило, связаны только с отсутствием специализированного оборудования для моделирования

процесса непрерывной валковой формовки [2 – 6]. Это создавало определенные трудности, поскольку в программах работы ТЭСА не предусматривались длительные простои. В настоящее время, с пуском современных валковых ТЭСА, вопрос физического моделирования процесса непрерывной формовки сварных труб остается актуальным. В 2014 г. на кафедре ОМД был разработан, смонтирован и отлажен «ТРЕНАЖЕР-ТЭСА 10-50».

На рис. 1 представлена компоновка главной линии «ТРЕНАЖЕРА-ТЭСА 10-50» для непрерывной формовки сварных прямошовных труб в лаборатории моделирования кафедры. В конструкции ТЭСА реализован технологический валковый инструмент, выполненный по однорадиусной калибровке. Такая калибровка сегодня является наиболее распространенной (65 – 75 % станков РФ ее используют) и хорошо зарекомендовала себя в производственных условиях.

Технические параметры «ТРЕНАЖЕРА-ТЭСА 10-50» представлены ниже:

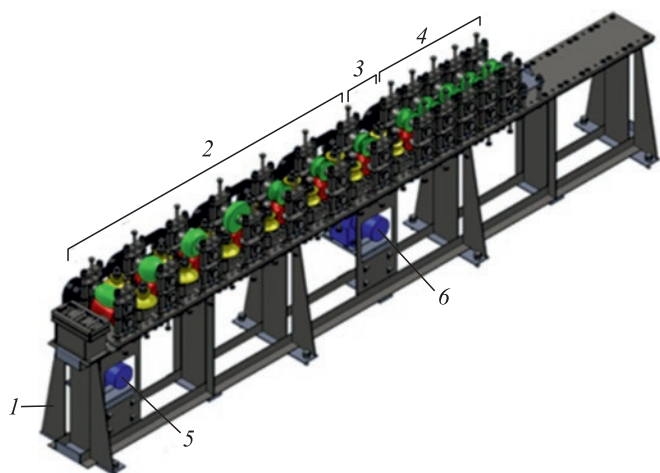


Рис. 1. Общая компоновка «ТРЕНАЖЕРА-ТЭСА 10-50»:

1 – станина; 2 – формовочный блок; 3 – сварочный узел;
4 – калибровочно-профилировочный блок; 5 – привод формовочно-
го блока; 6 – привод калибровочно-профилировочного блока

Fig. 1. Overall configuration of the “TESA 10-50 TRAINER”:

1 – bed; 2 – molding block; 3 – welding unit;
4 – calibration-profiling unit; 5 – drive of the molding block;
6 – drive of the calibration-profiling unit

Диаметр труб и профилей, мм	10 – 50
Толщина стенки, мм	До 3
Скорость формовки (калибровки), м/мин	0,5 – 10
Усилие металла на валки, кН:	
горизонтальное	1 – 10
вертикальное	2 – 10
Тянущее усилие приводной клетки, кН	150
Число рабочих клеток:	
горизонтальные (открытого типа)	4
горизонтальные (закрытого типа)	3
вертикальные (эджерные)	7
Тип привода	Цепной
Мощность двигателя, кВт	0,75
Межклетевое расстояние, мм	100 – 200

На базе главной линии ТРЕНАЖЕРА (см. рис. 1) могут быть реализованы основные производственные схемы по типовым компоновкам рабочих клеток станов ТЭСА (рис. 2).

ТРЕНАЖЕР позволяет создавать как типовые, так и нестандартные компоновки линий ТЭСА. Это достигается путем размещения рабочих клеток в определенной последовательности. Спроектированная конструкция клеток тренажера обеспечивает совместимость с разными комплектами сменного рабочего инструмента, что открывает возможности физического моделирования и исследования процессов формовки, сварки, калибровки, редуцирования и профилирования сварных труб (см. рис. 2).

Для исследования процесса непрерывного формоизменения определяли геометрические параметры заготовки с целью изучения процесса формоизменения при формовке, калибровке, редуцировании, профилировании, обеспечивающие получение качественной продукции.

Для теоретического и экспериментального исследования был рассчитан и изготовлен комплект валкового инструмента на трубу размером 50×2 мм.

В работе представлена калибровка валков для участка открытых калибров ТРЕНАЖЕРА. Расчет параметров валков участка открытых клеток провели по методике, представленной в работах [6, 7] (табл. 1).

Для теоретических исследований образец длиной 660 мм был размечен на восемь фиксированных сечений по характерным участкам очага деформации. Параметры поперечного сечения трубной заготовки для данного очага рассчитывали по схеме, показанной на рис. 3. Исследования проводили для очага первой приводной клетки ТРЕНАЖЕРА. В табл. 2 представлены параметры очагов сворачивания.

Геометрические параметры очага деформации для первой клетки (вид сверху) показаны на рис. 4.

Монотонный очаг сворачивания обеспечивает постепенное изменение основных геометрических пара-

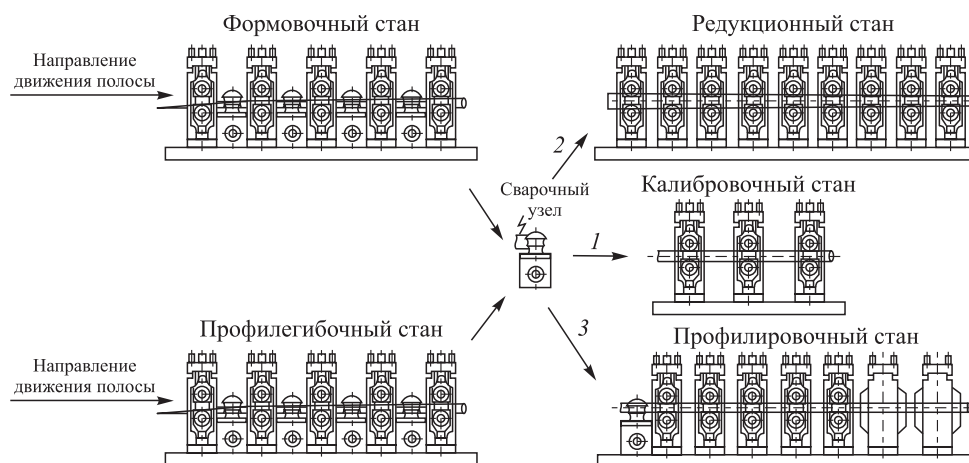


Рис. 2. Типовые компоновки станов ТЭСА для производства сварных труб

Fig. 2. Typical configurations of TESA mills for the production of electric welded pipes

Таблица 1

Параметры валков открытых калибров

Table 1. Parameters of open calibers rolls

Номер валка	$R_{1н},$ мм	$R_{1в},$ мм	$R_{1с},$ мм	$\varphi_1,$ град	$A_{1н}^n,$ мм	$H_i^n,$ мм
1	147,13	143,13	145,13	67,5	163,49	24,79
2	73,57	69,57	71,57	135,0	135,93	45,40
3	49,04	45,04	47,04	202,5	96,20	58,60
4	36,78	32,78	34,78	270,0	52,02	62,78

метров поперечных сечений [1, 7 – 9]. Траектории перемещения фиксированных точек по ширине изменяются плавно, профиль заготовки постепенно увеличивает кривизну по мере приближения к валковому калибру первой клетки. Как показали ранее проведенные теоретические и экспериментальные исследования формовки с анализом контактного взаимодействия инструмента и валков [1, 10 – 12], такая траектория реально воспроизводима только специальным валково-роликовым инструментом формовочного оборудования и обеспечивает равномерное изменение (увеличение) деформаций и напряжений по мере формовки профиля заготовки. Такие очаги деформации за счет контактных условий валково-роликового инструмента с заготовкой исключают локальные всплески продольных деформаций по кромкам с образованием гофры (волны) кромки или неконтролируемые поперечные смещения профиля.

Параметры формовки фиксировали по зависимости изменения ширины заготовки по длине очага сворачивания по размеченным сечениям. Расчеты показали, что ширина заготовки равномерно уменьшается до четырех-пяти контактной зоны очага деформации на 9,6 мм, затем равномерно распружинивается на 4,8 мм.

Характер формоизменения параметров заготовки в валковом очаге исследован многими авторами с учетом условий контактного взаимодействия заготовки

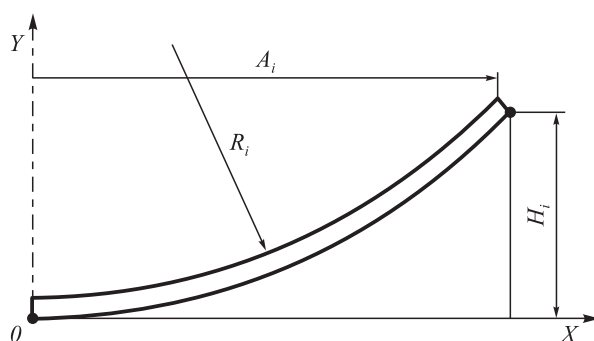


Рис. 3. Параметры поперечного сечения заготовки в очаге сворачивания первой формовочной клетки:

A_i – расстояние между кромками заготовки для i -го сечения очага, H_i – высота профиля, R_i – радиус формовки заготовки

Fig. 3. Parameters of cross section of the billet in forming zone of the first molding stand:

A_i – distance between the edges of the billet for the i -th section; H_i – height of the profile; R_i – molding radius of the billet

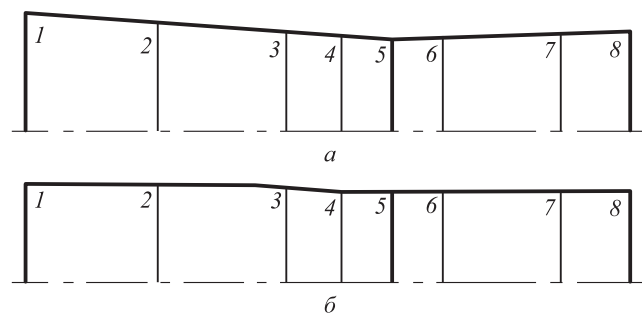


Рис. 4. Геометрические параметры очага сворачивания в первой клетки:

a – монотонный очаг сворачивания; b – валковый очаг сворачивания

Fig. 4. Geometric parameters of the forming zone in the first stand: a – monotone forming zone, b – roll forming zone

с профилированными валками и интенсивности подгиба по длине очага [1, 2, 13 – 16]. Общим мнением является то, что валковый очаг имеет три характерных участка формоизменения и для каждого участка при-

Таблица 2

Параметры очагов сворачивания

Table 2. Parameters of the forming zone

Сечение	1	2	3	4	5	6	7	8
Вид очага	Монотонный очаг сворачивания							
A_i , мм	172,8	169,4	166,73	163,49	164,35	165,82	167,46	169,2
H_i , мм	2	9,5	15,2	24,79	24,3	24,0	23,7	23,26
R_i , мм	–	382,33	236,21	147,17	151,10	155,21	159,76	165,48
Вид очага	Валковый очаг сворачивания							
A_i , мм	172,8	171,1	169,2	163,49	164,4	165,1	166,7	169,2
H_i , мм	2	14,87	19,83	24,79	24,44	23,95	23,70	23,26
R_i , мм	–	248,6	186,4	147,1	150,5	154,2	158,5	165,5

суши свои особенности изменения параметров в зависимости от типов калибровки, компоновки приводных и холостых рабочих клетей, особенностей контактного взаимодействия инструмента и заготовки.

Первый участок внеконтактной деформации условно можно разделить на три зоны. Первая зона по сечениям 1 – 2 характерна тем, что при валковой формовке изменение параметров профиля заготовки практически не происходит, так как влияние силовых факторов от контактного очага приводного калибра незначительно в начале участка. В следующей зоне сечений 2 – 3 интенсивность изгиба возрастает, поскольку возрастают тянущие усилия от клетки, влияющие на осевое формоизменение продольных волокон по ширине заготовки. Параметры профиля изменяются плавно, на уровне изменений монотонного очага. В последней зоне первого участка (сечения 3 – 4) происходит основное интенсивное формоизменение на относительно небольшой длине участка (56 мм). Это объясняется возрастанием тянущих усилий и интенсивным изменением поперечных параметров непосредственно перед входом заготовки в контактный очаг деформации валкового калибра. Все параметры по ширине, высоте и кривизне доформовываются до параметров профиля калибра. Такая интенсивная формовка является причиной всплеска продольных деформаций кромок заготовки и может привести к возникновению гофров или других пластических отклонений траектории кромки от заданной симметричной схемы [1, 2, 17 – 20].

В настоящей работе теоретический расчет проведен до экспериментальных исследований. Одной из задач данной работы является проверка известных теоретических моделей расчета параметров валкового очага формовки по параметрам, полученным экспериментально на ТРЕНАЖЕРЕ.

Анализ экспериментальных данных для валкового очага по динамике изменения ширины профиля показал, что на первом участке (347 мм) при переходе от первого сечения (исходная заготовка 172,8 мм) ко второму ширина уменьшилась на 1,7 мм (171,1 мм). При переходе со второго сечения в третье уменьшение составило 1,9 мм (169,2 мм). На третьей зоне размер ширины уменьшился на 5,7 мм (163,49 мм).

На втором участке контактного взаимодействия валков с заготовкой (110 мм) ширина профиля меняется незначительно (на 1 мм).

На третьем участке (203 мм) в первой зоне распружинивания ширина увеличилась на 0,7 мм, а на втором участке на 1,6 мм и в конце участка ширина увеличилась на 2,5 мм. При этом максимальная интенсивность изгиба заготовки достигнута в сечениях 3 – 4, на расстоянии в 56 мм, где ширина уменьшилась на 6 мм.

Для осуществления экспериментальной формовки проводили проверку габаритов валкового инструмента участка открытых калибров.

На рис. 5 представлена схема проверки новых валков первой клетки перед экспериментами. Подготовка валкового инструмента к экспериментам представлена на примере верхнего валка первого калибра полного охвата. Габаритные размеры валка сравнили с расчетными данными. Профиль валка проверяли приложением к профилированной части специального шаблона, изготовленного по расчетному радиусу. По значениям зазоров между калиброванной частью валка и поверхностью шаблона определяли качество рабочей поверхности валка. Зазоры между поверхностью валка и шаблоном не должны превышать допустимых пределов. В данном случае, поскольку инструмент был новым, зазоров не наблюдали. Остальные рабочие калибры второй – четвертой клетей были проверены аналогично (в материалах статьи не представлены).

Проведение экспериментальной формовки в калибре полного охвата заключалось в следующем. На исходную листовую заготовку, размеченную на восемь сечений аналогично теоретическим исследованиям, наносили поперечные риски с заданным шагом. Заготовку формовали в первой клетке ТРЕНАЖЕРА. Экспериментальный образец заготовки представлен на рис. 6.

Данные по эксперименту в валковом очаге первой клетки представлены в табл. 3.

Динамика изменения ширины заготовки в фиксированных сечениях близка к расчетным данным. Отклонения расчетных и экспериментальных значений лежат в диапазоне 0,5 – 1,5 %.

В настоящей работе представлены расчетные и экспериментальные данные по изменениям ширины профиля заготовки при формовке в валковом очаге первой клетки. Показатели по динамике изменений высоты профиля, радиусов профиля по фиксированным сечениям

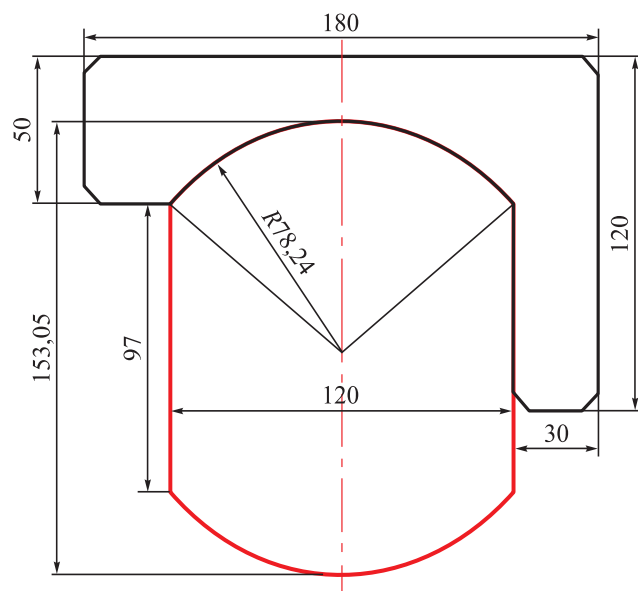


Рис. 5. Верхний валок первой формовочной клетки с шаблоном

Fig. 5. Top roll of the 1st molding stand with a template



Рис. 6. Экспериментальный образец с длинами по участкам

Fig. 6. Experimental sample with lengths of areas

Таблица 3

Параметры заготовки после эксперимента

Table 3. Parameters of the billet after the experiment

Сечение	1	2	3	4	5	6	7	8
A_i , мм	172,8	169,0	168,2	163,49	163,4	164,2	165,9	169,1
H_i , мм	2,00	14,34	19,21	24,6	24,54	23,88	23,2	22,8
R_i , мм	—	248,9	187,1	147,1	151,1	154,7	158,8	166,3

в работе не рассматривались. Эти сведения, а также данные по изменениям координатной сетки заготовки, позволяют сравнивать показатели по напряженно-деформированному состоянию в фиксированных узлах координатной сетки, а также рассчитывать и анализировать энергосиловые параметры.

Выводы. Представлены технические характеристики и технологические возможности ТРЕНАЖЕРА для моделирования процессов производства сварных прямошовных труб в линия ТЭСА с различной компоновкой деформационных станов.

Рассмотрен очаг деформации первой клетки формовочного стана для трубы размером 50×2 мм. Выполнены расчеты параметров очага сворачивания для монотонного и валкового очагов.

Проведена экспериментальная формовка трубной заготовки для трубы размером 50×2 мм для валкового очага деформации первой клетки ТРЕНАЖЕРА и сравнительный анализ параметров формовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рымов В.А., Полухин П.И., Потапов И.Н. Совершенствование производства сварных труб. – М.: Металлургия, 1983. – 286 с.
2. Технологии трубного производства / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 640с.
3. Walker T.R., Pick R.J. Developments in the geometric modeling of an ERW pipe skelp // Journal of Materials Processing Tech.1991. No. 25 (1). P. 35 – 54.

4. Юсупов В.С., Колобов А.В., Акопян К.Э. и др. Совершенствование технологии производства электросварных прямошовных труб. Часть I // Сталь. 2015. № 8. С. 44 – 50.
5. Хлыбов О.С., Новокшенов Д. Н., Соколова О.В., Лепестов А.Е. Моделирование процессов валковой формовки труб АО «Выксунский металлургический завод» // Сталь. № 5. 2015. С. 67 – 70.
6. Самусев С.В., Жигулев Г.П., Фадеев В.А., Манахов К.С. Моделирование процесса формоизменения трубной заготовки на специализированной профилигибочной установке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 3. С. 154 – 158.
7. Kasaei M.M., Naeini H.M., Tafti R.A., Tehrani M.S. Prediction of maximum initial strip width in the cage roll forming process of ERW pipes using edge buckling criterion // Journal of Materials Processing Technology. 2014. No. 214 (2). P. 190 – 199.
8. Седлмайер А., Скрипкин А. COPRA RollForm: линейная формовка cage forming //САПР и графика. 2009. № 3. С. 44 – 48.
9. Серавкин А.А., Скрипкин А.Ю., Соколова О.В. Моделирование формовки сварных прямошовных труб среднего диаметра // Производство проката. 2007. № 2. С. 35 – 37.
10. Han Z.-W., Liu C., Lu W.-P. etc. Experimental investigation and theoretical analysis of roll forming of electrical resistance welded pipes // Journal of Materials Processing Technology. 2004. No. 145 (3). P. 311 – 316.
11. Abeyrathna B., Rolfe B., Weiss M. The effect of process and geometric parameters on longitudinal edge strain and product defects in cold roll forming // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. No. 92 (1– 4). P. 1 – 12.
12. Abeyrathna B., Rolfe B., Hodgson P., Weiss M. Local deformation in roll forming // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. No. 88 (9 – 12). P. 2405 – 2415.
13. Самусев С.В., Захаров Д.В., Маршалкин Е.Л., Борисевич В.Г. Совершенствование технологии производства тонкостенных

труб и оболочек малого диаметра // Изв. вуз. Черная металлургия. 2007. № 7. С. 36 – 38.

14. Самусев С.В., Пашков Н.Г., Зелова Л.В., Соловьев Д.М. Разработка эффективных режимов калибровки прямошовных сварных труб малого и среднего диаметров // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 9. С. 32 – 34.
15. Iguchi K., Kuriyama Y., Moroi N. etc. Deformation behavior of high strength steel sheet during roll forming of electric resistance welded pipe // Steel Research International. 2012. SPL. ISSUE. P. 927 – 930.
16. Paralikas J., Salonitis K., Chrysosolouris G. Energy efficiency of cold roll forming process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2013. Vol. 66. No. 9 – 12. P. 1271 – 1284.
17. Panton S.M., Zhu S.D., Duncan J.L. Geometric constraints on the forming path in roll forming channel sections // Proceedings of the

Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 1992. No. 206 (2). P. 113 – 118.

18. Cai Liu, Zhiwu Han, Lele Zhang, Weiping Lu. Numerical modelling of the roll forming process of channel steel // Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition). 1999. No. 12 (3). P. 173 – 177.
19. Panton S.M., Zhu S.D., Duncan J.L. Fundamental deformation types and sectional properties in roll forming // International Journal of Mechanical Sciences. 1994. No. 6 (8). P. 725 – 735.
20. Abeyrathna B., Rolfe B., Hodgson P., Weiss M. An extension of the flower pattern diagram for roll forming // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 83. No. 9 – 12. P. 1683 – 1695.

Поступила 3 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 5, pp. 378–384.

SIMULATION OF THE PROCESS OF CONTINUOUS FORMING OF STRAIGHT-SEAM WELDED PIPES ON THE BASIS OF “TESA 10-50 TRAINER”

S.V Samusev, A.S. Aleshchenko, V.A. Fadeev

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

Abstract. One of the most productive and reliable methods for studying the processes of metal forming is direct physical modeling on a real metal. The limitations of this method, as applied to the production of electric welded pipes, are generally related only to the lack of specialized equipment for modeling the continuous roll forming process. In 2014, a laboratory for modeling the most common processes of forming welded straight-seam pipes produced by continuous or discrete methods was established at the “Metal Forming” Department of NUST “MISIS”. The laboratory includes a specialized “TESA 10-50 TRAINER” (TRAINER), which allows simulation of continuous processes of electric welded pipes of small diameter. At the TRAINER, it is possible to simulate the processes of continuous forming of pipes of small and medium diameter by the basic production schemes of the pipe-electric welding manufactory: obtaining welded pipes of circular cross-section from strand; production of profiled pipes from sheet billet; obtaining profiled pipes from a preformed round or oval billet. In the research part of the article, the focus of deformation of the pipe blank, including the non-contact focus of the folding, the contact deformation center and the sprung portion, is considered. Initially, the shaping parameters of pipe billet in monotonous and roll forming centers were calculated by the adopted methods. The obtained results were compared by dynamics of the change in the width of billet from fixed sections of the deformation center. Further, the parameters of the roller tool were checked for compliance with the calculated dimensions. For the first roll stand of a continuous focus, an experiment was organized and conducted for the same conditions, but in a real roll center. The obtained experimental sample, marked out in eight sections, was measured after the billet had left the drive stand and the obtained data are listed in the table. Analysis of the results showed that the shape change of the cross-section parameters corresponds to the accepted provisions on geometry nature of the billet in the roller drive calibers. The discrepancy between the theoretical and experimental data for the roll center does not exceed 1.5 %.

Keywords: continuous molding, TRAINER, TESA, welded pipe, roller molding, modeling, forming mill, roll caliber.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-378-384

REFERENCES

1. Rymov V.A., Polukhin P.I., Potapov I.N. *Sovershenstvovanie proizvodstva svarnykh trub* [Improving the production of welded pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 286 p. (In Russ.).

2. Danchenko V.N., Kolikov A.P., Romantsev B.A. Samusev S.V. *Tekhnologii trubnogo proizvodstva* [Technology of pipe production]. Moscow: Internet Inzhiniring, 2002, 640 p. (In Russ.).
3. Walker T.R., Pick R.J. Developments in the geometric modeling of an ERW pipe skelp. *Journal of Materials Processing Tech.* 1991, no. 2 (1), pp. 35–54.
4. Yusupov V.S., Kolobov A.V., Akopyan K.E., Seleznev M.S., Somnin M.A. Improving the production of electrowelded straight-seam pipe. Part 1. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 8, pp. 598–604.
5. Khlybov O.S., Novokshonov D. N., Sokolova O.V., Lepestov A.E. Simulation of processes of roll forming of pipes at JSC “Vyksa Metallurgical Plant”. *Stal’*. 2015, no. 5, pp. 67–70. (In Russ.).
6. Samusev S.V., Zhigulev G.P., Fadeev V.A., Manakhov K.S., Simulation of forming pipe billet at specialized forming installation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 3, pp. 154–158. (In Russ.).
7. Kasaei M.M., Naeini H.M., Tafti R.A., Tehrani M.S. Prediction of maximum initial strip width in the cage roll forming process of ERW pipes using edge buckling criterion. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, no. 214 (2), pp. 190–199.
8. Sedlmaier A., Skripkin A. COPRA RollForm: linear molding of cage forming. *SAPR i grafika*. 2009, no. 3, pp. 44–48. (In Russ.).
9. Seravkin A.A., Skripkin A.Yu., Sokolova O.V. Modeling of the molding of welded straight-seam medium-diameter pipes. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 2, pp. 35–37. (In Russ.).
10. Han Z.-W., Liu C., Lu W.-P., Ren L.-Q., Tong J. Experimental investigation and theoretical analysis of roll forming of electrical resistance welded pipes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, no. 145(3), pp. 311–316.
11. Abeyrathna B., Rolfe B., Weiss M. The effect of process and geometric parameters on longitudinal edge strain and product defects in cold roll forming. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017, no. 92 (1-4), pp. 1–12.
12. Abeyrathna B., Rolfe B., Hodgson P., Weiss M. Local deformation in roll forming. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017, no. 88 (9-12), pp. 2405–2415.
13. Samusev S.V., Zakharov D.V., Marshalkin E.L., Borisevich V.G. Improving the manufacturing technology for thin-walled pipe and small-diameter shells. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 7, pp. 36–38. (In Russ.).
14. Samusev S.V., Pashkov N.G., Zelova L.V., Solov’ev D.M. Rational conditions development for low- and medium diameter seamless tube groove rolling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metal-*

- lurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 9, pp. 32–34. (In Russ.).
15. Iguchi K., Kuriyama Y., Moroi N., Hama T., Takuda H. Deformation behavior of high strength steel sheet during roll forming of electric resistance welded pipe. *Steel Research International*. 2012, Spec. Issue, pp. 927–930.
 16. Paralikas J., Salonitis K., Chrysosouris G. Energy efficiency of cold roll forming process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013, vol. 66, no. 9-12, pp. 1271–1284.
 17. Panton S.M., Zhu S.D., Duncan J.L. Geometric constraints on the forming path in roll forming channel sections. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacturing*. 1992, no. 206 (2), pp. 113–118.
 18. Cai Liu, Zhiwu Han, Lele Zhang, Weiping Lu. Numerical modeling of the roll forming process of channel steel. *Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition)*. 1999, no. 12 (3), pp. 173–177.
 19. Panton S.M., Zhu S.D., Duncan J.L. Fundamental deformation types and sectional properties in roll forming. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1994, no. 36 (8), pp. 725–735.
 20. Abeyrathna B., Rolfe B., Hodgson P., Weiss M. An extension of the flower pattern diagram for roll forming. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016, vol. 83, no. 9-12, pp. 1683–1695.
- Information about the authors:**
- S.V Samusev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technology and Equipment for Pipe Production”
- A.S. Aleshchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Metal Forming”
- V.A. Fadeev**, Engineer (fdv_viktor@mail.ru)

Received July 3, 2017

УДК 621.771.294

ВЛИЯНИЕ СХЕМ ШТАМПОВКИ КОЛЕСНЫХ ЗАГОТОВОК НА СИЛОВЫЕ РЕЖИМЫ РАБОТЫ ФОРМОВОЧНОГО ПРЕССА И ИЗНОС ИНСТРУМЕНТА ДЕФОРМАЦИИ

Снитко С.А., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» (snitko_sa@mail.ru)
Яковченко А.В., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением» (mond1991@mail.ru)
Сотников А.Л., д.т.н., профессор кафедры «Механическое оборудование заводов
черной металлургии» (0713019870@mail.ru)

Донецкий национальный технический университет
(83001, Украина, Донецк ул. Артема, 58)

Аннотация. Обеспечение стабильности размеров штампованно-катаных железнодорожных колес, рациональных силовых режимов работы прессов и высокой стойкости деталей инструмента деформации металла, а также уменьшения массы исходных заготовок являются актуальными научно-техническими задачами. Указанная стойкость во многом определяет затраты, связанные с выбором марки стали для штампов, технологии их изготовления и технологической смазки. В настоящей работе на основе результатов конечно-элементного моделирования выполнен анализ влияния схем штамповки колесных заготовок на силовые режимы работы формовочного пресса и износ инструмента деформации применительно к современным прессопрокатным линиям. Показано, что схемы штамповки, которые предусматривают регламентированное распределение металла между центральной и периферийной частями подаваемой в штампы заготовки, характеризуются рациональным силовым режимом формовочного пресса. Величина средней силы в этом случае составляет 63 – 70 % от величины средней силы при штамповке из заготовки, осажженной гладкими плитами. Исключение преждевременного заполнения ступицы способствует уменьшению средней (по верхнему и нижнему штампам) величины износа формовочных штампов на 20 – 24 %. Установлено, что в процессе обжатия металла в области диска, чем раньше образуется подпор течению металла со стороны формовочного кольца, тем меньше величина проскальзывания деформируемого металла относительно поверхности формовочных штампов в зонах их наиболее интенсивного износа (перехода от диска к ободу) и, как следствие, меньше величина износа. Также определено, что схема деформирования металла в формовочных штампах, обеспечивающая заполнение гребня при осевом обжатии металла в зоне обода, снижает проскальзывание металла относительно поверхности формовочных штампов в местах перехода от диска к ободу. Дополнительное снижение величины износа в этом случае составляет 27 – 33 %. Стабильность размеров штампованно-катаных железнодорожных колес возможна на основе схем штамповки, обеспечивающих регламентированное распределение металла между центральной и периферийной частями заготовки и ее самоцентрировки в формовочных штампах. Это позволит уменьшить массу исходных заготовок на 7 – 10 кг.

Ключевые слова: железнодорожное колесо, схема штамповки, колесная заготовка, силовой режим, формовочный пресс, штампы, износ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-385-392

Проблемы модернизации прессопрокатного оборудования [1 – 3], совершенствования применяемой технологии в части реализации рациональных силовых режимов работы и высокой стойкости деталей [4, 5], а также повышения качества исходных заготовок и снижения расходного коэффициента [6 – 10] являются актуальными научно-техническими задачами металлургической отрасли.

При освоении новой прессопрокатной линии ОАО «Евраз Нижнетагильский металлургический комбинат» (НТМК), специалистами комбината было установлено, что, несмотря на высокое качество исходной заготовки, высокую степень автоматизации и компьютеризации технологического процесса, разработанная фирмой SMS – EUMUCO технология штамповки колесных заготовок не позволила получить стабильные размеры черновых колес при использовании исходных заготовок из непрерывнолитого металла собственного производства [10].

Разработка и внедрение на заготовочном прессе силой 50 МН (R5000) технологии осадки заготовок в верхнем плавающем технологическом кольце позволили стабилизировать их наружный диаметр, повысить точность размеров колесных заготовок на формовочном прессе и снизить брак на прокате [10].

Вместе с тем, эта технология не позволяет выполнять разгонку заготовок. Указанная операция является крайне необходимой при производстве многих типоразмеров колес и, в первую очередь, при штамповке заготовок колес диаметром 957 мм с плоскоконическим диском по ГОСТ 10791-2011, доля которых в годовом объеме производства обычно велика.

При штамповке на формовочном прессе силой 90 МН (R9000) колесных заготовок для колес диаметром 957 мм из осажженной на прессе R5000 заготовки без разгонки («плюшки») имеет место односторонняя схема течения металла из зоны диска в зону обода при повышенной силе штамповки. Причиной является на-

личие избыточного объема металла в центральной части заготовки, который преждевременно заполняет формовочные штампы в зоне ступицы.

В работах [11, 12] предложены новые способы штамповки колесных заготовок, которые позволяют выполнять на прессе R5000 регламентированное распределение металла между центральной и периферийной частями заготовки, обеспечивают их самоцентрировку на формовочном прессе R9000 и получение стабильных размеров колесных заготовок.

Наряду с получением требуемых параметров по геометрии, макро- и микроструктуре, а также механических свойств изделий [10 – 19], одним из важных критериев оценки эффективности применяемых схем деформирования является их влияние на силовой режим прессопрокатного оборудования и стойкость деформирующего инструмента.

В колесопрокатном производстве повышение указанной стойкости является актуальной задачей, так как именно она во многом определяет затраты, связанные с выбором марки стали для штампов, технологии их изготовления и технологической смазки [16, 17].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния схем штамповки колесных заготовок на силовые режимы работы формовочного пресса R9000 и износ инструмента деформации.

Анализ формоизменения металла, силовых и температурных параметров, а также износа штампов при формовке колесных заготовок на прессе R 9000 выполняли на основе результатов конечно-элементного моделирования процесса штамповки в системе DEFORM-3D. При этом решали объемную задачу для сектора, имеющего угол 90°. Штампы моделировали как недеформируемые объекты. Они были разбиты сеткой и для них, так же как и для заготовки, решали задачу теплопередачи. В качестве материала для штампов использовали имеющуюся в библиотеке DFORM-3D штамповую сталь AISI-H-13 с соответствующими механическими и теплофизическими характеристиками, зависящими от температуры. Твердость материала штампов приняли независимой от температуры, равной 41HRC.

Для колесной заготовки применяли пластическую модель материала, кривые течения рассчитали для колесной стали марки 2 (ГОСТ 10791-2011) [20]. Используемые при моделировании теплофизические свойства колесной стали взяли из базы данных DEFORM-3D для высокоуглеродистой стали.

Начальную температуру штампов приняли равной 20 °С. Заготовка перед штамповкой имела неравномерное температурное поле в диапазоне 1100 – 1260 °С, полученное путем конечно-элементного моделирования транспортировки заготовки от нагревательной печи к прессу R5000 (с учетом гидросбива окалины с торцевых поверхностей заготовки), ее деформирования на прессе R5000 и транспортировки к прессу R9000. Используемые при моделировании значения скоростей ра-

бочего хода траверс пресса были равны: 0,03 м/с – для пресса R5000; 0,01 м/с – для пресса R9000.

При сравнительной оценке различных схем штамповки колесных заготовок учитывали только абразивный износ. Для расчета величины износа W использовали модель Арчарда [18, 19]:

$$W = \int_0^t K \frac{p^a \vartheta^b}{H^c} dt, \quad (1)$$

где ϑ , p – скорость проскальзывания металла относительно инструмента и давление на контактной поверхности соответственно; K , a , b , c – эмпирические коэффициенты; H – твердость материала штампов; t – время протекания процесса.

Значения эмпирических коэффициентов использовали следующие: $K = 2 \cdot 10^{-6}$, $a = b = 1$, $c = 2$.

Напряжение контактного трения определили как долю от величины напряжения течения металла на сдвиг:

$$\tau_{тр} = mk, \quad (2)$$

где $\tau_{тр}$ – напряжение трения; m – фактор сил трения; k – напряжение течения металла заготовки на сдвиг.

Значение фактора сил трения соответствовало условиям горячего деформирования металла со смазкой ($m = 0,3$).

Выполнен анализ трех схем штамповки колесной заготовки (рис. 1 – 3) для колес диаметром 957 мм с плоскоконическим диском по ГОСТ 10791-2011:

А – схема штамповки колесной заготовки из «плюшки» [10] (используемая на прессопрокатной линии ОАО «Евраз НТМК»);

Б – схема штамповки колесной заготовки [11] из заготовки с предварительно сформованными частями обода и ступицы с нижней стороны заготовки, которая предусматривает ее самоцентрировку в формовочных штампах (см. рис. 2, а);

В – схема штамповки колесной заготовки [12], предусматривающая ее самоцентрировку в формовочном кольце (см. рис. 3, а).

Результаты моделирования показали, что при штамповке колесных заготовок по всем трем схемам температура штампов в последний момент штамповки достигает 400 °С.

Анализ результатов также показал, что при штамповке колесной заготовки из «плюшки» штампы в зоне ступицы заполняются задолго до окончания процесса формовки (см. рис. 1, б). В результате этого имеет место недоштамповка колесной заготовки на 2,3 мм (см. рис. 1, в) в связи с тем, что необходимая для продолжения деформирования металла сила даже при работе пресса в режиме выдержки под нагрузкой (см. рис. 1, г) превышает допустимую величину (90 МН). Кроме этого, доштамповка колесной заготовки в режиме выдержки, максимально развиваемой прессом силы в течение

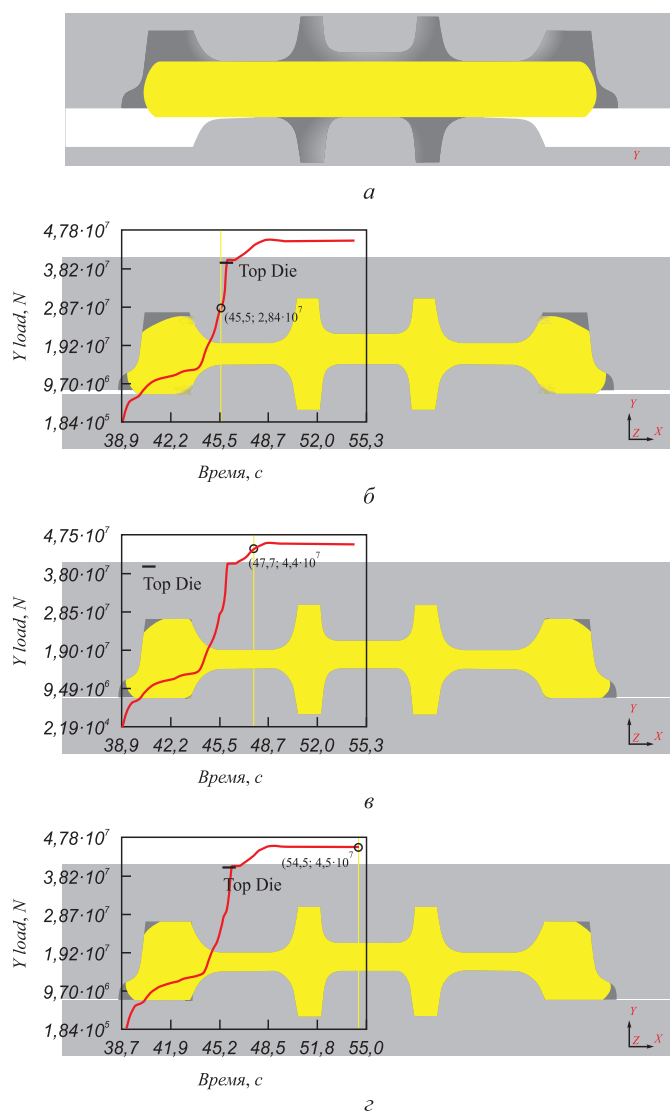


Рис. 1. Штамповка колесной заготовки по схеме А:
а – первый момент штамповки; б – промежуточный момент штамповки (зазор между штампами 6,5 мм); в – последний момент штамповки (зазор между штампами 2,3 мм); г – штамповка в режиме выдержки под нагрузкой 90 МН (зазор между штампами 1,5 мм)

Fig. 1. Stamping of a wheel billet according to the scheme A:
а – the first moment of stamping; б – transitional moment of stamping (gap between dies is 6.5 mm); в – the last moment of stamping (a gap between dies is 2.3 mm); г – stamping in the dwell mode under the load of 90 MN (the gap between the dies is 1.5 mm)

2 – 5 с, приводит к увеличению длительности контакта деформируемого металла с инструментом и, следовательно, к его дополнительному разогреву.

При штамповке колесных заготовок по схемам Б и В силовой режим работы прессы является рациональным (величина средней силы для условий формовки в этом случае составляет 63 – 70 % от величины соответствующей средней силы при штамповке из «плюшки») и характеризуется постепенным нарастанием необходимой для реализации процесса формовки силы (см. рис. 2, б; 2, в). Ее максимальная величина нужна лишь в последний, кратковременный момент

штамповки (см. рис. 2, в; 3, в). При этом работа прессы R9000 в режиме выдержки под нагрузкой, как при штамповке по схеме А (см. рис. 1, г), не требуется.

Анализ результатов моделирования процесса износа инструмента деформации (рис. 4 – 6) позволил установить следующее. Исключение преждевременного заполнения ступицы (схема Б) и, соответственно, одностороннего течения металла на заключительной стадии штамповки способствует уменьшению средней (по верхнему и нижнему штампам) величины износа формовочных штампов на 20 – 24 %.

Как показали расчеты, наиболее существенным фактором, определяющим износ штампов, является величина проскальзывания деформируемого металла относительно поверхностей инструмента деформации (рис. 7, 8). Величины же контактных давлений по трем рассмотренным схемам получены близкими.

Установлено, что в процессе обжатия металла в области диска, чем раньше образуется подпор течению металла со стороны формовочного кольца (см. рис. 3, а), тем меньше величина проскальзывания деформируемого металла относительно поверхности формовочных штампов в зонах их наиболее интенсивного износа (пе-

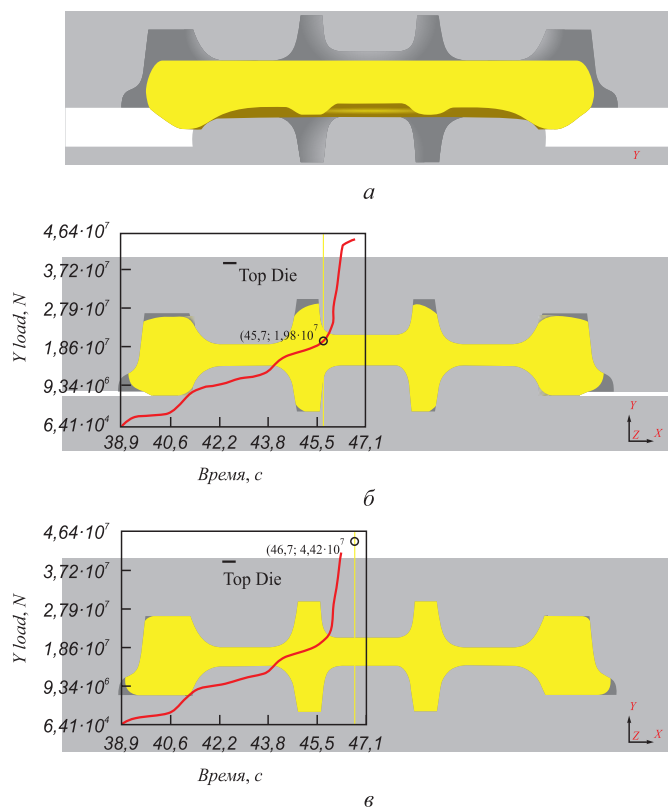


Рис. 2. Штамповка колесной заготовки по схеме Б:
а – первый момент штамповки; б – промежуточный момент штамповки (зазор между штампами 6,5 мм); в – последний момент штамповки (зазор между штампами отсутствует)

Fig. 2. Stamping of a wheel billet according to the scheme B:
а – the first moment of stamping; б – transitional moment of stamping (gap between dies is 6.5 mm); в – the last moment of stamping (a gap between dies is absent)

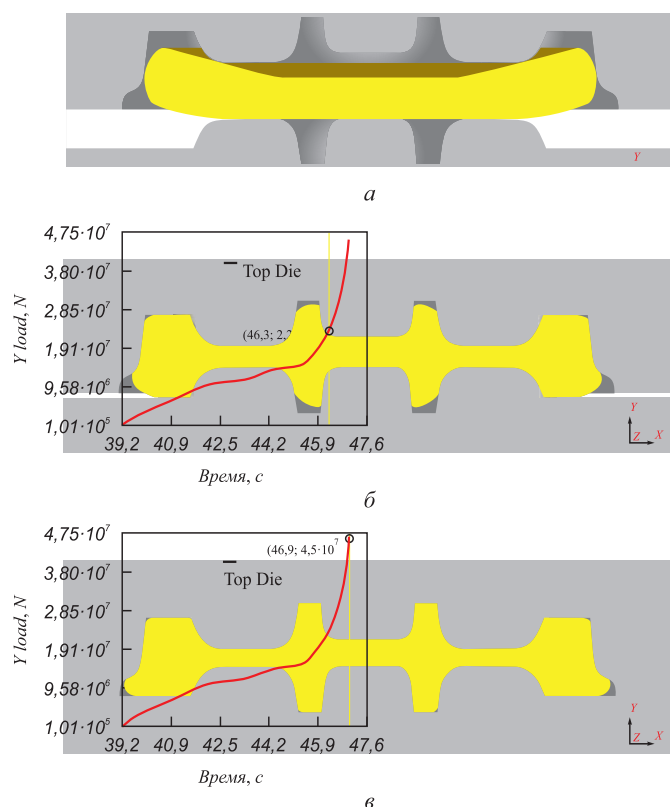


Рис. 3. Штамповка колесной заготовки по схеме В:
а – первый момент штамповки; б – промежуточный момент штамповки (зазор между штампами 6,5 мм); в – последний момент штамповки (зазор между штампами отсутствует)

Fig. 3. Stamping of a wheel billet according to the scheme B:
а – the first moment of stamping; б – transitional moment of stamping (gap between dies is 6.5 mm); в – the last moment of stamping (a gap between dies is absent)

переход от диска к ободу) (см. рис. 7, 8) и, как следствие, меньше величина износа.

Как видно из рис. 7, 8, для схем штамповки Б и В характерно наличие зон повышенного проскальзывания деформируемого металла по верхнему инструменту деформации в области сопряжения поверхности катания обода и гребня формируемой колесной заготовки и расположенной под ней плоской части нижнего инструмента деформации.

Вместе с тем, указанные зоны наблюдаются непродолжительное время на заключительном этапе процесса штамповки (этапе формирования гребня) и не оказывают существенного влияния на суммарную величину износа, а также не приводят к образованию в них повышенного износа (см. рис. 5, а; 6, а).

Также установлено, что схема деформирования металла в формовочных штампах, обеспечивающая заполнение гребня при осевом обжатии металла в зоне обода (схема В, см. рис. 3, б), снижает проскальзывание деформируемого металла относительно поверхности формовочных штампов в местах перехода от диска к ободу (см. рис. 7, 8) и, в конечном итоге, способствует уменьшению величины износа штампов (см. рис. 6).

Дополнительное снижение величины износа при штамповке по схеме В составило 27 – 33 %.

Таким образом, на основе результатов конечно-элементного моделирования выполнен анализ влияния схем штамповки колесных заготовок на силовые режимы работы формовочного пресса и износ инструмента деформации применительно к современным прессо-прокатным линиям.

Показано, что использование схем штамповки, которые предусматривают регламентированное распределение металла между ее центральной и периферийной частями, характеризуется рациональным силовым режимом. Во-первых, величина средней силы в этом случае составляет 63 – 70 % от величины средней силы при штамповке из «плюшки». Во-вторых, в этом случае имеет место постепенное нарастание необходимой для реализации процесса формовки силы, причем ее максимальная величина необходима лишь в последний, кратковременный момент штамповки. При этом работа формовочного пресса в режиме выдержки под нагрузкой не требуется.

Исключение преждевременного заполнения ступицы и, соответственно, одностороннего течения металла на заключительной стадии штамповки способст-

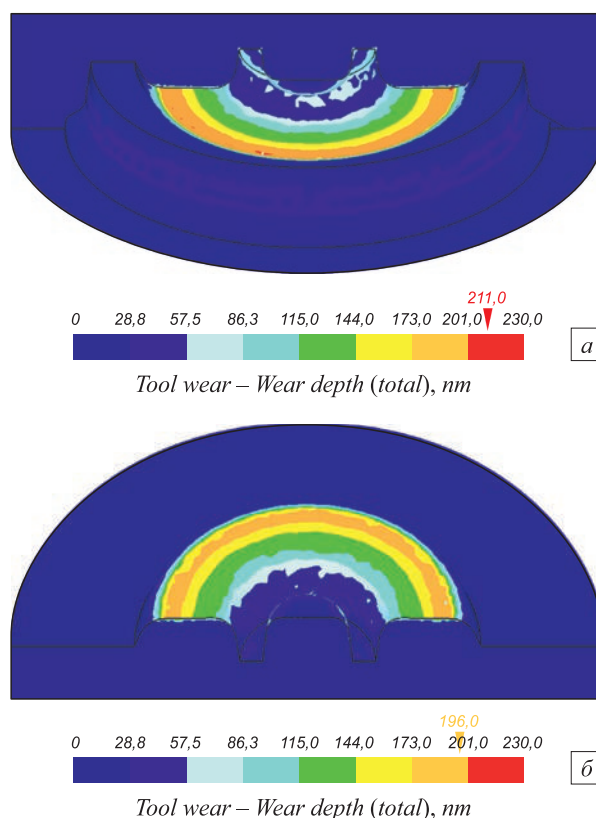


Рис. 4. Результаты моделирования износа штампов при штамповке колесной заготовки по схеме А:
а – верхний штамп; б – нижний штамп

Fig. 4. Results of modeling the dies wear during stamping the wheel billet according to scheme A:
а – upper die; б – lower die

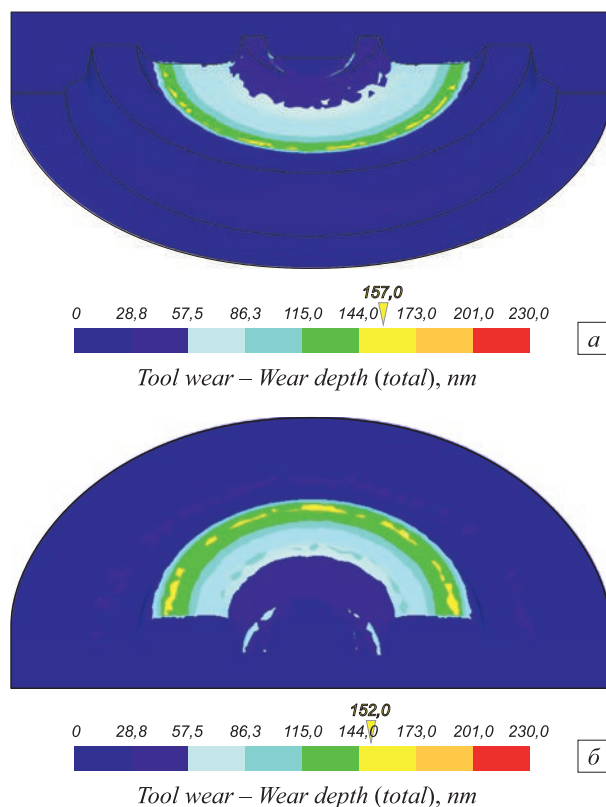


Рис. 5. Результаты моделирования износа штампов при штамповке колесной заготовки по схеме Б:
а – верхний штамп; б – нижний штамп

Fig. 5. Results of modeling the dies wear during stamping the wheel billet according to scheme B:
а – upper die; б – lower die

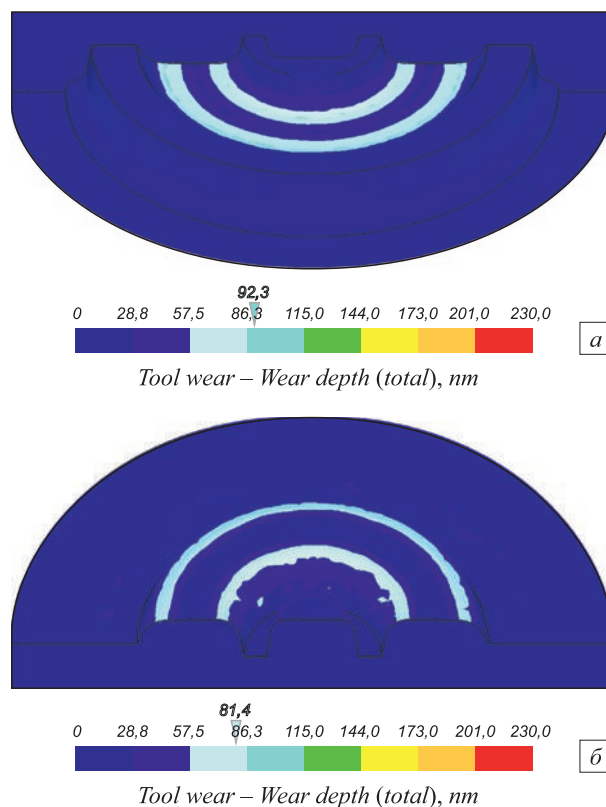


Рис. 6. Результаты моделирования износа штампов при штамповке колесной заготовки по схеме В:
а – верхний штамп; б – нижний штамп

Fig. 6. Results of modeling the dies wear during stamping the wheel billet according to scheme B:
а – upper die; б – lower die

вует уменьшению средней (по верхнему и нижнему штампам) величины износа формовочных штампов на 20 – 24 %. Установлено, что в процессе обжатия металла в области диска, чем раньше образуется подпор течению металла со стороны формовочного кольца, тем меньше величина проскальзывания деформируемого металла относительно поверхности формовочных штампов в зонах их наиболее интенсивного износа (перехода от диска к ободу) и, как следствие, меньше величина износа.

Также установлено, что схема деформирования металла в формовочных штампах, обеспечивающая заполнение гребня при осевом обжатии металла в зоне обода, снижает проскальзывание металла относительно поверхности формовочных штампов в местах перехода от диска к ободу и, в конечном итоге, способствует уменьшению величины износа штампов. Дополнительное снижение величины износа в этом случае составляет 27 – 33 %.

Обеспечение стабильности размеров черновых штампованно-катаных железнодорожных колес на современных прессопрокатных линиях, в составе которых перед колесопрокатным станом установлено не три (как в условиях АО «Выксунский металлургический

завод» и ПАО «Интерпайп Нижнеднепровский трубопрокатный завод»), а только два пресса, возможно на основе схем штамповки колесных заготовок, представленных на рис. 2, 3. Указанные схемы обеспечивают выполнение операций разгонки заготовок, устранение их асимметрии, а также самоцентрировки колесных заготовок на прессе R9000. Возможность получения осесимметричных колесных заготовок и черновых колес, как показали результаты моделирования, позволяет уменьшить массу исходной заготовки (соответствующую номинальным размерам) с 483 до 475 кг.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Bogatov A.A., Puzyrev S.S. Modernization of railroad wheel manufacturing technology at Evraz Ntmk // Metallurgist. 2017. 60 (9 – 10). P. 1080 – 1086.
2. Gorbatyuk S.M., Pavlov S.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experience in application of screw rolling mill for deforming the billets of refractory metals // Metallurg. 1998. (5). P. 32 – 35.
3. Gorbatyuk S.M., Pavlov V.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experimental use of rotary rolling mills to deform compacts of refractory metals // Metallurgist. 1998. 42 (5 – 6). P. 178 – 183.
4. Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V. Method and equipment for mechanically strengthening the surface of rolling-mill rolls // Metallurgist. 2012. 56 (3 – 4). P. 279 – 283.

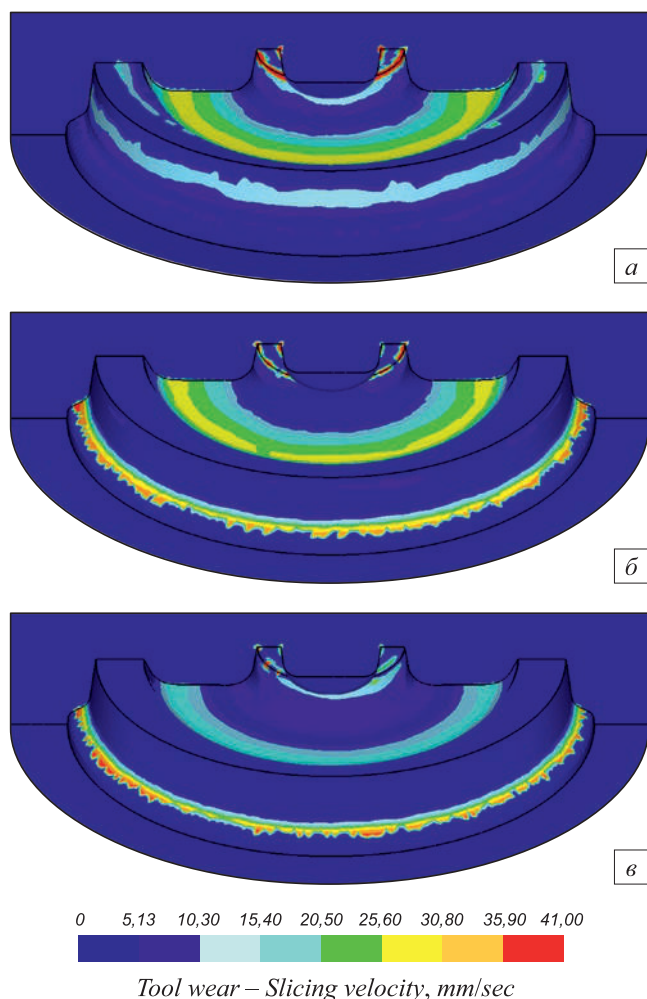


Рис. 7. Результаты моделирования скорости проскальзывания металла относительно верхнего инструмента деформации при штамповке колесной заготовки:

а – по схеме А; б – по схеме Б; в – по схеме В

Fig. 7. Results of modeling the metal slippage speed relative to the upper deformation tool during stamping of the wheel billet:
а – according to scheme А; б – according to scheme Б; в – according to scheme В

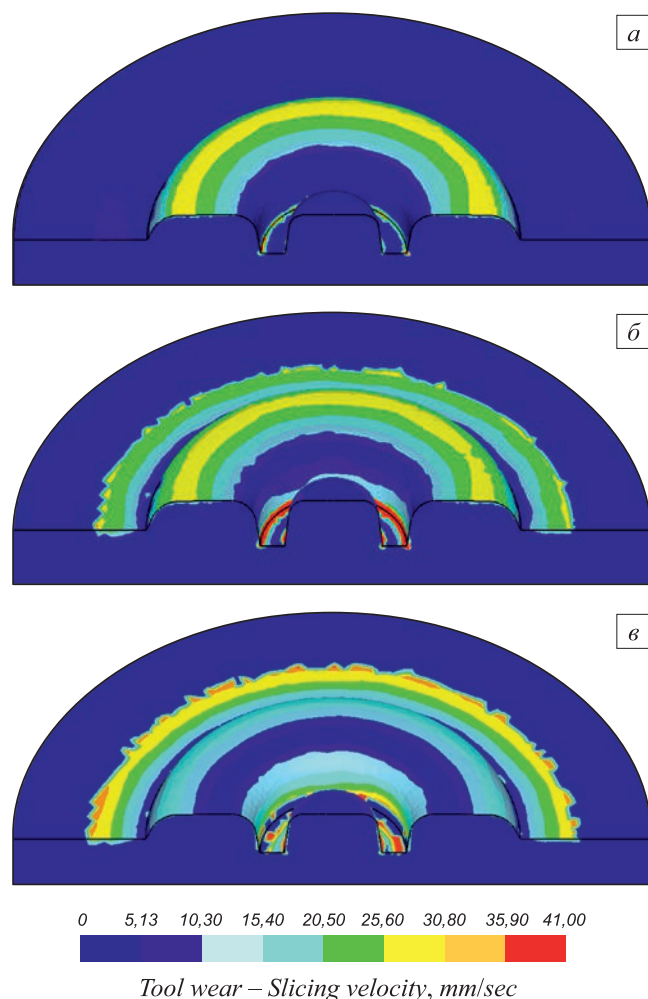


Рис. 8. Результаты моделирования скорости проскальзывания металла относительно нижнего инструмента деформации при штамповке колесной заготовки:

а – по схеме А; б – по схеме Б; в – по схеме В

Fig. 8. The results of modeling the metal slippage speed relative to the lower deformation tool during stamping of the wheel billet:
а – according to scheme А; б – according to scheme Б; в – according to scheme В

5. Zakharov A.N., Gorbatyuk S.M., Borisevich V.G. Modernizing a press for making refractories // Metallurgist. 2008. 52 (7 – 8). P. 420 – 423.
6. Vdovin K.N., Tochilkin Viktor V., Tochilkin Vasilii V. Technologies for controlling flows of steel and the development of refractory structures for the tundish of a four-strand continuous caster // Refractories and Industrial Ceramics. 2016. Vol. 57. No. 1. P. 6 – 8.
7. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Petrenko Y.P., Bogatov A.A. Production of high-quality railroad wheels // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. Issue 3. P. 268 – 272.
8. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Shestak V.D. etc. Introduction of wheel production on a new pressing and rolling line // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. Issue 12. P. 1098 – 1100.
9. Yakovchenko A.V., Perkov B.A., Korzh D.V. etc. The ways for lowering in metal consumption upon production of seamless rolled wheels // Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost. 2002. Issue 4. P. 42 – 44.
10. Кушнарёв А.В. Разработка научных основ и внедрение современной технологии производства железнодорожных колёс с высокими эксплуатационными характеристиками // Иннова-

ционные технологии в металлургии и машиностроении: Сб. науч. тр. – Екатеринбург: Унив. Тип. «Альфа Принт», 2012. С. 626 – 637.

11. Снитко С. А., Яковченко А. В. Механизм исправления асимметрии при штамповке колесных заготовок // Обработка материалов давлением: Сб. науч. тр. – Краматорск: ДГМА, 2012. № 4(33). С. 95 – 99.
12. Снитко С.А. Технологические схемы и механизмы, обеспечивающие повышение точности и стабильности размеров штампованных колесных заготовок // Сталь. 2013. № 10. С. 72 – 80.
13. Solomonov K.N. Application of CAD/CAM systems for computer simulation of metal forming processes // Materials Science Forum. 2012. Vol. 704 – 705. P. 434 – 439.
14. Larin S.N., Platonov V.I., Solomonov K.N. Approach to assessment of microdamages accumulated during the constrained molding of shells made of the material subject to energy theory of creep and damage // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 679 – 684.
15. Данченко В.Н., Дья Х., Шрамко А.В. и др. Исследование напряженного состояния формовочных штампов и условий контактного трения с помощью компьютерного моделирования

при штамповке заготовок железнодорожных колес // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Нові рішення в сучасних технологіях. 2012. № 46(952). С. 28 – 32.

16. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Богатов А.А. и др. Стойкость штампового инструмента при изготовлении железнодорожных колес // Производство проката. 2015. № 5. С. 46 – 48.
17. Бобырь С.В., Демина Е.Г., Беседнов С.В. и др. Влияние химического состава и типа поверхностных дефектов на стойкость штампов прессы 10 000 тонн из низколегированных сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2014. № 1. С. 65 – 69.

18. Дья Х., Сыгут М. Теоретический анализ износа калибров в процессе прокатки круглых прутков // Вестник МГТУ им. Г.Н. Носова. 2013. № 3. С. 41 – 47.
19. Рычков С.С., Кинзин Д.И. Моделирование износа валков методом конечных элементов при прокатке в калибрах простой формы // Калибровочное бюро. 2013. Вып. 1. С. 29 – 42.
20. Snitko S., Duzhurzhi A. Features finite-element modeling of the deformation exact mass // Journal of Computational and Theoretical Nanoscience. 2012. Vol. 9. No. 9. P. 1505 – 1510.

Поступила 18 декабря 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 385–392.

INFLUENCE OF WHEEL BILLET STAMPING SCHEMES ON POWER MODES OF FORMING PRESS OPERATION AND ON WEAR OF THE DEFORMATION TOOL

S.A. Snitko, A.V. Yakovchenko, A.L. Sotnikov

Donetsk National Technical University, Donetsk, Ukraine

Abstract. Ensuring the stability of the dimensions of the stamped-rolled railway wheels, the rational power modes of the press operation and durability of the metal deformation tool parts, as well as reduction of the initial billets mass, are actual scientific and technical tasks. This durability largely determines the costs associated with the choice of steel grade for dies, technology of their manufacture and process lubrication. In the present work, based on the results of finite element modeling, the analysis of the influence of stamping schemes of wheel billets on the power modes of operation of a forming press and on wear of the deformation tool was made in relation to modern press rolling lines. It is shown that the stamping schemes, which provide for the regulated distribution of metal between the central and peripheral parts of the billet delivered to the stamps, are characterized by a rational power mode of the forming press. The average force in this case is 63 – 70 % of the average force when stamping out of the billets, sagged by smooth slabs. Elimination of premature filling of the hub contributes to a decrease in the average (by the upper and lower stamps) of the wear of molding dies by 20 – 24 %. It was established that in the process of metal reduction in the disk zone, as the earlier formation of the resistance to flow of metal from the side of the molding ring is formed, the smaller slip of the deformable metal relative to the surface of the molding dies is in the zones of their most intense wear (the transition from the disk to the rim) and, as a consequence, less wear amount appears. It has also been found that the metal deformation scheme in molding dies ensuring filling of the flange during axial metal reduction in the rim zone, decrease the metal slippage relatively to the surface of the molding dies at the zones of transition from the disc to the rim. The additional decrease of wear in this case is 27 – 33 %. Ensuring the dimensions stability of the stamped-rolled railway wheels is possible on the basis of stamping schemes, providing a regulated distribution of metal between the central and peripheral parts of the billet and its self-centering in molding dies. This will reduce the weight of the initial billet by 7 – 10 kg.

Keywords: railway wheel, stamping scheme, wheel billet, power mode, forming press, dies, wear.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-385-392

REFERENCES

1. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Bogatov A.A., Puzyrev S.S. Modernization of railroad wheel manufacturing technology at Evraz Ntmk. *Metallurgist*. 2017, 60 (9-10), pp. 1080–1086.
2. Gorbatyuk S.M., Pavlov S.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experience in application of screw rolling mill for deforming the billets of refractory metals. *Metallurg*. 1998 (5), pp. 32–35. (In Russ.).
3. Gorbatyuk S.M., Pavlov V.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experimental use of rotary rolling mills to deform compacts of refractory metals. *Metallurgist*. 1998, 42 (5-6), pp. 178–183.
4. Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V. Method and equipment for mechanically strengthening the surface of rolling-mill rolls. *Metallurgist*. 2012, 56 (3-4), pp. 279–283.
5. Zakharov A.N., Gorbatyuk S.M., Borisevich V.G. Modernizing a press for making refractories. *Metallurgist*. 2008, 52 (7-8), pp. 420–423.
6. Vdovin K.N., Tochilkin Viktor V., Tochilkin Vasilii V. Technologies for controlling flows of steel and the development of refractory structures for the tundish of a four-strand continuous caster. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2016, vol. 57, no. 1, pp. 6–8.
7. Kushnarev A.V., Kirichkov A. A., Petrenko Y.P., Bogatov A. A. Production of high-quality railroad wheels. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40. Issue 3, pp. 268–272.
8. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Shestak V.D. etc. Introduction of wheel production on a new pressing and rolling line. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, Issue 12, pp. 1098–1100.
9. Yakovchenko A.V., Perkov B.A., Korzh D.V., Roslik A.V., Lugovoj A.V., Ivleva N.I. The ways for lowering in metal consumption upon production of seamless rolled wheels. *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost*. 2002, no. 4, pp. 42–44. (In Russ.).
10. Kushnarev A.V. Development of scientific foundations and introduction of modern production technology of railway wheels with high performance characteristics. In: *Innovatsionnye tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii: Sb. nauch. trudov* [Innovative technologies in metallurgy and machine building: Coll. of sci. papers]. Ekaterinburg: Al'fa Print, 2012, pp. 626–637. (In Russ.).
11. Snitko S.A., Yakovchenko A.V. Mechanism of asymmetry correcting at wheel billets stamping of. In: *Obrabotka materialov davleniem: sb. nauch. tr.* [Materials forming: Collection of sci. papers]. Kramatorsk: DGMA, 2012, no. 4(33), pp. 95–99. (In Russ.).
12. Snitko S.A. Technological schemes and mechanisms, providing an increase the precision and stability of the dimensions of stamped wheel billets. *Stal'*. 2013, no. 10, pp. 72–80. (In Russ.).
13. Solomonov K.N. Application of CAD/CAM systems for computer simulation of metal forming processes. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 704-705, pp. 434–439.
14. Larin S.N., Platonov V.I., Solomonov K.N. Approach to assessment of microdamages accumulated during the constrained molding of shells made of the material subject to energy theory of creep and damage. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 679–684.
15. Danchenko V.N., Dyja H., Shramko A.V., Ashkelyanets A.V., Chukhleb V.L. Investigation of the stressed state of molding dies and contact friction conditions using computer simulations at stamping of railway wheel billets. *Visnik NTU "KhPI". Seriya: Novi rishennya v suchasnikh tekhnologiyakh*. 2012, no. 46(952), pp. 28–32. (In Russ.).

16. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Bogatov A.A., Telyashov N.V., Teplov V.Yu. Durability of die tools at production of railway wheels. *Proizvodstvo prokata*. 2015, no. 5, pp. 46–48. (In Russ.).
17. Bobyr' S.V., Demina E.G., Besednov S.V., Strizhko O.D. Effect of chemical composition and type of surface defects on the durability of dies of press 10,000 tons of low-alloyed steels. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2014, no. 1, pp. 65–69. (In Russ.).
18. Dyja H., Sygut M. Theoretical analysis of grooves wear in rounds rolling. *Vestnik MGTU im. G.N. Nosova*. 2013, no. 3, pp. 41–47. (In Russ.).
19. Rychkov S.S., Kinzin D.I. Modeling of rolls wear by the finite elements method at rolling in grooves of simple shape. *Kalibrovochnoe byuro*. 2013, Issue 1, pp. 29–42. (In Russ.).
20. Snitko Sergey, Duzhurzhi Alexander. Features finite-element modeling of the deformation exact mass. *Journal of Computational and Theoretical Nanoscience*. 2012, vol. 9, no. 9, pp. 1505–1510.

Information about the authors:

S.A. Snitko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming” (snitko_sa@mail.ru)

A.V. Yakovchenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metal Forming” (mond1991@mail.ru)

A.L. Sotnikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants” (0713019870@mail.ru)

Received December 18, 2017

УДК 621.318.13:539.213:621.785.3

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ЛЕНТЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–Cu–Nb–Si–B, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СПИННИНГОВАНИЯ РАСПЛАВА*

Кузнецов П.А.¹, д.т.н., начальник НИО-35 (npk3@crism.ru)

Климов В.Н.¹, инженер

Кириленко Д.А.², ведущий инженер

Яговкина М.А.², ведущий инженер

Самоделкин Е.А.¹, ведущий инженер

¹ ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»

(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

(194021, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26)

Аннотация. Аморфные и нанокристаллические магнитомягкие сплавы на основе железа в последнее время широко используются для создания защитных материалов, эффективных в широком диапазоне магнитных и электромагнитных полей. Эти сплавы получают в виде лент методом сверхбыстрой закалки плоской струи расплава на быстровращающемся диске-холодильнике. В процессе получения аморфных лент расплавленный в высокочастотном индукторе металл подается через прорезь на поверхность закалочного диска, при этом поверхностные слои, контактирующие с диском-холодильником формирующейся аморфной ленты охлаждаются быстрее, чем наплывающие сверху и не контактирующие с диском-холодильником. В результате на «контактной» стороне ленты могут формироваться остаточные напряжения сжатия, а на «свободной» стороне ленты – напряжения растяжения. Все это может приводить к анизотропии структуры по толщине ленты, а, следовательно, и свойств, при последующей термической обработке. В работе приведены результаты исследования структуры методом просвечивающей микроскопии (планарная геометрия и геометрия поперечного сечения) по толщине ленты сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–B, полученной методом спиннингования. Установлена взаимосвязь структурных изменений в аморфном сплаве АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–B, возникающих в процессе управляемой кристаллизации с особенностями структуры аморфной ленты, полученной методом сверхбыстрой закалки расплава со скоростями охлаждения до 10^6 К/с, которая объясняет анизотропию структуры по толщине ленты. Установлено, что термообработка при температуре 530 °С формирует высокие магнитные характеристики и снижает работу разрушения за счет формирования оптимальной аморфно-нанокристаллической структуры в части объемной доли кристаллитов и их размера. Исследован с помощью электронного сканирующего микроскопа характер разрушения ленты, связанный со структурой, сформированной в процессе получения сверхбыстрой закалки из расплава и после термообработки при температуре 530 °С. Установлено, что вид поверхностного разрушения ленты в состоянии поставки при ударном измельчении носит вязкий характер, а после термообработки – устойчиво хрупкий характер.

Ключевые слова: аморфно-нанокристаллический сплав, термическая обработка, аморфная матрица, кристаллиты, электронная дифракция, сверхбыстрое охлаждение, характер поверхности разрушения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-393-398

Ленты аморфных сплавов, получаемые охлаждением со скоростями до 10^6 К/с плоской струи расплава на быстровращающемся диске-холодильнике, нашли широкое применение при изготовлении изделий электронной техники [1, 2]. За последние несколько десятилетий появился новый класс магнитомягких сплавов – нанокристаллические, получаемые контролируемой кристаллизацией из аморфного состояния [3–13]. В этих сплавах нанокристаллическая структура формируется при термической обработке, при которой в зависимости от температуры и времени изотермической выдержки формируются нанокристаллы различного

размера и объемной доли. Управление параметрами наноструктуры позволит регулировать требуемые магнитные свойства материала, например, форму петли гистерезиса и магнитные свойства, как статические, так и динамические. Наиболее ярким примером является сплав Fe–Nb–Cu–Si–B, в котором после проведения контролируемой кристаллизации из аморфного состояния сочетается высокая магнитная проницаемость и индукция насыщения.

В связи с тем, что в процессе спиннингования расплавленный в высокочастотном индукторе металл подается через прорезь на поверхность закалочного диска, поверхностные слои, контактирующие с диском-холодильником формирующейся аморфной ленты, охлаждаются быстрее, чем наплывающие сверху и не контактирующие с диском-холодильником. В результа-

* Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях» (ФТИ им. А.Ф. Иоффе) при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, уникальный идентификатор проекта RFMEF162414X0002.

те на «контактной» стороне ленты могут формироваться остаточные напряжения сжатия, а на «свободной» – напряжения растяжения. Все это может приводить к анизотропии структуры по толщине ленты, а, следовательно, и свойств, при последующей термической обработке.

Цель настоящей работы заключается в исследовании структуры по толщине ленты нанокристаллического магнитомягкого сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–В.

В качестве исходных материалов были использованы образцы лент магнитомягкого аморфного сплава АМАГ-200 системы Fe–Nb–Cu–Si–В толщиной 20 мкм и шириной 5 мм, изготовленных методом спиннингования из расплава со скоростями охлаждения порядка 10^6 К/с в ОАО «МСТАТОР».

Термическая обработка (ТО) ленты проводилась в печи «SNOL 30/1100» при температуре 530 °С в течение 60 мин в воздушной среде.

Образцы исходной и термообработанной при температуре 530 °С лент сплава АМАГ-200 были исследованы с помощью различных методик, применяемых в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ), включая электронную дифракцию, изображение в дифракционном контрасте (светлопольные и темнопольные), а также исследование распределения различных элементов с помощью рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). Использовался просвечивающий электронный микроскоп Jeol JEM-2100F (ускоряющее напряжение 200 кВ), оснащенный энергодисперсионным рентгеноспектральным микроанализатором Oxford Instruments INCA.

Образцы для исследований изготавливались в виде тонкой фольги из заготовок ленты толщиной 25 мкм методом электролитического утонения в хлорно-спиртовом электролите при напряжении 50 В и температуре +5 °С.

Электронные микрофотографии поверхности разрушения ленты были получены с помощью электронного сканирующего микроскопа VEGA3 LM TESCAN.

В работах [7, 12, 13] при изучении аморфной ленты сплавов на основе железа, в том числе Finemet, были определены две важные температуры для данного вида сплавов. Это, во-первых, 430 °С, когда происходит охрупчивание аморфной ленты, но при этом кардинально не меняется ее структурное состояние, а, во-вторых, 490 °С, когда начинается кристаллизация аморфной ленты и существенно повышается ее хрупкость.

Изучение образцов аморфного сплава АМАГ-200 в геометрии планарного сечения показало, что исходная нетермообработанная лента обладает преимущественно аморфной структурой (рис. 1, а). Также наблюдается текстура, создаваемая кристаллитами, с характерным масштабом до 2 нм (рис. 1, б), заметно также наличие включений размером около 5 нм (рис. 1, в). Скопления включений обладают относительно согласованной

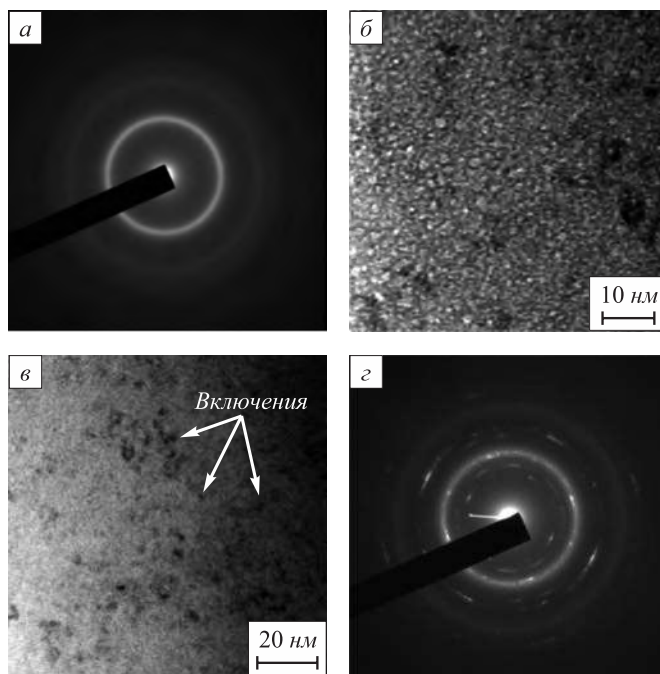


Рис. 1. Характерная картина электронной дифракции от исходного образца сплава АМАГ-200 и изображение с нанотекстурированностью материала

Fig. 1. Typical pattern of electron diffraction obtained on the AMAG-200 alloy sample and an image with the nanotextured material

ориентацией, что приводит к образованию коротких дуг вместо колец. При этом видно (рис. 1, г), что структура включений имеет ось симметрии четвертого порядка, т. е. возможно она является кубической, причем одно из колец расположено в области первого диффузного гало от основной фазы.

Термически обработанный образец имеет поликристаллическую структуру (рис. 2), размер кристаллитов 10 – 20 нм.

На приведенных изображениях выделяются особенно темным контрастом включения, ориентированные какой-либо осью зоны параллельно электронному пучку. Картины электронной дифракции от образца (рис. 2, б, в) соответствуют поликристаллической структуре. Расположение колец говорит о структуре, подобной кубической фазе Fe_3Si . При этом на дифракционной картине, полученной от более тонкого участка образца (рис. 2, в), заметны даже слабые отражения. Также в материале обнаруживаются включения, в которых основной примесью является медь. В данных включениях заметно снижено содержание железа и кремния относительно матрицы. Доля таких включений невелика и составляет не более 1 об. % образца, что соответствует количеству меди в сплаве.

В геометрии поперечного сечения методом ПЭМ исследовались также исходная и отожженная ленты аморфного сплава АМАГ-200. В случае исходной ленты заметных различий на изображениях структуры не отмечается, однако на картинах электронной дифрак-

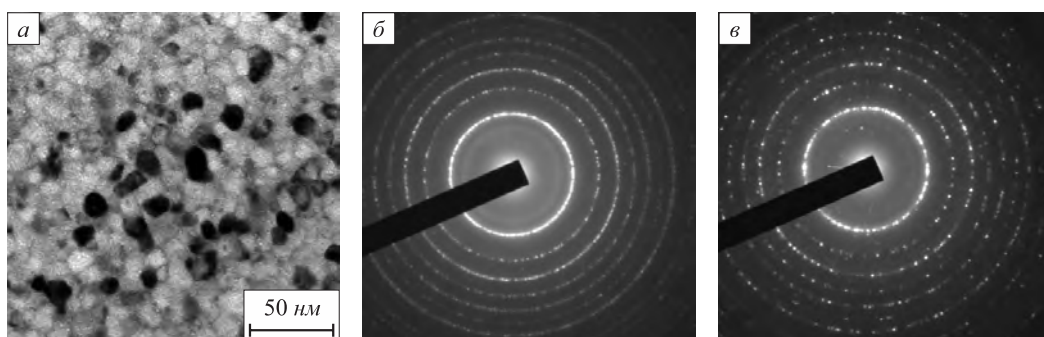


Рис. 2. Изображение структуры АМАГ-200 после отжига

Fig. 2. Image of the AMAG-200 structure after tempering

ции, полученных на глубине около половины толщины, наблюдается кольцо (рис. 3, *a*), соответствующее фазе, которая была также обнаружена при исследовании образцов в планарной геометрии. При этом в приповерхностной области данное кольцо на дифракционных картинах незаметно (рис. 3, *б*).

На поверхности ленты присутствует ярко выраженный слой толщиной около 5 нм (рис. 3, *в*), элементный анализ не показывает существенных отличий его состава от состава ленты.

В отожженной ленте на картинах электронной дифракции от середины ленты (по глубине) заметны кольца, соответствующие отражениям (111) и (200) основ-

ной фазы материала (рис. 4, *a*). В то время, как зачастую данные кольца на картинах электронной дифракции незаметны, как, в частности, на картинах, полученных от приповерхностной области (рис. 4, *б*). Средний размер зерен в глубине несколько меньше, чем около поверхности.

Проведенные исследования аморфной ленты из сплава АМАГ-200 показали, что особенности процесса быстрой закалки определяют ее структуру и свойства. Формирующийся на поверхности аморфной ленты со стороны диска слой толщиной 5 нм является результатом сверхбыстрого охлаждения со скоростью больше 10^6 К/с расплава на закалочном диске. Размер зерен кристаллитов по толщине ленты различен (на поверхности более крупные, в глубине более мелкие). Это

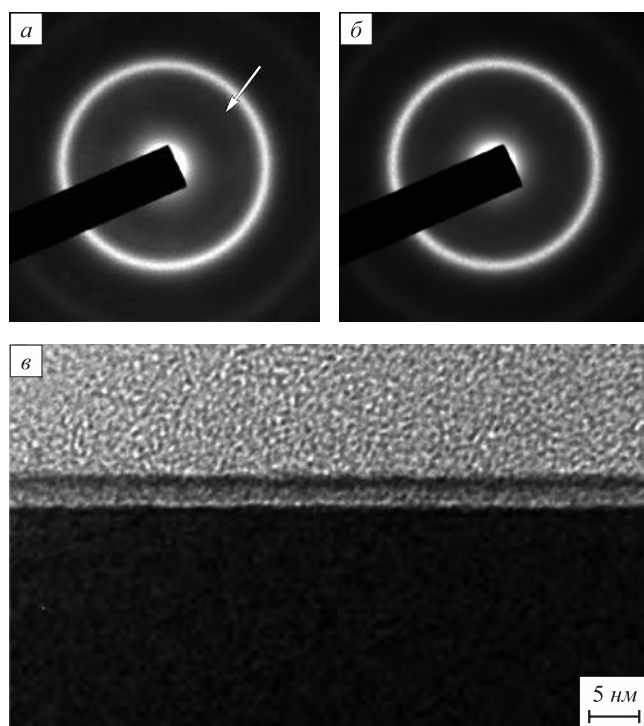


Рис. 3. Структура по толщине исходной ленты:
a – середина ленты; *б* – приповерхностная область; *в* – пленка на поверхности

Fig. 3. Ribbon structure along the thickness:
a – ribbon's middle part; *б* – surface area; *в* – film on the surface

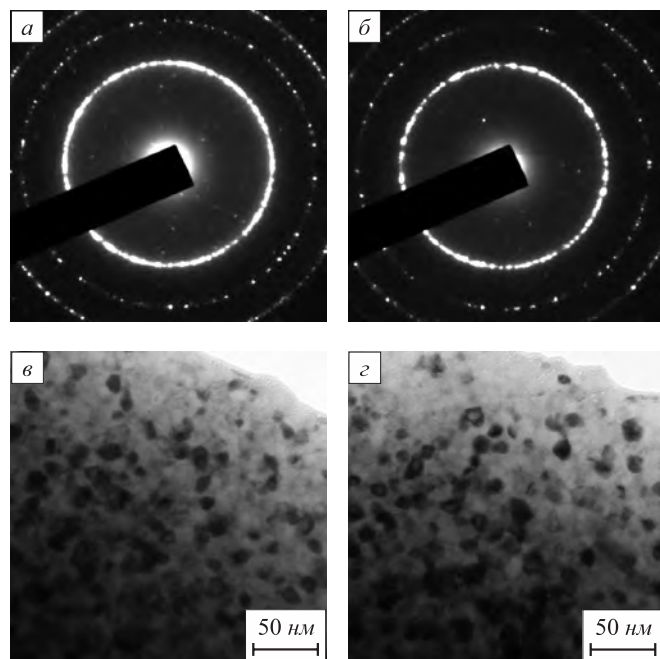


Рис. 4. Картины электронной дифракции и изображения, полученные от участков в глубине отожженной ленты (*a*, *в*) и около поверхности (*б*, *г*)

Fig. 4. Electron diffraction patterns and images, obtained from the areas in depth of the tempered ribbon (*a*, *в*) and beside the surface (*б*, *г*)

может быть объяснено большим количеством центров кристаллизации в глубине ленты, что, в свою очередь, возможно связано с наличием в этой области примесной фазы, наблюдаемой в исходном образце.

Структура материала определяет характер его механического разрушения. Проведенные с использованием электронного микроскопа исследования сколов лент из аморфного сплава АМАГ-200 в состоянии поставки (рис. 5, а) показали, что на поверхности разрушения наблюдаются две зоны: почти гладких участков скола и участков, в которых наблюдается система переплетающихся трещин – следов выхода областей сильно локализованного пластического течения толщиной ~0,1 мкм [14 – 16]. Вид поверхностного разрушения носит вязкий характер. Это обусловлено тем, что, не имея плотноупакованных атомами кристаллографических плоскостей, аморфные сплавы не разрушаются сколом, как кристаллы. Концентрация напряжений в вершинах трещин у этих материалов сопровождается большой локализованной пластической деформацией, поэтому энергия, необходимая для распространения трещин в таком материале, становится очень высокой.

Кристаллографические исследования сколов ленты, прошедшей термообработку при температуре 530 °С, позволили установить наличие зерен кристаллитов фазы типа Fe_3Si и $\alpha\text{-Fe-13 \% Si}$ размером до 18 нм с объемной долей 60 – 80 % [17 – 21]. Рост кристаллитов в аморфной матрице и существенное увеличение их объемной доли приводит к охрупчиванию аморфной ленты из сплава АМАГ-200, в результате поверхность разрушения при этих температурах носит хрупкий характер (рис. 5, б).

Выводы. Установлена связь особенностей формирования аморфных лент из сплава АМАГ-200, полу-

чаемых закалкой из жидкого металла со структурой, сформированной в процессе управляемой кристаллизации.

При этом в аморфной ленте из сплава системы Fe–Nb–Cu–Si–В наблюдаются области, обедненные кремнием и обогащенные медью – так называемые зоны предвыделений меди. На поверхности аморфной ленты обнаружен слой толщиной 5 нм, образующийся в результате сверхбыстрого охлаждения расплава со скоростью больше 10^6 К/с на закалочном диске. Вид поверхностного разрушения при ударном измельчении носит вязкий характер.

В термообработанной аморфной ленте из сплава системы Fe–Nb–Cu–Si–В в аморфной матрице наблюдаются зерна кристаллитов фаз типа Fe_3Si и $\alpha\text{-Fe-13 \% Si}$ размером 16 – 18 нм с объемной долей 60 – 80 % (при 530 °С), причем на поверхности ленты находятся более крупные, в глубине более мелкие. Термообработка при температуре 530 °С носит предпочтительный характер, формируя, с одной стороны, высокие магнитные характеристики, а с другой охрупчивая ленту и снижая работу разрушения за счет формирования оптимальной аморфно-нанокристаллической структуры в части объемной доли кристаллитов и их размера. Вид поверхностного разрушения ленты, прошедшей термообработку в этом температурном диапазоне, носит устойчиво хрупкий характер.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Petzold J. Application of nanocrystalline soft magnetic materials for modern electronic devices // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48. No. 7. P. 895 – 901.
2. Судзуки К., Худзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.

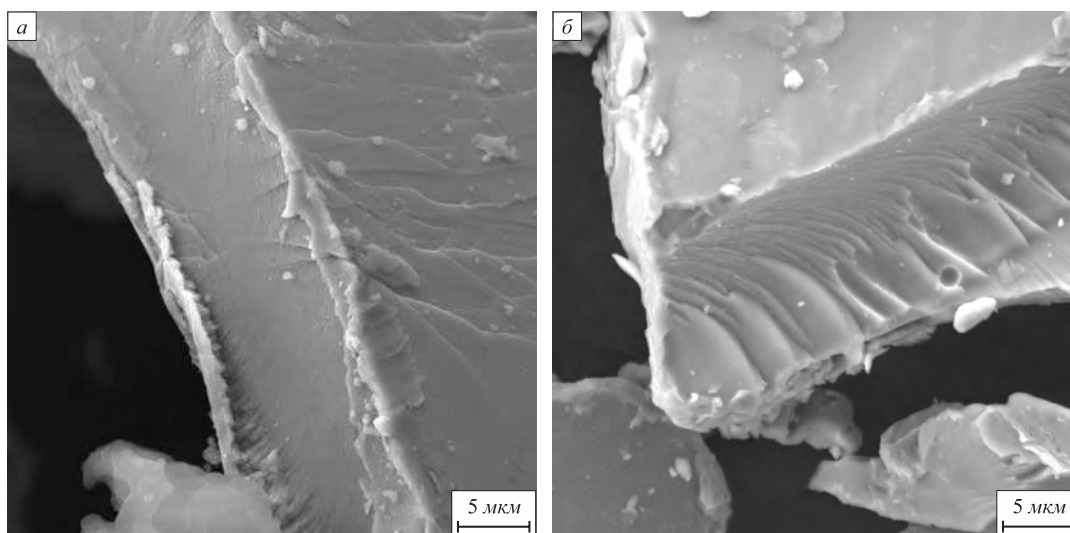


Рис. 5. Поверхности скола и структура излома порошка из сплава АМАГ-200 в состоянии поставки без ТО (а) и с ТО при температуре 530 °С (б)

Fig. 5. The cleavage surface and fracture structure of the powder based on the AMAG-200 alloy without the performed heat treatment (а) and heat treated under 530 °С (б)

3. Стародубцев Ю. Н., Белозеров В. Я. Аморфные металлические материалы // Силовая электроника. 2009. № 2. С. 86 – 89.
4. Шевченко С.В., Стеценко Н.Н. Наноструктурные состояния в металлах, сплавах и интерметаллических соединениях: методы получения, структура, свойства // Успехи физики металлов. 2004. Т. 5 С. 219 – 255.
5. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: Академия, 2005. – 192 с.
6. Гойхенберг Ю.Н., Рошин В.Е., Ильин С.И. Структура и магнитные свойства аморфных сплавов в зависимости от степени кристаллизации // Вестник ЮУрГУ. 2011. № 14. С. 24 – 28.
7. Hono K., Ping D.H. Atom probe studies of nanocrystallization of amorphous alloys // Materials Characterization. 2000. Vol. 44. P. 203 – 217.
8. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 65. No.10. P. 6044 – 6046.
9. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
10. Глезер А.М., Пермякова Е.И. Нанокристаллы, закаленные из расплава. – М.: Физматлит, 2012. – 360 с.
11. Shadrov V.G., Nemtsevich L.V. Nanocrystalline magnetic materials // Fiz. Khim. Obrab. Mater. 2002. No. 5. P. 50 – 61.
12. Маслов В.В., Ткач В.И., Носенко В.К. и др. Термически обусловленное охрупчивание аморфных сплавов Fe – Si – B – Cu – Nb // Физика и техника высоких давлений. 2010. Т. 20. № 1. С. 62 – 69.
13. Ding J., Shi Y., Chen L.F. etc. A structural, magnetic and microwave study on mechanically milled Fe-based alloy powders // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2002. Vol. 247. P. 249 – 256.
14. Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н. и др. Влияние нагрева и деформации на механические свойства аморфных и нанокристаллических металлических сплавов на основе Co и Fe // Вестник ТГУ. 2012. Т. 17. Вып. 1. С. 144 – 146.
15. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
16. Юранова Т.Ю., Мазеева А.К., Мухамедзянова Л.В. и др. Исследование влияния содержания меди на высокочастотные и статические магнитные свойства сплава типа Finemet // Вопросы материаловедения. 2012. № 1(69). С. 52 – 57.
17. Кузнецов П.А., Беляева А.И., Михайлов М.С., Сергеева О.С. Влияние режима отжига на кинетику кристаллизации и магнитные характеристики нанокристаллического магнитомягкого сплава системы Fe-Cu-Nb-Si-B // Вопросы материаловедения. 2008. № 2(54). С. 113 – 121.
18. Серебряков В.А., Гуров А.Ф., Левин Ю.Б., Новохатская Н.И. Нанокристаллизация аморфных сплавов $Fe_{74.5-x}Si_{13.5}B_9Cu_xNb_3$ ($x = 0,6$ и $1,0$) // Физика металлов и материаловедение. 2006. Т. 101. № 6. С. 598 – 606.
19. McHenry M.E., Johnson F., Okumura H. The kinetics of nanocrystallization and microstructural observations in FINEMET, NANOPERM and HITPERM nanocomposite magnetic materials // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48. No. 7. P. 881 – 887.
20. Lebourgeois R., Berenguere S. Analysis of the initial complex permeability versus frequency of soft nanocrystalline ribbons and derived composites // JMMM. 2003. Vol. 254 – 255. P. 191 – 194.
21. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R., Davami P. etc. Mechanism of mechanically induced nanocrystallization of amorphous FINEMET ribbons during milling // Metall. Mater. Trans. 2015. Vol. A46. No. 6. P. 2718 – 2725.

Поступила 29 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 393–398.

STRUCTURE FEATURES OF THE Fe–Cu–Nb–Si–B BASED NANOCRYSTALLINE ALLOY RIBBON PRODUCED BY THE MELT SPINNING METHOD

P.A. Kuznetsov¹, V.N. Klimov¹, D.A. Kirilenko², M.A. Yagovkina², E.A. Samodelkin¹

¹ Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg, Russia

² Ioffe Institute, St. Petersburg, Russia

Abstract. Amorphous and nanocrystal magnetic soft Fe-based alloys are widely used for the shielding materials production, which are effective in the wide range of magnetic and electromagnetic fields. These alloys are obtained in ribbons by an ultra-quick quenching of the melt flow on the high-speed rotating refrigerator-disk. During the amorphous ribbons production process, melted in the high-frequency inductor metal is fed through the dye on the surface of the quenching disk, wherein the surface layers, contacted with the refrigerator-disk, of the forming amorphous ribbon are cooled quicker than the top ones, which are not in contact with the refrigerator-disk. As the result on the “contact” side of the ribbon the residual compression stresses can occur, wherein on the “free” side – the tension stresses. All these can lead to the structure anisotropy along the ribbon thickness, therefore also to the properties anisotropy during the further heat treatment. In the present paper, the results of the TEM structure analysis (planar geometry and transversal cut geometry) along the ribbon thickness of the AMAG-200 alloy (Fe–Nb–Cu–Si–B system), obtained by the spinning method, are presented. The relation between the structure changes in the amorphous AMAG-200 alloy (Fe–Nb–Cu–Si–B system), which occurred during the process of the controlled crystallization, with the

structure features of the amorphous ribbon, obtained by the ultra-quick quenching of the melt (with the cooling speed up to 10^6 K/s) is determined, explaining the structure anisotropy along the ribbon thickness. It is stated that the heat treatment under 530 °C forms high magnetic properties and lowers the destruction energy by the formation of the optimal amorphous-nanocrystalline structure in part of grains volume fraction and size. Using the SEM the fracture appearance analysis was performed, connected to the structure obtained during the ultra-quick quenching from the melt and after the heat treatment under 530 °C. It is stated that the fracture surface at the as-build state provide viscous type and after heat treatment-completely brittle type.

Keywords: amorphous-nanocrystalline alloy, heat treatment, amorphous matrix, crystallites, electron diffraction, ultra-speed cooling, fracture appearance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-393-398

REFERENCES

1. Petzold J. Application of nanocrystalline soft magnetic materials for modern electronic devices. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, no. 7, pp. 895–901.
2. Sudzuki K., Khudzimori Kh., Khasimoto K. *Amorfnye metally* [Amorphous metal]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 328 p. (In Russ.).
3. Starodubtsev Yu. N., Belozеров V. Ya. Amorphous metallic materials. *Silovaya elektronika*. 2009, no. 2, pp. 86–89. (In Russ.).
4. Shevchenko S.V., Stetsenko N.N. Nanostructural states in metals, alloys and intermetallic compounds: structure obtaining

- methods, properties. *Uspekhi fiz. met.* 2004, vol. 5, pp. 219–255. (In Russ.).
5. Andrievskii R.A., Ragulya A.V. *Nanostrukturnye materialy* [Nanostructured materials]. Moscow: Akademiya, 2005, 192 p. (In Russ.).
6. Goikhenberg Yu.N., Roshchin V.E., Il'in S.I. Structure and magnetic properties of amorphous alloys depending on the crystallization rate. *Vestnik YuUrGU*. 2011, no. 14, pp. 24–28. (In Russ.).
7. Hono K., Ping D.H. Atom probe studies of nanocrystallization of amorphous alloys. *Materials Characterization*. 2000, vol. 44, pp. 203–217.
8. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *J. Appl. Phys.* 1988, vol. 65, no. 10, pp. 6044–6046.
9. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2003, 279 p. (In Russ.).
10. Glezer A.M., Permyakova E.I. *Nanokristally, zakalennyye iz rasplava* [Melt-hardened nanokristalls]. Moscow: Fizmatlit, 2012, 360 p. (In Russ.).
11. Shadrov V.G., Nemtsevich L.V. Nanocrystalline magnetic materials. *Fiz. Khim. Obrab. Mater.* 2002, no. 5, pp. 50–61.
12. Maslov V.V., Tkach V.I., Nosenko V.K., Rassolov S.G., Moiseeva T.N. Thermally induced embrittlement of Fe–Si–B–Cu–Nb amorphous alloys. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii*. 2010, vol. 20, no. 1, pp. 62–69. (In Russ.).
13. Ding J., Shi Y., Chen L. F., Deng C. R., Fuh S. H., Li Y. A structural, magnetic and microwave study on mechanically milled Fe-based alloy powders. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2002, vol. 247, pp. 249–256.
14. Yakovlev A.V., Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Kirilov A.M., Zaitsev S.A., Fedotov D.Yu., Sidorov S.A., Bulankin A.S. Influence of heating and deformation on mechanical properties of metallic amorphous and nanocrystalline alloys based Co and Fe. *Vestnik TGU*. 2012, vol. 17, Issue 1, pp. 144–146. (In Russ.).
15. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2003, 279 p. (In Russ.).
16. Yuranova T.Yu., Mazeeva A.K., Mukhamedzyanova L.V., Furmon M.S., Kuznetsov P.A., Peskova A.S. Research of influence of copper content on high-frequency and static magnetic properties of Finemet-type alloy. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, no. 1(69), pp. 52–57. (In Russ.).
17. Kuznetsov P.A., Belyaeva A.I., Mikhailov M.S., Sergeeva O.S. Effect of annealing mode on crystallization kinetics and magnetic properties of nanocrystalline soft magnetic alloy of Fe–Cu–Nb–Si–B system. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 2(54), pp. 113–121. (In Russ.).
18. Serebryakov V.A., Gurov A.F., Levin Yu.B., Novokhatskaya N.I. Nanocrystallization of $\text{Fe}_{74.5-x}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_x\text{Nb}_3$ ($x = 0.6$ and 1.0) amorphous alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2006, vol. 101, no. 6, pp. 598–606. (In Russ.).
19. McHenry M.E., Johnson F., Okumura H., The kinetics of nanocrystallization and microstructural observations in FINEMET, NANOPERM and HITPERM nanocomposite magnetic materials. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, no. 7, pp. 881–887.
20. Lebourgeois R., Berenguere S. Analysis of the initial complex permeability versus frequency of soft nanocrystalline ribbons and derived composites. *JMMM*. 2003, vol. 254–255, pp. 191–194.
21. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R., Davami P., Ababei G., Song M. Mechanism of mechanically induced nanocrystallization of amorphous FINEMET ribbons during milling. *Metall. Mater. Trans.* 2015, vol. A46, no. 6, pp. 2718–2725.

Acknowledgements. The work was carried out using the equipment of the Center “Material Science and Diagnostics in Advanced Technologies” (Ioffe Physico-Technical Institute) with the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, the unique identifier of the project is RFMEF162414X0002.

Information about the authors:

P.A. Kuznetsov, Dr. Sci. (Eng.), Head of RD-35 (npk3@crism.ru)
V.N. Klimov, Engineer
D.A. Kirilenko, Senior Engineer
M.A. Yagovkina, Senior Engineer
E.A. Samodelkin, Senior Engineer

Received December 29, 2016

УДК 621.75.06 -52

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ МАКРОСТРУКТУРЫ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ДЕФОРМИРОВАННОЙ В ЛИНИИ МНЛЗ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ СОРТОВОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПРОКАТКЕ*

Смирнов Е.Н.¹, д.т.н., профессор кафедры металлургии и металловедения

Скляр В.А.¹, к.т.н., доцент кафедры металлургии и металловедения

Смирнов О.Е.², магистр

Белевитин В.А.³, д.т.н. профессор кафедры автомобильной техники, информационных технологий и методики обучения техническим дисциплинам

Пивоваров Р.Е.¹, аспирант

¹ Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова, филиал НИТУ «МИСиС»
(309516, Россия, Старый Оскол, м-н им. Макаренко, 42)

² Ченстоховский технический университет
(42200, Польша, Ченстохова, ул. Домбровского, 69)

³ Южно-Уральский государственный гуманитарно-педагогический университет
(454074, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 69)

Аннотация. Наиболее значимой тенденцией последних десятилетий в области непрерывной разливки стальных слитков является частичный перенос процесса деформационного воздействия на него из области полного затвердевания (прокатный стан) в зону двухфазного (твердо-жидкого) состояния (технологическая линия МНЛЗ). Однако реализация подобной двухступенчатой деформации непрерывнолитого слитка приводит к необходимости изменения методологии физического моделирования поведения дефектов (поверхностных и объемных) в процессе последующей прокатки и, в первую очередь, в части правильного выбора их геометрической формы и пространственной ориентации. В работе представлены результаты исследования влияния фактора пространственной ориентации дефектов поверхности и макроструктуры металла осевой области (сплошности) деформированной в линии МНЛЗ сортовой заготовки с использованием слоистых физических моделей. Экспериментальное исследование выполнено применительно к условиям деформирования редуцированной непрерывнолитой заготовки по двум схемам прокатки с масштабам моделирования 1:5. Работа проводилась в гладких вальках, имитирующих процесс бескальбровой прокатки применительно к условиям первых двух клетей обжимной группы непрерывного среднесортного стана 300, а также в первой и второй парах прямоугольных калибров обжимной клетки стана 500/370 ПАО «Донецкий металлопрокатный завод». Учитывая многовариантность решаемой задачи, была разработана универсальная конструкция физической модели, позволяющая имитировать пространственное расположение как поверхностных, так и внутренних дефектов. Проведенные исследования показывают, что в случае прокатки физических моделей с коэффициентом вытяжки более 2,0 и углом несоосности дефектов-имитаторов, близким к 60°, возможно их полное «залечивание». В свою очередь, уменьшение угла до 30° способствует большей вытяжке дефектов-имитаторов и лишь незначительному уменьшению их ширины. В случае полной несоосности дефектов-имитаторов (угол 90°) наблюдается лишь уширение дефектов и их осаживание до начальной длины после кантовки на 90°. Полученные экспериментальные данные позволили разработать представления о механизмах «залечивания» дефектов сплошности металла в зависимости от величины суммарной вытяжки, угла несоосности продольной оси дефекта с направлением прокатки, а также от удаленности их залегания по отношению к продольно-поперечной плоскости симметрии.

Ключевые слова: деформация, сортовая прокатка, непрерывнолитая заготовка, калибр, клеть, физическая модель, процесс «залечивания», дефекты макроструктуры.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-399-406

Наиболее значимой тенденцией последних десятилетий в области непрерывной разливки стальных слитков является частичный перенос процесса деформационного воздействия на него из области полного затвердевания (прокатный стан) в зону двухфазного (твердо-жидкого) состояния (технологическая линия МНЛЗ).

* Данная работа выполнена в рамках гранта на проведение научно-исследовательских работ по приоритетным направлениям социально-экономического развития Белгородской области за счет средств областного бюджета Белгородской области, номер проекта – 2015.01.5.

Анализ литературных данных показал, что история изучения процесса деформирования непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) насчитывает не более пятидесяти лет [1]. Изучение данного процесса (с различных сторон) позволило перевести его из плоскости исследований в плоскость реального промышленного использования с весьма хорошими результатами [2]. Однако, несмотря на столь значительные результаты, которые были достигнуты при реализации процесса деформационного воздействия на НЛЗ в области неполного затвердевания, актуальность вопросов, связанных с

изучением поведения как поверхностных, так и внутренних дефектов, в этом случае не уменьшилась.

Состояние поверхности НЛЗ зависит от большого числа факторов, среди которых температура и характер ее распределения по поверхности играют одну из главенствующих ролей. Однако, исходя из основных положений теории прокатки [3], для предотвращения образования дефектов или развития последних, имеющих ярко выраженные сталеплавильные генетические признаки, равномерность температуры на поверхности НЛЗ во время обжата имеет особенно важное значение [4]. Следует особо отметить, что в ряде случаев эта проблема решалась путем установки перед деформирующим оборудованием подогревательных печей, в которых происходило выравнивание температуры поверхности НЛЗ [5].

Деформационное воздействие на НЛЗ в зоне двухфазного (твердо-жидкого) состояния приводит к весьма существенной неравномерности распределения вытяжки по сечению. В работе [5] показано, что при деформировании НЛЗ сечением 140×140 мм в заготовку сечением 105×105 мм вытяжка в центральных (и прилегающих к ним) слоях значительно больше, чем вблизи поверхности и достигает максимального значения 3 (суммарный коэффициент вытяжки составлял 1,8). Это объясняется тем, что температура в центральной части слитка значительно выше, чем вблизи поверхности.

В свете вышеизложенного, особое место занимают вопросы, связанные с формой и пространственной ориентацией как поверхностных, так и внутренних (макροструктурных) дефектов НЛЗ после деформационного

воздействия в линии МНЛЗ. Данные работы [6] позволили сделать вывод о том, что приложение внешнего деформационного воздействия будет как трансформировать форму поперечного сечения поверхностных дефектов в сторону треугольной, так и уменьшать величину угла разориентации их продольных осей по отношению к оси прокатки. При этом поведение внутренних дефектов макроструктуры авторами не исследовалось.

В методическом плане, по мнению авторов, необходимую информацию о поведении внутренних дефектов макроструктуры могут дать появившиеся в последние годы публикации о попытках деформирования сортовой заготовки в тянуще-правильном агрегате (ТПА) [7, 8]. Опубликованные результаты имеют весьма неоднозначный характер.

В свете вышеизложенного, в условиях сортовой МНЛЗ ПАО «Электросталь» (г. Курахово) [9] был воспроизведен эксперимент по деформированию сортовой заготовки сечением 125×125 мм (рис. 1) в ТПА при наличии в ней незакристаллизовавшейся осевой области. Обжатие заготовки осуществляли за счет перемещения верхнего приводного ролика.

Анализ макротемплетов деформированной в ТПА сортовой заготовки показал, что во внутренних слоях возникают трещины, перпендикулярные продольной оси. При минимальных обжатиях $\Delta h = 2 - 3$ мм трещины носят односторонний характер (со стороны прижимного ролика, рис. 1, б) и, в большинстве случаев, классифицируются как дефекты, вызванные неправильной работой ТПА [10]. Приложение разового абсолютного

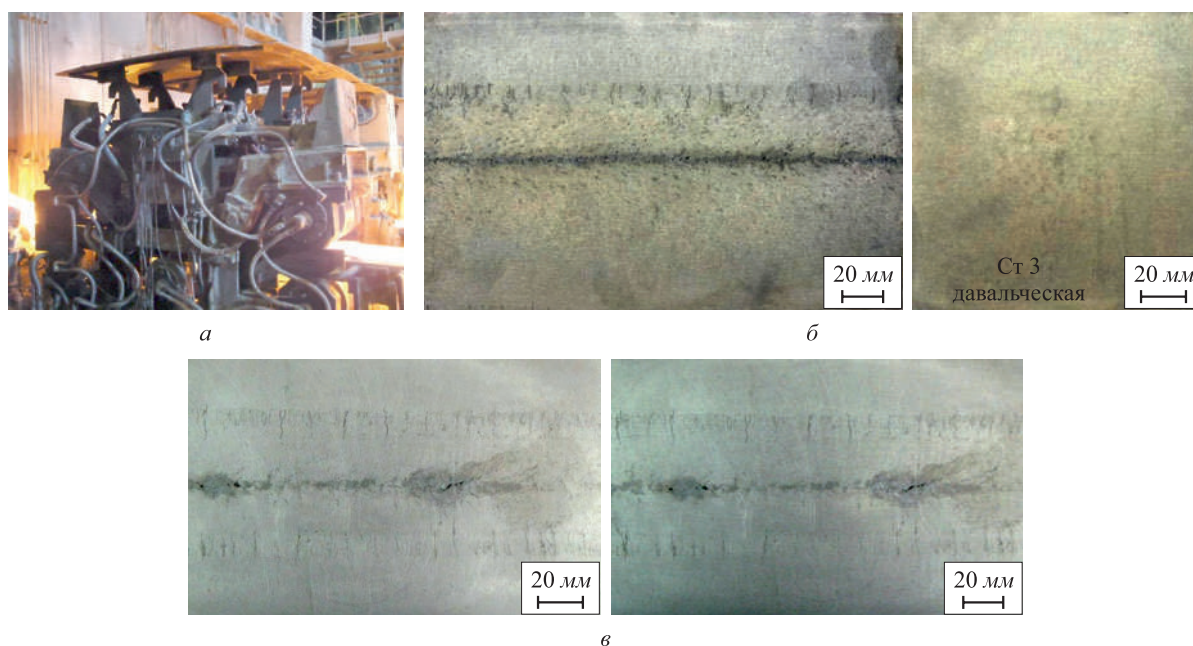


Рис. 1. Макроструктура непрерывнолитой заготовки из стали S235 сечением 125×125 мм после деформирования в ТПА: а – внешний вид ТПА; б – обжатие 2 – 3 мм; в – обжатие 7 мм

Fig.1. The macrostructure of billets of S235 steel with 125×125 mm section after deformation in straightening and withdrawal unit (SWU): а – general view of SWU; б – applied reduction of 2 – 3 mm; в – applied reduction of 7 mm

обжатия $\Delta h = 7$ мм привело к тому, что трещины стали носить двухсторонний характер (рис. 1, в). Вместе с тем дефекты, расположенные вблизи продольной оси симметрии деформированной в ТПА сортовой заготовки, приобрели вытянутую форму, а их продольная ось имеет угол рассогласования с продольной осью заготовки. Отмеченное однозначно свидетельствует о том, что приложение деформационного воздействия к кристаллизующейся заготовке в линии МНЛЗ приводит, с одной стороны, к частичной трансформации вида дефектов, а с другой обуславливает актуальность исследований, направленных на изучение влияния пространственной ориентации внутренних дефектов макроструктуры на возможность их «залечивания» при последующей прокатке закристаллизовавшейся заготовки.

Целью работы являлось исследование влияния пространственной ориентации дефектов поверхности и сплошности макроструктуры металла осевой области деформированной в линии радиальной МНЛЗ сортовой заготовки с использованием физических моделей.

В ходе проведения исследований изучалось поведение двух типов дефектов, а именно: дефект сплошности макроструктуры металла осевой области – одиночная вытянутая пора или цепочка вытянутых пор, разделенных тонкими перемышками (в дальнейшем принималась как единая вытянутая пора значительной длины) и дефект поверхности – риска, имеющая *V*-образное поперечное сечение.

В качестве методики исследования был принят подход, базирующийся на создании в объеме физической

модели искусственной поры (ее вид соответствует вышеописанному), а на поверхности риски *V*-образного поперечного сечения. Принятая форма сечения дефекта-имитатора ранее описана в работе [11] и в наибольшей степени соответствует данным работы [6]. В качестве базовой информации о форме и характере пространственной ориентации дефектов в предварительно деформированной в линии МНЛЗ сортовой заготовки принимались результаты экспериментального исследования, выполненного в условиях ПАО «Электросталь» [12].

Эксперимент проводили применительно к условиям деформирования редуцированной непрерывнолитой заготовки по двум схемам прокатки с масштабом моделирования 1:5:

- в гладких валках, имитирующих процесс бескалибровой прокатки [13, 14], применительно к условиям первых двух клеток обжимной группы непрерывного среднесортного стана 350 ОАО «Оскольский электрометаллургический комбинат» [15];

- в первой и второй парах сопряженных прямоугольных калибров обжимной клетки стана 500/370 ПАО «Донецкий металлопрокатный завод».

Учитывая многовариантность решаемой задачи, была разработана универсальная конструкция слоистой физической модели из свинца с литой структурой, позволяющая имитировать пространственное расположение как поверхностных, так и внутренних дефектов, а также учитывающей особенности структуры натурной непрерывнолитой заготовки (рис. 2).

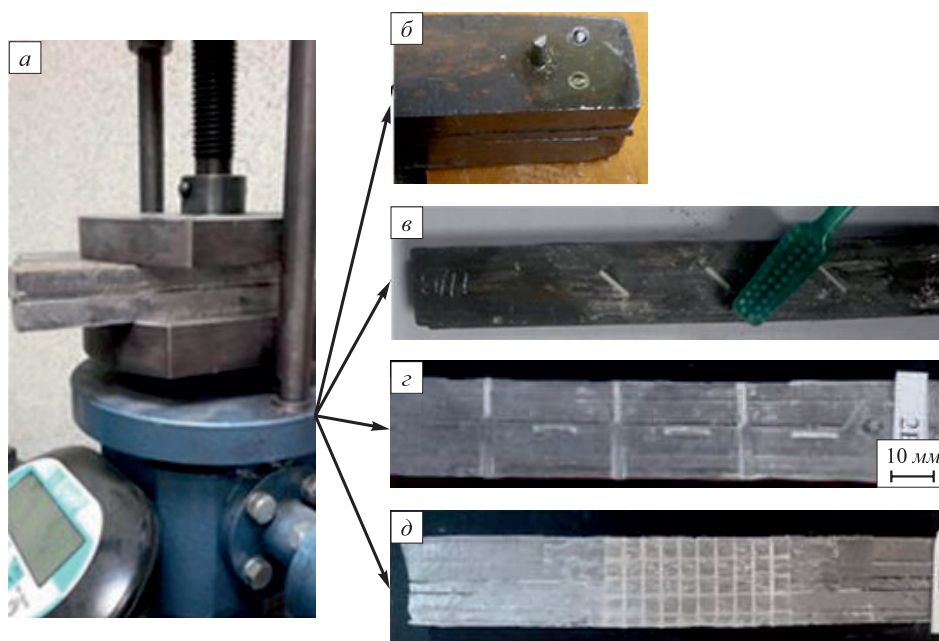


Рис. 2. Вид и стадии изготовления универсальных слоистых физических моделей со штифтовым соединением: а – сборка и подпрессовка образца для выравнивания; б – установка штифтов; в, г – нанесение дефектов-имитаторов; д – нанесение координатной сетки

Fig. 2. The type and stages of production of universal laminar physical models with pin connection: а – assembling and pre-pressing of the sample for alignment; б – pins mounting; в, г – drawing of defects-simulators; д – drawing of the grid

В усовершенствованную конструкцию физической модели были внесены следующие изменения:

- дефекты-имитаторы наносились на обе плоскости осевой пластины толщиной 3 мм. При выбранном масштабе внешняя плоскость пластины будет располагаться на внешней условной границе зоны равноосной «недендритной» структуры;
- ось дефектов-имитаторов не совпадала с продольной осью физической модели. В ходе эксперимента углы несоосности принимали равным 300, 450 и 600;
- на верхнюю и нижнюю поверхности физической модели наносились дефекты-имитаторы, ось которых или совпадала с продольной осью физической модели, или была перпендикулярна ей;
- на боковую поверхность физических моделей с помощью специальной матрицы наносилась координатная сетка.

Дефекты наносились шириной 5, 10 и 15 мм. Глубина дефектов колебалась в пределах от 0,75 до 1,8 мм. Пластины соединялись между собой с использованием штифтового соединения. Однако последующая прокатка физических моделей со штифтовым соединением в калибрах показала их недостаточную прочность (расслоение образца во время прокатки). Данное обстоятельство потребовало перехода на слоистые физические модели, соединенные методом пайки сплавом Вуда [16, 17].

В дальнейшем физические модели (рис. 3) были прокатаны на лабораторном стане 100, после чего их разъединяли и производили повторный обмер размеров дефектов-имитаторов. Результаты обработки первичных данных по формоизменению дефектов-имитаторов

при прокатке в гладких валках представлены на рис. 4 в виде зависимостей относительного изменения их ширины ϵ_b и длины ϵ_l от величины угла рассогласования между их продольной осью и осью прокатки.

Анализ полученных результатов показал, что при деформировании физических моделей в сопоставимых по суммарному коэффициенту вытяжки условиях ($\mu_\Sigma \leq 1,3$) относительные коэффициенты деформации дефектов-имитаторов в системе прямоугольных калибров (прокатка за два прохода при приложении однонаправленной деформации без кантовки на 90°) существенно выше, чем в случае прокатки в гладких валках (прокатка за три прохода при приложении разнонаправленной деформации за счет кантовки на 90° после второго прохода). В частности, в зависимости от угла несоосности продольных осей дефектов-имитаторов и продольной оси прокатки, такое превышение составило: по параметру ϵ_h – в 1,3 – 1,5 раза; по параметру ϵ_b – в 1,20 – 1,62 раза; по параметру ϵ_l – в 1,25 – 2,59 раза.

Однозначно установлено, что наличие угла несоосности вносит коррективы в механизм изменения ширины дефектов-имитаторов. В отличие от соосных дефектов-имитаторов, когда наблюдалась практически однонаправленная вытяжка с уменьшением ширины дефекта [11], наличие несоосности приводит, в большинстве случаев, не к уменьшению их ширины, а, наоборот, к увеличению за счет наличия продольных растягивающих напряжений. Особенно четко данный эффект проявляется в том случае, когда продольная ось дефекта перпендикулярна оси прокатки.

Говоря о возможности полной «выкатки» дефектов макроструктуры в первых проходах, можно утверж-

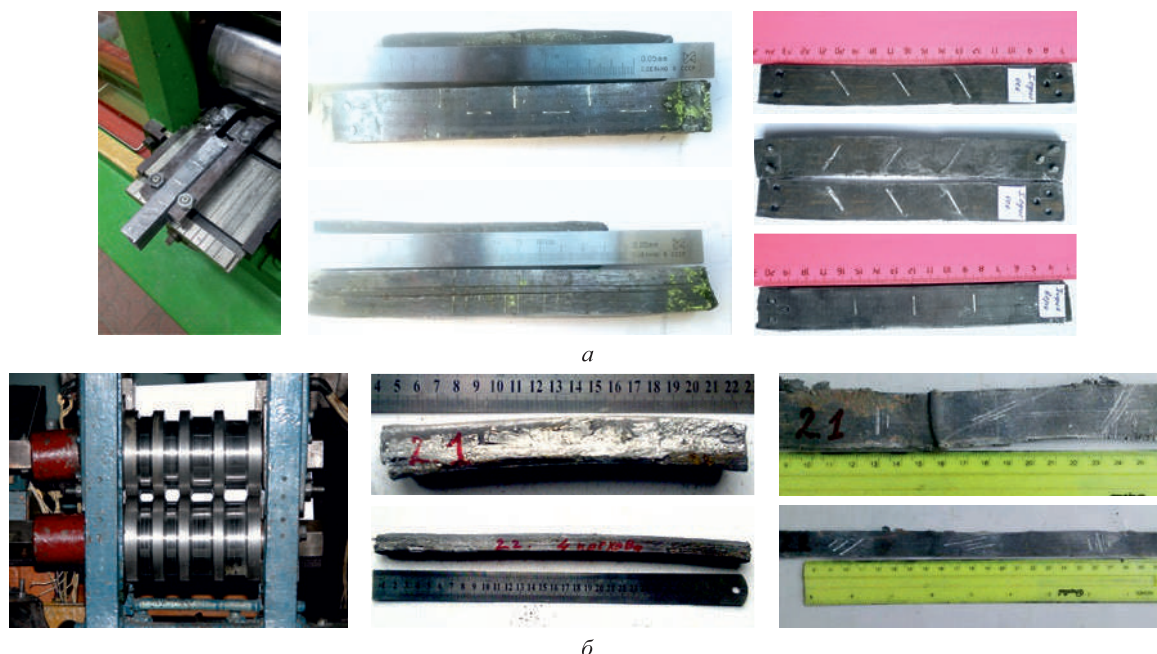


Рис. 3. Вид поверхностей физической модели после прокатки в гладких валках (а) и прямоугольных калибрах (б)

Fig. 3. Surfaces of the physical model after rolling in smooth rolls (a) and in rectangular grooves (b)

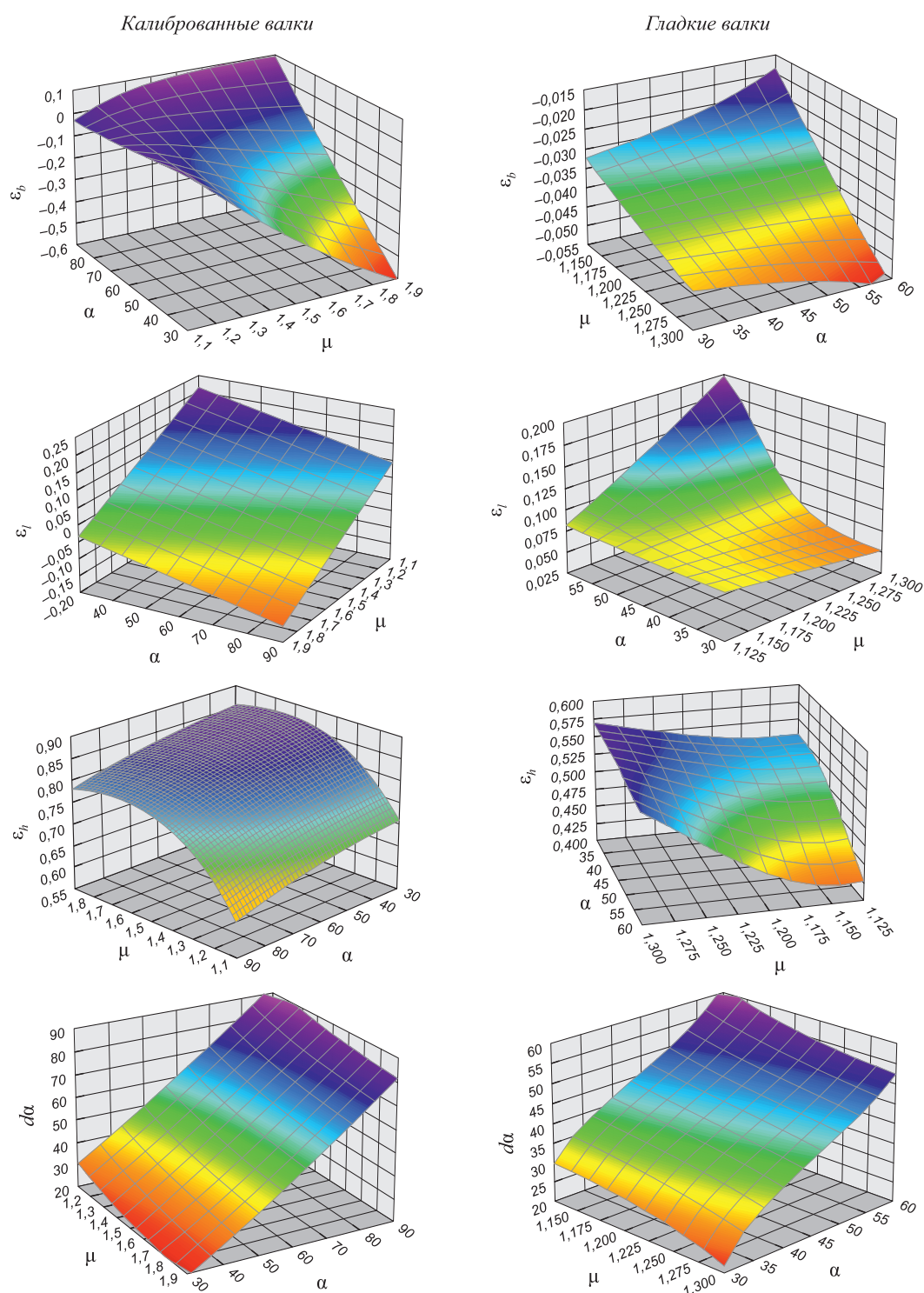


Рис. 4. Изменение относительных деформаций дефекта-имитатора (ε_h – глубины, ε_b – ширины, ε_l – длины) от угла рассогласования с осью прокатки α и величины вытяжки μ : после двух проходов кантовка на 90°

Fig. 4. The change in relative deformations of the defect-simulator (ε_h – depth, ε_b – width, ε_l – length) of the angle of misalignment with the rolling axis α and the elongation μ : with 90° rotation after 2 passes

дать, что данное условие достижимо при прокатке в системе прямоугольных вытяжных калибров при величине суммарной вытяжки $\mu_{\Sigma} \geq 2,0$ и наличии кантовок на 90° в используемой схеме прокатки. Реализация подобной схемы прокатки позволит ожидать уменьшения глубины дефектов на уровне не менее 90 %, а их

ширины – не менее, чем в 2,5 и более раз. При этом удлинение дефектов достигнет 90,6 – 95,6 % от величины суммарной вытяжки.

Что касается угла рассогласования оси дефекта-имитатора по отношению к оси прокатки, следует отметить, что при степени вытяжки $\mu_1 \leq 1,2$ величина

угла рассогласования остается неизменной. Однако, по мере дальнейшего увеличения вытяжки, угол рассогласования уменьшается в сторону соосности. В случае дефектов, ось которых перпендикулярна оси прокатки, наблюдается лишь незначительное отклонение оси от перпендикулярности. Однако ее величина соизмерима с величиной погрешности.

Последующая после кантовки на 90° прокатка за два прохода привела к существенному уменьшению угла рассогласования. Дефекты-имитаторы, которые имели базу 30° , стали иметь угол рассогласования не более 10° , а в случае дефектов-имитаторов с базой 60° – угол рассогласования уменьшается до 37° . Особого внимания заслуживает тот факт, что уменьшился угол рассогласования и в случае перпендикулярных дефектов. С физической точки зрения объяснение этому может быть дано только с позиции различия в величинах вытяжки разных слоев физической модели.

Характер формоизменения дефектов-имитаторов, расположенных на внешней условной границе зоны равноосной «недендритной» структуры, в целом соответствует вышеописанному для продольно-поперечной плоскости симметрии физической модели. Однако по абсолютной величине получаемые степени относительной деформации выше, что полностью объясняется характером распределения деформации по высоте физической модели [18]. Применительно к условиям прокатки в гладких валках (табл. 1) по параметру ε_b превышение не более 12 %, а по параметру ε_l – 16 – 21 %. Данные результаты не противоречат данным работы [19].

Оценка формоизменения дефектов-имитаторов на контактирующих с рабочим инструментом поверх-

ностях физических моделей была выполнена только применительно к условиям прокатки в гладких валках (табл. 2), поскольку после прокатки в калибрах корректно выполнить измерения размеров деформированных дефектов-имитаторов не удалось ввиду практически полной их «выкатки». В целом полученные результаты не противоречат имеющимся в литературе [18 – 20]. Из приведенных данных следует, что по мере роста величины суммарной вытяжки характер деформации дефектов-имитаторов становится одинаковым. При этом поперечные размеры уменьшаются более интенсивно, чем происходит их удлинение.

Выводы. Представлены результаты исследования влияния фактора пространственной ориентации дефектов поверхности и сплошности макроструктуры металла осевой области деформированной в линии МНЛЗ сортовой заготовки с использованием физических моделей. Использование слоистых моделей в совокупности с предложенной формой и способом нанесения дефектов на поверхность n -го слоя позволяет оценивать влияние степени деформации и фактора пространственной ориентации на процесс их «залечивания». Полученные экспериментальные данные позволили развить представления о механизмах «залечивания» дефектов сплошности металла в зависимости от величины суммарной вытяжки, угла несоосности продольной оси дефекта с направлением прокатки, а также от удаленности их залегания по отношению к продольно-поперечной плоскости симметрии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Tarmann B., Von Baar H. AIMI. Born // Steel Continuous processing. 1966. Vol. 21. P. 361.
2. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction in the continuous casting of billets // Millennium steel. 2007. P. 112 – 118.
3. Василев Я.Д., Минаев А.А. Теория продольной прокатки. – Донецк: УНИТЕХ, 2009. – 488 с.
4. Погорельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. – М.: Металлургия, 1986. – 151 с.
5. Saiga I., Fukuy K., Punakisiyo Yo. etc. The quality of the ingots obtained by combining continuous casting and rolling // Tetsu-To-Hagane. 1974. Vol. 60. No. 7. P. 990 – 999.
6. Peretyat'ko V.N., Mart'yanov Yu.A., Umanskii A.A., Fedorov A.A. Distortion of longitudinal defects in rolling on a continuous small-bar mill // Steel in translation. 2008. Vol. 38. No. 8. P. 599 – 602.
7. Smirnov Y., Sklyar V. Features of deformation of partly crystallization blooms at their two-stage soft reduction // Materials Science Forum. 2012. No. 704. P. 1 – 5.
8. Лубенец А.Н., Смирнов Е.Н., Щербачев В.В. Опыт производства судовых профилей из непрерывнолитой заготовки // Сталь. 2002. № 8. С. 102 – 106.
9. Smirnov A.N., Khobta A.S., Serov A.I. etc. Casting of steel from the tundish of a continuous caster with a sliding gate // Russian Metallurgy (Metally). 2012. No.12. P. 1 – 5.
10. Cabai G., Cabai F. Continuous casting of steel. Some principles and practical notes. – STS s.r.l., 2010. – 112 p.
11. Smirnov Y.N., Sklyar V.A., Belevitin V.A. etc. Defect healing in the axial zone of continuous-cast billet // Steel in translation. 2016. Vol. 46. No. 5. P. 325 – 328.
12. Смирнов Е.Н., Серов А.И., Скляр В.А. и др. Анализ качества металла непрерывнолитой сортовой заготовки из сталей 45 и

Таблица 1

Формоизменение дефектов-имитаторов на внешней условной границе зоны равноосной «недендритной» структуры при прокатке в гладких валках

Table 1. Forming of defects-simulators on the external boundary of the zone of equiaxed “non-dendritic” structure at rolling in smooth rolls

Коэффициент вытяжки, μ	Угол несоосности, α , град	Соотношение $\varepsilon'_b / \varepsilon_b^{1,2)}$	Соотношение $\varepsilon'_l / \varepsilon_l^{1,2)}$
1,142	30,0	$\frac{0,985 - 1,015}{1,000}$	$\frac{1,120 - 1,200}{1,160}$
1,159	45,0	$\frac{1,065 - 1,085}{1,075}$	$\frac{1,165 - 1,195}{1,180}$
1,277	60,0	$\frac{1,110 - 1,130}{1,120}$	$\frac{1,200 - 1,220}{1,210}$

¹⁾ ε'_b , ε'_l – относительное изменение ширины и длины дефекта-имитатора в плоскости условной границы зоны равноосной «недендритной» структуры.

²⁾ Числитель – минимальное и максимальное значение, знаменатель – среднее.

Формоизменение дефектов-имитаторов на контактирующих с рабочим инструментом поверхностях физических моделей при прокатке в гладких вальках

Table 2. Forming of the defects-simulators in contact with working tool surfaces of physical models at rolling in smooth rolls

Коэффициент вытяжки, μ	Среднее значение ε_b^{bb} и $\varepsilon_b^{nb\ 1)}$	Среднее значение ε_l^{bb} и $\varepsilon_l^{nb\ 1)}$	Соотношение ε_b^{bb} и $\varepsilon_b^{nb\ 2)}$	Соотношение ε_l^{bb} и $\varepsilon_l^{nb\ 2)}$
$\alpha = 90^\circ$ (поперечно-ориентированные дефекты)				
1,142	<u>0,373</u> 0,633	<u>0,037</u> 0,010	<u>0,583 – 0,595</u> 0,589	<u>3,515 – 3,885</u> 3,7
1,159	<u>0,223</u> 0,247	<u>0,176</u> 0,090	<u>0,863 – 0,943</u> 0,903	<u>1,847 – 2,053</u> 1,95
1,277	<u>0,770</u> 0,670	<u>0,100</u> 0,130	<u>1,089 – 1,209</u> 1,149	<u>0,738 – 0,800</u> 0,769
$\alpha = 0^\circ$ (продольно-ориентированные дефекты)				
1,142	<u>0,639</u> 0,657	<u>0,161</u> 0,170	<u>0,939 – 1,008</u> 0,974	<u>0,917 – 0,977</u> 0,947
1,159	<u>0,665</u> 0,690	<u>0,189</u> 0,200	<u>0,929 – 0,999</u> 0,964	<u>0,910 – 0,980</u> 0,945
1,277	<u>0,780</u> 0,790	<u>0,215</u> 0,220	<u>0,949 – 1,025</u> 0,987	<u>0,939 – 1,015</u> 0,977

¹⁾ ε_b^{bb} , ε_l^{bb} , ε_b^{nb} , ε_l^{nb} – среднее значение относительного изменения ширины и длины дефекта-имитатора в плоскостях контактирующих с верхним и нижним валком соответственно.

²⁾ Числитель – минимальное и максимальное значение, знаменатель – среднее.

У7 // Проблемы черной металлургии – 2015: Сб. тр. конф. – Череповец: ЧГУ, 2016. С. 40 – 47.

13. Бескалибровая прокатка сортовых профилей / Л.Е. Кандауров, Б.А. Никифоров, А.А. Морозов и др. – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 1998. – 128 с.
14. Janadzava T., Tanaka T., Noda A. etc. Development of grooved rolling // Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan. 1983. Vol. 22. No. 8. P. 710 – 715.
15. Крахт В.Б., Пратусевич А.Е., Шляхов Н.А. Повышение эффективности сортамента мелкосортно-среднесортного стана 350 Оскольского электрометаллургического комбината // Производство проката. 2003. № 5. С. 19 – 21.
16. Тарновский И.Я., Поздеев А.А., Ляшков В.Б. Деформация металла при прокатке. – Свердловск: Металлургиздат, 1956. – 287 с.

17. Логинов Ю.Н., Еремеева К.В. Прокатка заготовки с одиночно расположенной в объеме порой // Заготовительное производство в машиностроении. 2009. № 11. С. 33 – 37.
18. Зильберг Ю.В. Исследование закономерностей формоизменения поверхностных дефектов при прокатке // Сталь. 1997. № 10. С. 44 – 46.
19. Перетяtko В.Н., Рогов Ю.Е., Журавлев Б.К. и др. Выработка поверхностных дефектов в ящичных калибрах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 26 – 29.
20. Уткин Г.С., Резвов Б.С., Храмов В.В. и др. Интенсификация выработки поверхностных дефектов при производстве заготовок // Производство проката. 2003. № 4. С. 10 – 20.

Поступила 20 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 399–406.

RESEARCH OF THE BEHAVIOR OF MACROSTRUCTURE DEFECTS OF THE PRE-DEFORMED CONTINUOUS CAST BILLETS DURING ROLLING

E.N. Smirnov¹, V.A. Sklyar¹, O.E. Smirnov², V.A. Belevitin³, R.E. Pivovarov¹

¹ Ugarov Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS”, Sary Oskol, Belgorod Region, Russia

² Częstochowa University of Technology (CUT) (Politechnika Częstochowska), Częstochowa, Poland

³ South Ural State Humanitarian Pedagogical University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. The most significant trend in recent decades in the field of continuous casting of steel billets is a partial transfer of the process

of deformation of the exposure to the field of complete solidification (rolling mill) in the area of two-phase (solid-liquid) state (technological line of CCM). However, the implementation of such two-stage deformation of the continuous cast ingot leads to the need for changes to the methodology of physical simulation of the behavior of defects (surface and bulk) in the course of the subsequent rolling, first and foremost, in terms of the correct choice of their geometric shape and spatial orientation. The paper presents the results of a study of the influence of spatial orientation of the surface defects and continuity of the macrostructure of the metal axial region deformed in the line of the continuous casting machine using layered physical models. An experimental study performed in the conditions of deformation of reduced billets by two

schemes with rolling simulation scale 1:5: in smooth rolls, simulating the process of grooves rolling as applied to the first two stands of the crimp group of medium-section mill 300; in the first and second pairs of rectangular grooves of breakdown stand of the mill 500/370 of PJSC “Donetsk Metal Rolling Plant”. According to the multiplicity of the problem, the universal design of physical models was developed to simulate the spatial location of both surface and internal defects. Studies have shown that in case of rolling of physical models with extract ratio over 2.0 and an angle of misalignment defects imitators close to 60° their complete “healing” is possible. In turn, decrease in the angle to 30° contributes to greater extraction of the defect-simulator and only a small decrease in their width. In the case of total misalignment of defect-simulators (angle 90°) there is a broadening of the defects and their deposition to the initial length after tilting by 90°. The obtained experimental data allowed understanding of the mechanisms of “healing” defects integrity of metal depending on magnitude of the total extracts, the angle of misalignment of the longitudinal axis of the defect with the rolling direction and the distance of their occurrence from the longitudinal-transverse plane of symmetry.

Keywords: deformation, section rolling, billet, groove, stand, physical model, process of “healing”, defects of macrostructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-399-406

REFERENCES

1. Tarmann B., Von Baar H. AIMI. Born. *Steel continuous processing*. 1966, vol. 21, pp. 361.
2. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction in the continuous casting of billets. *Millennium steel*. 2007, pp. 112–118.
3. Vasilev Ya.D., Minaev A.A. *Teoriya prodol'noi prokatki* [Theory of longitudinal rolling]. Donetsk: UNITEKh, 2009, 488 p. (In Russ.).
4. Pogorzhe'skii V.I. *Kontroliruemaya prokatka nepreryvnolitogo metalla* [Controlled rolling of continuous cast metal]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 151 p. (In Russ.).
5. Saiga I., Fukuy K., Punakisiy Yo. etc. The quality of the ingots obtained by combining continuous casting and rolling. *Tetsu-To-Hagane*. 1974, vol. 60, no. 7, pp. 990–999.
6. Peretyat'ko V.N., Mart'yanov Yu.A., Umanskii A.A., Fedorov A.A. Distortion of longitudinal defects in rolling on a continuous small-bar mill. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 8, pp. 599–602.
7. Smirnov Y., Sklyar V. Features of deformation of partly crystallization blooms at their two-stage soft reduction. *Materials Science Forum*. 2012, no. 704, pp. 1–5.
8. Lubenets A.N., Smirnov E.N., Shcherbachev V.V. Production of ship sections from continuous casting billets. *Stal'*. 2002, no. 8, pp. 102–106. (In Russ.).
9. Smirnov A.N., Khobta A.S., Serov A.I. etc. Casting of steel from the tundish of a continuous caster with a sliding gate. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, no. 12, pp. 1–5.
10. Cabai G., Cabai F. *Continuous casting of steel. Some principles and practical notes*. STS s.r.l., 2010, 112 p.
11. Smirnov Y.N., Skliar V.A., Belevitin V.A., Shmyglya R.A., Smirnov O.Y. Defect healing in the axial zone of continuous-cast billet. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 5, pp. 325–328.
12. Smirnov E.N., Serov A.I., Sklyar V.A. etc. Analysis of the quality of continuous cast steel billets of steel 45 and U7 steel. In: *Problemy chernoi metallurgii – 2015: sbornik trudov konferentsii* [Problems of Ferrous Metallurgy – 2015: Proceedings of the Conference]. Cherepovets: ChGU, 2016, pp. 40–47. (In Russ.).
13. Kandaurov L.E., Nikiforov B.A., Morozov A.A. etc. *Beskalibrovaya prokatka sortovykh profilei* [Grooves rolling of section bars]. Magnitogorsk: Magnitogorskii dom pechati, 1998, 128 p. (In Russ.).
14. Janadzava T., Tanaka T., Noda A. etc. Development of grooves rolling. *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1983, vol. 22, no. 8, pp. 710–715.
15. Krakht V.B., Pratushevich A.E., Shlyakhov N.A. Improving the efficiency of products of small-medium-section mill 350 at Oskol Electrometallurgical Plant. *Proizvodstvo prokata*. 2003, no. 5, pp. 19–21. (In Russ.).
16. Tarnovskii I.Ya., Pozdeev A.A., Lyashkov V.B. *Deformatsiya metalla pri prokatke* [Metal deformation during rolling]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1956, 287 p. (In Russ.).
17. Loginov Yu.N., Eremeeva K.V. Rolling of the billet with a single pore located in the metal volume. *Zagotovitel'noe proizvodstvo v mashinostroenii*. 2009, no. 11, pp. 33–37. (In Russ.).
18. Zil'berg Yu.V. The study of regularities of forming of surface defects at rolling. *Stal'*. 1997, no. 10, pp. 44–46. (In Russ.).
19. Peretyat'ko V.N., Rogov Yu.E., Zhuravlev B.K., Nefedov V.M. The development of surface defects in box passes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 2, pp. 26–29. (In Russ.).
20. Utkin G.S., Rezvov B.S., Khramtsov V.V. etc. Intensification of the generation of surface defects at billets production. *Proizvodstvo prokata*. 2003, no. 4, pp. 10–20. (In Russ.).

Acknowledgements. This work was performed within the framework of the grant for carrying out research work on the priority areas of social and economic development of the Belgorod Region at the expense of the regional budget of the Belgorod Region, the project number is 2015.01.5.

Information about the authors:

E.N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metallurgy and Metal Science”

V.A. Sklyar, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metallurgy and Metal Science”

O.E. Smirnov, MA Student

V.A. Belevitin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Automotive Technics, Information Technologies and Teaching Methods of Technical Sciences

R.E. Pivovarov, Postgraduate

Received December 20, 2016

УДК 536.712

ПРОПИТКА ПОДЛОЖЕК ИЗ МОНОКАРБИДА ВОЛЬФРАМА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЬЮ КОНТАКТНЫМ И БЕСКОНТАКТНЫМ МЕТОДАМИ*

Чуманов И.В., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Общая металлургия» (chumanoviv@susu.ac.ru)
Аникеев А.Н., к.т.н., доцент кафедры «Общая металлургия» (anikeev-ml@mail.ru)

Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоусте
(456217, Россия, Челябинская обл., Златоуст, ул. Тургенева, 16)

Аннотация. Представлено исследование взаимодействия монокристалла вольфрама и низкоуглеродистой стали контактными и бесконтактными вариантами. Подложки из спрессованного порошка карбида вольфрама, спеченные в вакуумной печи, пропитывались низкоуглеродистой сталью определенного химического состава. Весь процесс фиксировался на высокоскоростную видеокамеру, что позволяло измерить контактный угол смачивания в любое время эксперимента. Практическое исследование проводилось на экспериментальном комплексе в Центре высокотемпературных исследований Научно-исследовательского института литья (Foundry Research Institute, г. Краков, Польша). Представлен ход эксперимента, исследование микроструктур полученных подложек. Изучение химического состава продуктов взаимодействия монокристалла вольфрама с низкоуглеродистой сталью проводили на сканирующем электронном микроскопе Jeol JSM-6460 LV. Пропитка всех образцов прошла успешно, во всех областях на срезах подложек наблюдается одинаковая структура, состоящая из трех фаз: зерен карбида вольфрама и железо-углерод-вольфрамовых соединений с различным содержанием железа (86,72 % и 22,86 – 23,68 %). На краевых областях, примыкающих к верхней грани, можно наблюдать большее количество Fe–C–W-соединений с содержанием железа 22,86 – 23,68 %. Это объясняется тем, что пропитка данных областей происходила в последнюю очередь, и железо растворило карбид в большей степени, чем в других областях. В местах непосредственного взаимодействия подложек и металла четко идентифицируются зерна карбида вольфрама, скрепленные между собой расплавом на основе железа (с различным содержанием железа в разных фазах). На обоих образцах на горизонтальной грани подложек в области, прилегающей к области впитывания, наблюдается частичное покрытие поверхности образцов пленкой железа. Краевые зоны горизонтальной грани подложек полностью покрыты пленкой железа, под которой располагаются зерна карбида вольфрама. Несмотря на применение различных методик изучения взаимодействия монокристалла вольфрама с низкоуглеродистой сталью (контактного и бесконтактного нагрева), значительной разницы между структурами образцов не наблюдается.

Ключевые слова: монокристалл вольфрама, низкоуглеродистая сталь, контактный нагрев, бесконтактный нагрев, микроструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-407-412

Перспективным направлением получения композиционных материалов, обладающих высокими механическими свойствами, является внедрение в структуру металла дисперсных частиц карбидов, оксидов или нитридов [1 – 9]. Представителями таких материалов являются карбидостали, твердые сплавы и дисперсно-упрочненные материалы [10 – 12]. Вводимые частицы в большей или меньшей степени взаимодействуют с расплавом, и от степени этого взаимодействия, а также от продуктов химических реакций их взаимодействия зависят свойства, приобретаемые материалом [13 – 18]. Таким образом, целью данной работы является теоретическое и практическое изучение процесса и продуктов взаимодействия монокристалла вольфрама с низкоуглеродистой сталью.

Практическое исследование взаимодействия монокристалла вольфрама и низкоуглеродистой стали проводили в Центре высокотемпературных исследований Научно-исследовательского института литья (Foundry

Research Institute, г. Краков, Польша). Исследование выполнялось на экспериментальном комплексе, состоящем из нескольких аппаратов с различными возможностями, предназначенными для оценки комплексных характеристик материалов при высоких температурах, в том числе различные методы изучения смачиваемости. Данный комплекс позволяет производить испытания различных материалов (металлов, сплавов, стекла, шлаков, керамики и др.) в условиях контролируемой температуры (до 2100 °С), под вакуумом (до 10^{-10} гПа) или в защитной атмосфере [16].

Из мелкодисперсного монокристалла вольфрама были получены две подложки размером 20×20 мм, толщиной 5 мм. Подложки получали прессованием порошка (исходный размер частиц 4 – 9 мкм) в стальной пресс-форме при температуре 180 °С и давлении 300 бар. Далее они подвергались спеканию в вакуумной печи ($P = 5 \cdot 10^{-3}$ Па). Полученные подложки для исследования процесса смачивания не полировались. В качестве пропитывающего материала использовались кубические образцы экспериментальной стали размером (длина×высота×ширина) 5×5×5 мм следующего химического состава, %:

* Южно-Уральский государственный университет благодарит за финансовую поддержку Министерство образования и науки РФ (проект № 11.9658.2017/8.9.).

C	Mn	Si	S
0,19 – 0,21	0,3 – 0,5	0,22 – 0,52	<0,04
P	W	Fe	
<0,035	0,069 – 0,080	Основа	

Эксперимент по пропитке подложек проводили двумя различными вариантами: контактной и бесконтактной пропиткой в атмосфере аргона.

Контактная пропитка. Суть контактной пропитки заключается в совместном контактом нагреве подложки и образца металла (образец стали помещается на подложку) в изолированной от атмосферы камере и совместном нагреве до плавления стали.

Нагрев спрессованной подложки из монокристалла вольфрама с установленным на нее образцом низкоуглеродистой стали проводили в течение трех часов до температуры 1485 °C со скоростью 495 °C/ч в атмосфере аргона (степень чистоты 99,9992 %) при давлении 850 – 900 мбар. Точность температуры нагрева гарантировалась четырьмя термопарами, расположенными внутри камеры.

Бесконтактная пропитка. Суть бесконтактной пропитки состоит в том, что нагрев металла происходит в керамической капельнице, размещенной над подложкой. По достижению заданной температуры на подложку из капельницы выдавливается капля жидкого металла и фиксируется на образце. Использование бесконтактной

пропитки позволяет избежать реагирования изучаемых материалов во время нагрева. Более подробно методики и возможности установки описаны в работах [19, 20].

Нагрев спрессованной подложки из монокристалла вольфрама проводили в течение трех часов до температуры 1650 °C со скоростью 550 °C/ч в атмосфере аргона (степень чистоты 99,9992 %) при давлении 850 – 900 мбар. Одновременно с нагревом подложки, в отдельной мини-камере (капельнице), имеющей форму наконечника и расположенной внутри камеры, где производился нагрев спеченного образца, производили расплавление металлического образца низкоуглеродистой стали. По достижению заданной температуры на спеченный образец из мини-камеры выдавливалась капля жидкого металла.

В ходе эксперимента пропитки подложки контактным методом было установлено, что активное взаимодействие металла и подложки начинается уже при температуре 1450 °C, что подтверждается фактом изменения площади соприкосновения металлического образца и подложки. Эксперимент также показал, что при расплавлении металла (1450 °C) формирование капли на подложке из монокристалла вольфрама не происходит. Расплавленный металл полностью впитывается в подложку в течение 10 с.

В процессе изучения пропитки подложки бесконтактным методом установлено, что при выдавливании капли металла на подложку формирование капли не происходит – расплавленный металл полностью впитывается в подложку в течение 5 с (рис. 1).

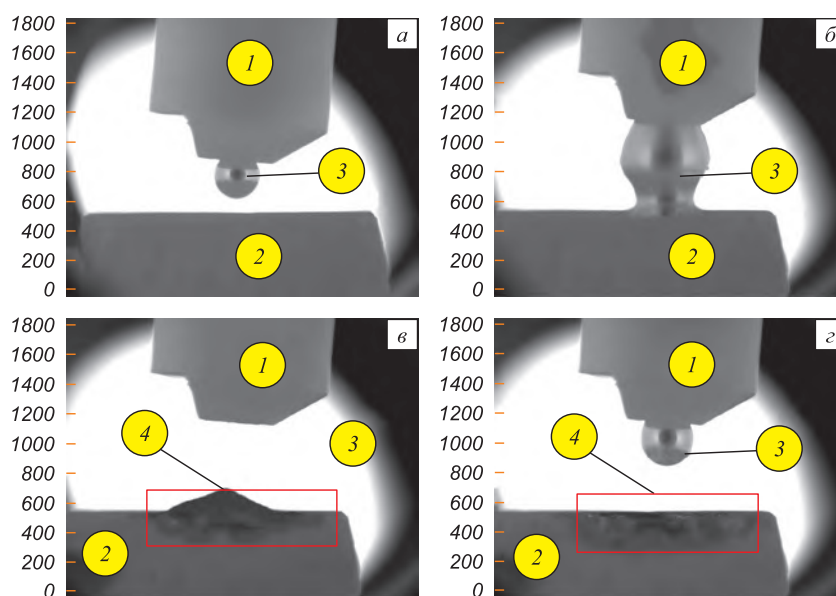


Рис. 1. Кинетика высокотемпературного взаимодействия образца низкоуглеродистой стали с подложкой WC в атмосфере аргона вариантом бесконтактной пропитки:

1 – капельница с расплавленным металлом; 2 – подложка; 3 – капля выдавливаемого металла; 4 – место впитывания металла в подложку; а – выдавливание капли ($T = 1650\text{ °C}$); б – взаимодействие металла и подложки ($T = 1650\text{ °C}$); в – процесс впитывания капли металла в подложку ($T = 1650\text{ °C}$); г – впитавшаяся капля металла в подложке ($T = 1650\text{ °C}$)

Fig. 1. Kinetics of high-temperature interaction of a low-carbon steel sample with a WC substrate in argon atmosphere by non-contact impregnation:

1 – dropper with the molten metal; 2 – substrate; 3 – drop of extruded metal; 4 – place of metal absorbed into the substrate; а – squeezing of the drop ($T = 1650\text{ °C}$); б – interaction of metal with substrate ($T = 1650\text{ °C}$); в – process of metal droplets absorption into the substrate ($T = 1650\text{ °C}$); г – absorbed metal droplet in the substrate ($T = 1650\text{ °C}$)

Исследование продуктов взаимодействия подложек из монокарбида вольфрама и низкоуглеродистой стали проводили на сканирующем электронном микроскопе Jeol JSM-6460LV с EDS-, WDS- и Crystal-приставками фирмы Oxford. Каждая подложка была распиlena по области впитывания и исследована на верхней горизонтальной грани (рис. 2, области 1 – 3) и по срезу (рис. 2, области 4 – 6). Верхнюю горизонтальную грань подложек исследовали неполированной, срезы подвергались шлифовке и полировке.

Исследование микроструктур на верхней горизонтальной грани подложек показало (рис. 3–5), что в местах непосредственного взаимодействия подложек и металла на обеих подложках четко идентифицируются зерна карбида вольфрама (спектры 1 и 8), скрепленные между собой расплавом на основе железа (спектры 2 и 9). На обоих образцах в зоне 2 наблюдается частичное покрытие поверхности образцов пленкой железа (спектры 3, 10). Краевые зоны обоих образцов полностью покрыты пленкой железа, под которой располагаются зерна карбида вольфрама (спектры 6, 7, 11, 12). Химический состав спектров 1 – 12 представлен в табл. 1.

Исследование срезов подложек показало, что все области на обеих подложках, полученных как по методике контактной, так и бесконтактной пропитки, различий в микроструктуре и химическом составе практически не имеют. В данных областях наблюдаются три различные фазы: зерна карбида вольфрама (спектры 14, 15, 17), железо–углерод–вольфрамовое (Fe–C–W) соединение с преобладанием железа (спектр 13) и «переходная»

фаза (спектры 16 и 18). Химический состав спектров 13 – 18 представлен в табл. 2.

Результаты исследования показывают, что, несмотря на применение различных вариантов пропитки монокарбида вольфрама низкоуглеродистым металлом

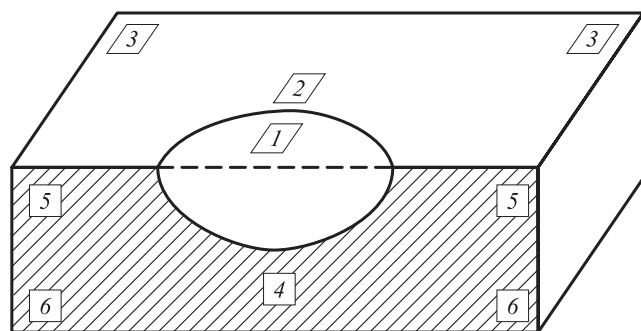


Рис. 2. Схема исследования подложек из монокарбида вольфрама после экспериментов:

1 – область впитывания металла; 2 – область, прилегающая к области впитывания; 3 – край образца в верхней горизонтальной грани; 4 – область под впитавшимся металлом; 5 – край подложки, граничащий с верхней горизонтальной гранью; 6 – край подложки, граничащий с нижней горизонтальной гранью

Fig. 2. The research scheme of tungsten monocarbide substrate after the following experiments:

1 – area of the metal absorption; 2 – area, adjacent to the area of absorption; 3 – edge of the sample at the top of the horizontal board; 4 – area under the absorbed metal; 5 – substrate zone, bordering on the upper horizontal edge; 6 – substrate edge, bordering on the lower horizontal edge

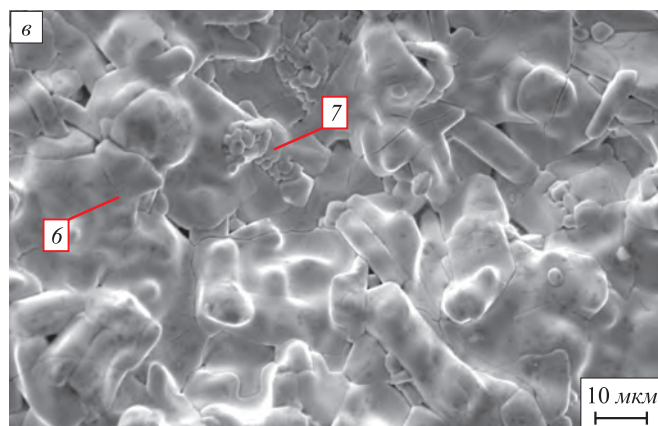
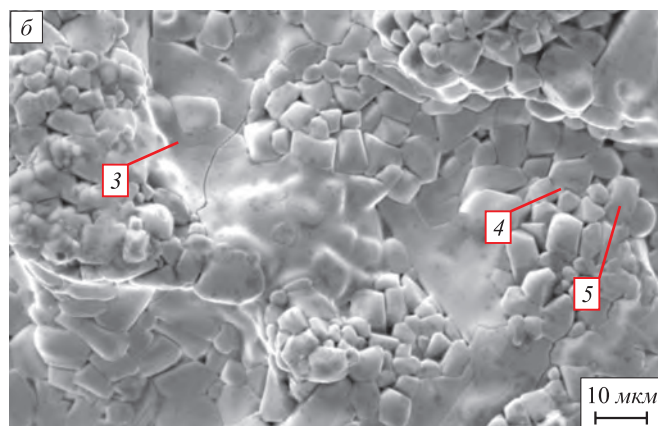
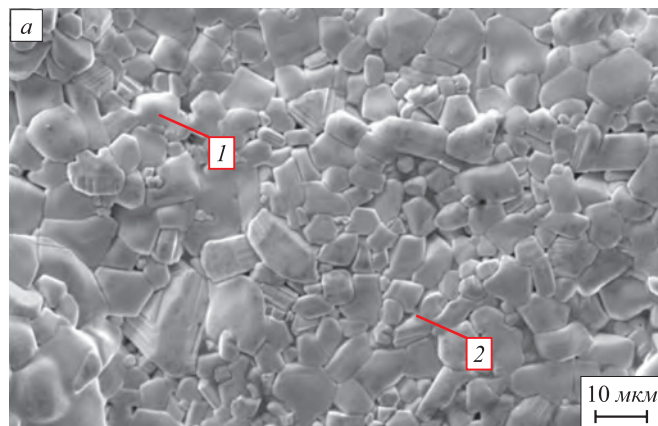


Рис. 3. Микроструктура и места отбора спектров с подложки из монокарбида вольфрама после экспериментов вариантом контактной пропитки:

а – в области впитывания металла 1; б – в области, прилегающей к зоне впитывания 2; в – на краю образца в верхней горизонтальной грани 3, $\times 1000$

Fig. 3. Microstructures and zones of spectra selection of tungsten monocarbide substrate after experiments on contact impregnation: а – in metal absorption zone 1; б – in the region adjacent to the absorption zone 2; в – on the edge of the sample in the upper horizontal border 3, $\times 1000$

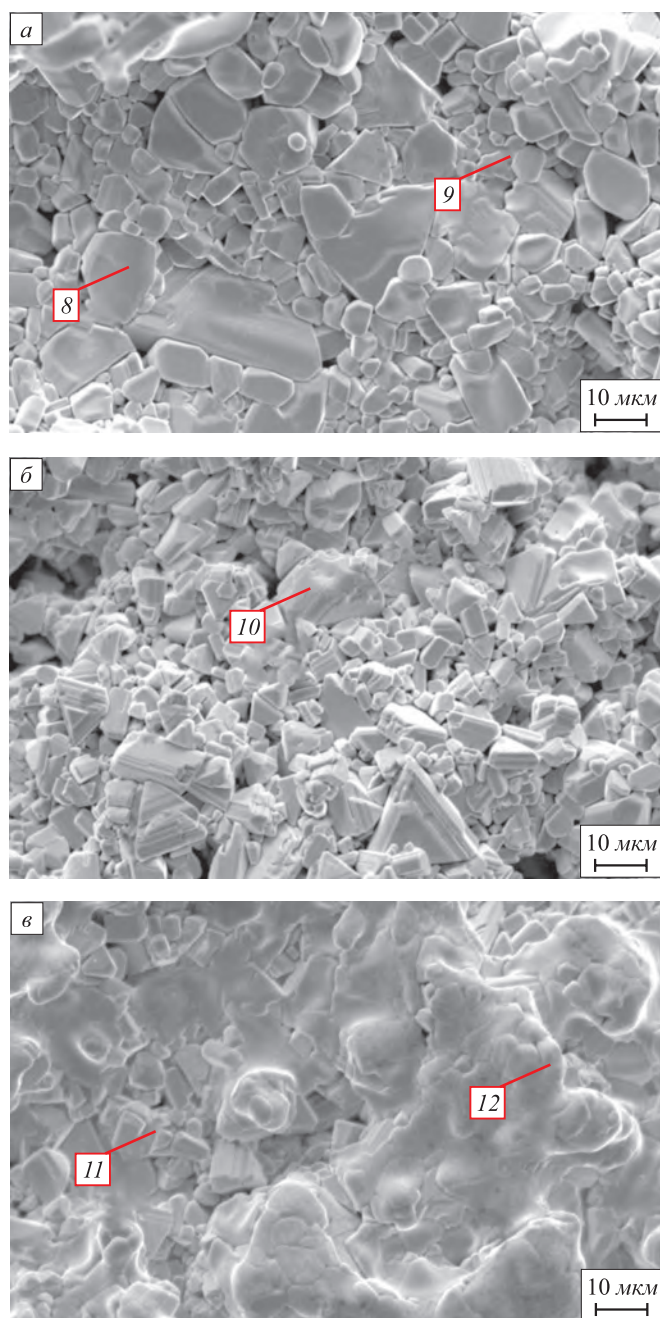


Рис. 4. Микроструктура и места отбора спектров с подложки из монокарбида вольфрама после экспериментов вариантом бесконтактной пропитки:
а – в области впитывания металла 1; б – в области, прилегающей к зоне впитывания 2; в – на краю образца в верхней горизонтальной грани 3, $\times 1000$

Fig. 4. Microstructures and zones of spectra selection of tungsten monocarbide substrate after experiments on non-contact heating impregnation:
а – in metal absorption zone 1; б – in the region adjacent to the absorption zone 2; в – on the edge of the sample in the upper horizontal border 3, $\times 1000$

(применялась контактная и бесконтактная пропитка), значительной разницы между структурами образцов не наблюдается. В местах непосредственного взаимодействия подложек и металла четко идентифицируются

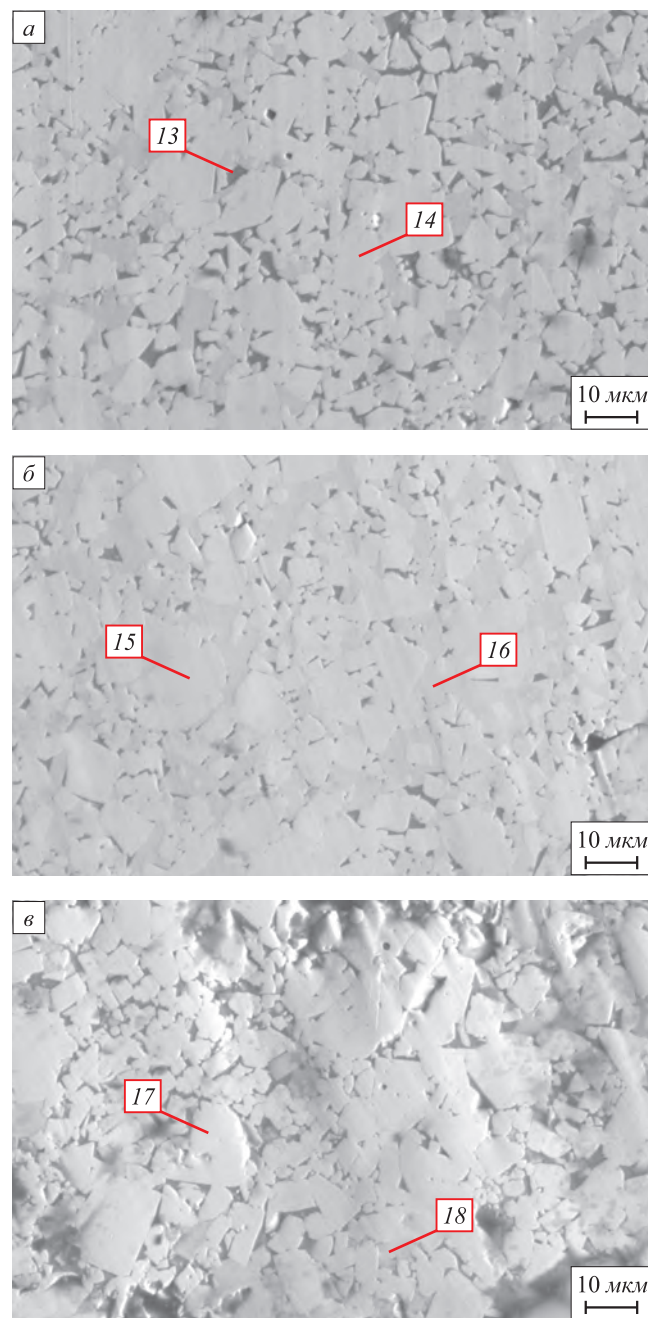


Рис. 5. Микроструктура и места отбора спектров с подложек из монокарбида вольфрама после экспериментов контактной и бесконтактной пропитками:
а – в области, прилегающей к зоне впитывания 4; б – на краю подложки, граничащей с верхней горизонтальной гранью 5; в – на краю подложки, граничащей с нижней горизонтальной гранью 6, $\times 1000$

Fig. 5. Microstructures and zones of spectra selection of tungsten monocarbide substrate after experiments on both contact and noncontact impregnation:
а – in the region adjacent to the absorption zone 4; б – at the substrate edge bordering on the upper horizontal border 5; в – at the substrate edge bordering on the lower horizontal border 6, $\times 1000$

зерна карбида вольфрама, скрепленные между собой расплавом на основе железа (с различным содержанием железа в разных фазах). На обоих образцах на горизонтальной грани подложек в области, прилегающей к об-

Таблица 1

Состав спектров, отобранных с подложек

Table 1. Composition of spectra selected from substrates

Спектр	Содержание, % (по массе)		
	C	Fe	W
1	7,91	–	92,09
2	2,97	16,94	80,09
3	6,02	21,70	72,28
4	1,75	84,72	13,52
5	5,48	25,42	69,09
6	6,28	21,81	71,91
7	5,28	25,42	69,09
8	7,06	–	92,94
9	7,29	13,39	79,33
10	10,69	–	89,31
11	1,72	73,46	24,83
12	4,44	24,27	71,29

ласти впитывания, наблюдается частичное покрытие поверхности образцов пленкой железа. Краевые зоны горизонтальной грани подложек полностью покрыты пленкой железа, под которой располагаются зерна карбида вольфрама.

Выводы. Пропитка обоих образцов прошла успешно: во всех областях на срезах подложек наблюдается одинаковая структура, состоящая из трех фаз: зерен карбида вольфрама и железо-углерод-вольфрамовых соединений с различным содержанием железа (86,72 % и 22,86 – 23,68 %). На краевых областях 5, примыкающих к верхней грани, можно наблюдать большее количество Fe–C–W-соединений с содержанием железа 22,86 – 23,68 %. Видимо это объясняется тем, что пропитка данных областей происходила в последнюю очередь, и железо растворило карбид в большей степени, чем в других областях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Harris I.R., Jones I.P. Grain boundaries: their character, characterization and influence on properties. – London: Institute of Materials, 2001.
- Chumanov I.V., Chumanov V.I., Anikeev A.N. Preparation of precipitation-strengthened hollow billets for rotary dispersers // Metallurgist. 2011. Vol. 55. P. 439 – 443.
- Chumanov I.V., Kareva N.T., Chumanov V. I., Anikeev A.N. Study and analysis of the structural constituents of billets hardened by fine-grained particles and formed by centrifugal casting // Russian Metallurgy (Metally). 2012. Vol. 6. P. 540 – 543.
- Шульга А.В. Композиты. Часть 1: Основы материаловедения композиционных материалов. – М.: НИЯУ МИФИ, 2013. – 96 с.
- Тарнопольский Ю. М., Жигун И. Г., Поляков В. А. Пространственно-армированные композиционные материалы: Справочник. – М.: Машиностроение, 1987. – 224 с.

Таблица 2

Состав спектров, отобранных с подложек

Table 2. Composition of spectra selected from substrates

Спектр	Содержание, % (по массе)		
	C	Fe	W
13	6,13	86,72	7,15
14	10,99	–	89,01
15	11,01	–	88,99
16	8,88	22,86	68,26
17	12,30	–	87,70
18	9,00	23,68	67,32

- Нейман А. Материалы будущего: перспективные материалы для народного хозяйства / Пер. с нем. – Л.: Химия, 1985. – 239 с.
- Чувильдеев В.Н., Москвичева А.В., Болдин М.С. Электроимпульсное плазменное спекание наноструктурированного карбида вольфрама и твердых сплавов на его основе // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2013. № 2(2). С. 115 – 119.
- Григоревич В.К., Шефтель Е.Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М.: Наука, 1988. – 296 с.
- Комшуков В.П., Фойгт Д.Б., Черепанов А.Н., Амелин А.В. Модифицирование непрерывнолитой стали нанопорошками тугоплавких соединений // Сталь. 2009. № 4. С. 65 – 67.
- Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р. Карбидостали. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
- Федорченко И.М., Андриевский Р.А. Основы порошковой металлургии. – Киев: АН УССР, 1961. – 420 с.
- Зайцев А.А., Вершинников В.И., Панов В.С. и др. Влияние технологических параметров спекания на структуру и свойства твердого сплава ВК5 из СВС-порошка вольфрама // Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 3. С. 21 – 27.
- Сумм Б.Д., Горюнов Ю.В. Физико-химические основы смачивания и растекания. – М.: Химия, 1976. – 232 с.
- Костиков В.И., Антипов В.И., Кривцун В.М., Кошелев Ю.И. Исследование смачивания углеродных материалов расплавами металлических матриц // Композиционные материалы: Сб. тр. – М.: Наука, 1981. С. 89 – 92.
- Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии. Т. 2. Формование и спекание. – М.: МИСиС, 2002. – 320 с.
- Sobczak N., Nowak R., Radziwill W. etc. Experimental complex for investigations of high temperature capillarity phenomena // Materials Science and Engineering A. 2008. Vol. 495 (1 – 2). P. 43 – 49.
- Аникеев А.Н., Бигеев А.В., Гордеев Е.Н. и др. О возможности введения твердых тугоплавких частиц при получении трубной заготовки методом центробежного литья // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2009. № 36 (169). С. 24 – 27.
- Chumanov I.V., Anikeev A.N., Chumanov V.I. Fabrication of functionally graded materials by introducing wolframium carbide dispersed particles during centrifugal casting and examination of FGM's structure // Procedia Engineering. 2015. Vol. 129. P. 816 – 820.
- Sobczak N. Some methodological aspects of high temperature capillarity phenomena investigations. Part I // Transactions of the Foundry Research Institute. 1994. Vol. XLIV (4). P. 221 – 238.
- Eustathopoulos N., Sobczak N., Passerone A., Nogi K. Measurements of contact angle and work of adhesion at high temperatures // Materials Science. 2005. Vol. 40 (9/10). P. 2271 – 2280.

Поступила 12 ноября 2015 г.

IMPREGNATION OF SUBSTRATES OF TUNGSTEN MONOCARBIDE WITH LOW CARBON STEEL USING CONTACT AND NON-CONTACT METHODS

I.V. Chumanov, A.N. Anikeev

Zlatoust branch of the South Ural State University, Zlatoust, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The article presents a study of the interaction of tungsten monocarbide and carbon steel by contact and non-contact methods. Substrates of compressed powder of tungsten carbide, sintered in a vacuum furnace, were impregnated with carbon steel with certain chemical composition. The whole process was recorded on a high-speed video camera that allows to measure the contact angle of the experiment at any time. The practical study was conducted on the experimental complex in the center of high-temperature studies of the Research Institute of Casting (Foundry Research Institute, Krakow, Poland). The experimental course and microstructures of obtained substrates were represented. The study of the chemical composition of tungsten monocarbide reaction products with low carbon steel was carried out by a scanning electron microscope “Jeol JSM-6460 LV”. According to the study of all areas on the substrate sections it can be observed the same structure, consisting of three phases: the grains of tungsten carbide and iron-carbon-tungsten compounds with different iron content. On the edge regions, adjacent to the upper face can be seen more of Fe–C–W-compounds with iron content of 22.86 % – 23.68 %. This is because these areas impregnation occurred at the last turn, and dissolved the iron carbide to a greater extent than in other areas. In areas of direct interaction between the substrate and the metal clearly identified tungsten carbide grains, bonded together by molten iron (with different content of iron in different phases). On both samples on horizontal surfaces of the substrates in the region adjacent to the absorption field, partially iron film covering is observed over the sample surface. Boundary zone horizontal surfaces of substrates are completely covered with iron film, under which the tungsten carbide grains are located. Despite the use of different methods of studying the interaction of tungsten monocarbide with low carbon steel (contact and contactless heating), a significant difference is not observed between the structure of the samples.

Keywords: tungsten monocarbide, low carbon steel, contact heating, non-contact heating, microstructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-407-412

REFERENCES

- Harris I.R., Jones I.P. *Grain boundaries: their character, characterization and influence on properties*. London: Institute of Materials, 2001.
- Chumanov I.V., Chumanov V.I., Anikeev A.N. Preparation of precipitation-strengthened hollow billets for rotary dispersers. *Metalurgist*. 2011, vol. 55, pp. 439–443.
- Chumanov I.V., Kareva N.T., Chumanov V. I., Anikeev A.N. Study and analysis of the structural constituents of billets hardened by fine-grained particles and formed by centrifugal casting. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, vol. 6, pp. 540–543.
- Shul'ga A.V. *Kompozity. Chast' I: Osnovy materialovedeniya kompozitsionnykh materialov* [Composites. Part. 1: Foundations of materials science composite materials]. Moscow: NIYaU MIFI, 2013, 96 p. (In Russ.).
- Tarnopol'skii Yu. M., Zhigun I. G., Polyakov V. A. *Prostranstvenno-armirovannye kompozitsionnye materialy: Spravochnik* [Spatially-reinforced composite materials: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 224 p. (In Russ.).
- Baumann K., Bernst R., Braune G. *Werkstoffe mit Zukunft: Perspektiven volkswirtschaftlich wichtiger Werkstoffe*. Neiman A. Hrsg., 1977, 256 S. (Russ.ed.: Neiman A. *Materialy budushchego: perspektivnye materialy dlya narodnogo khozyaistva*. Leningrad: Khimiya, 1985, 239 p.).
- Chuvil'deev V.N., Moskvicheva A.V., Boldin M.S. Electro pulse plasma sintering of nanostructured tungsten carbide and hard alloys based on it. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*. 2013, no. 2 (2), pp. 115–119. (In Russ.).
- Grigorovich V.K., Sheftel' E. N. *Dispersionnoe uprochnenie tugoplavkikh metallov* [Dispersion hardening of refractory metals]. Moscow: Nauka, 1988, 296 p. (In Russ.).
- Komshukov V.P., Foigt D.B., Cherepanov A.N., Amelin A.V. Modifying continuous-cast steel with refractory nanopowder. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 4, pp. 363–365.
- Gurevich Yu.G., Narva V.K., Frage N.R. *Karbidostali* [Carbide steels]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 144 p. (In Russ.).
- Fedorchenko I.M., Andrievskii R.A. *Osnovy poroshkovoi metallurgii* [Fundamentals of powder metallurgy]. Kiev: AN USSR, 1961, 420 p. (In Russ.).
- Zaitsev A.A., Vershinnikov V.I., Panov V.S., Levashov E.A., Borovinskaya I.P., Konyashin I.Yu., Rupasov S.I., Patsera E.I., Shumenko V.N., Zamulaeva E.I. Influence of technological parameters of sintering on the structure and properties of VK5hard alloy of SVS-tungsten powder of. *Izvestiya VUZov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2013, no. 3, pp. 21–27. (In Russ.).
- Summ B.D., Goryunov Yu.V. *Fiziko-khimicheskie osnovy smachivaniya i rastekaniya* [Physico-chemical fundamentals of wetting and spreading]. Moscow: Khimiya, 1976, 232 p. (In Russ.).
- Kostikov V.I., Antipov V.I., Krivtsun V.M., Koshelev Yu. The study of wetting of carbon materials by melts of metal matrix. In: *Kompozitsionnye materialy: Sbornik trudov* [Composite materials: The collection of works]. Moscow: Nauka, 1981, pp. 89–92. (In Russ.).
- Libenson G.A. *Protsessy poroshkovoi metallurgii. T. 2. Formovanie i spekanie* [Powder metallurgy processes. Vol. 2. Molding and sintering]. Moscow: MISiS, 2002, 320 p. (In Russ.).
- Sobczak N., Nowak R., Radziwill W., Budzioch J., Glenz A. Experimental complex for investigations of high temperature capillarity phenomena. *Materials Science and Engineering A*. 2008, vol. 495(1-2), pp. 43–49.
- Anikeev A.N., Bigeev A.V., Gordeev E.N., Chumanov V.I., Chumanov I.V. On the possibility of the introduction of solid refractory particles at billets production by centrifugal casting. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2009, no. 36 (169), pp. 24–27.
- Chumanov I.V., Anikeev A.N., Chumanov V.I. Fabrication of functionally graded materials by introducing wolframium carbide dispersed particles during centrifugal casting and examination of FGM's structure. *Procedia Engineering*. 2015, vol. 129, pp. 816–820.
- Sobczak N. Some methodological aspects of high temperature capillarity phenomena investigations. Part I. *Transactions of the Foundry Research Institute*. 1994, vol. XLIV (4), pp. 221–238.
- Eustathopoulos N., Sobczak N., Passerone A., Nogi K. Measurements of contact angle and work of adhesion at high temperatures. *Materials Science*. 2005, vol. 40 (9/10), pp. 2271–2280.

Acknowledgements. South Ural State University expresses gratitude for financial support to the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project No. 11.9658.2017 / 8.9.).

Information about the authors:

I.V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of the General Metallurgy (chumanoviv@susu.ac.ru)

A.N. Anikeev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of the General Metallurgy (anikeev-m@mail.ru)

Received November 12, 2015

К ВОПРОСУ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ В АГЛОПРОЦЕССЕ ЖЕЛЕЗНЫХ РУД КОВДОРСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

*Малышева Т.Я., к. г.-м. н., профессор кафедры «Энергоэффективные ресурсосберегающие
промышленные технологии»*

*Писарев С.А., аспирант кафедры «Энергоэффективные ресурсосберегающие
промышленные технологии» (labbor408@mail.ru)*

Макавецкас А.Р., ведущий инженер Центра РТПМС НИТУ «МИСиС»

Фищенко Ю.Ю., инженер 1 категории Центра РТПМС НИТУ «МИСиС»

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

Аннотация. В последнее время востребованность железорудных концентратов руд Ковдорского месторождения сохраняется, несмотря на сложность их использования для производства техногенного сырья. Магнетит ковдорских руд имеет гетерогенное строение и его железо не участвует в процессах расплавообразования при спекании агломератов. Поэтому вплоть до основности 2,0 связкой рудных зерен готового продукта является силикатная стеклофаза. С ростом основности выше 2,0 минеральный состав и микроструктура агломератов меняются. Магнетит окисляется до гематита, на контакте гематита с высококальциевым расплавом появляется алюмосиликоферрит, остаточный расплав раскристаллизовывается с образованием титаносодержащего силиката.

Ключевые слова: агломерация, концентрат, фаза, основность, руда, магнетит, структура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-413-415

Методом электронной микроскопии установлены структурные особенности кристаллов магнетита различных магматических месторождений. Структура кристаллов гомогенного строения близка к стехиометрии. В магнетитах гетерогенного строения изоморфные примеси присутствуют в виде шпинельных микрофаз [1, 2].

Проведенный сравнительный анализ промышленных агломератов с использованием в агломерационной шихте руд с магнетитами гомогенного и гетерогенного строения свидетельствуют об их различном влиянии на направление расплавообразования при спекании аглошихты. Магнетиты железных руд месторождения Ковдор имеют гетерогенное строение.

Востребованность ковдорского железорудного концентрата для производства техногенного сырья при недостаточной его изученности в агломерационном процессе позволила провести спекания на аглошихте, целиком состоящей из ковдорского железорудного концентрата, химический состав которого приведен ниже, % (по массе):

Fe _{общ}	MgO	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	TiO ₂	Na ₂ O	K ₂ O	P
63,5	5,0	1,3	0,7	2,7	1,1	0,02	0,04	0,05

Спекания офлюсованных агломератов в шихте с одним ковдорским концентратом в интервале основности CaO/SiO₂ от 1,2 до 3,0 были проведены в лаборатор-

ных условиях Центральной испытательной станции ПАО «Северсталь». Агломерационная шихта, помимо ковдорского концентрата, содержала в своем составе известь, собственный отсев, возврат, шлаковую смесь, известковую пыль и коксовую мелочь. Для всех спеканий были характерны следующие показатели: высота слоя без постели 380 мм, продолжительность спекания от 25 до 30 мин, скорость спекания от 12,5 до 15,66 мм/мин.

Для анализа минералогического состава и структурных особенностей спеченных агломератов отбирались пробы середины и низа агломерационного пирога, где взаимодействие компонентов шихты было максимальным. Особое внимание было обращено на механизм формирования и минеральный состав силикатных связей – носителей прочности агломератов.

Установлено, что в изученном интервале основности CaO/SiO₂ агломератов (от 1,2 до 3,0) существуют две разные структурно-минеральные техногенные композиции, в составе которых магнетит имеет практически одинаковый состав, % (по массе): 63,2 Fe; 5,5 MgO; 2,5 Al₂O₃ и 1,0 TiO₂. Внутри этой композиции четко выделяются две группы агломератов, отличающихся по направлению расплавообразования, минеральному составу и прочности конечного продукта.

Группа агломератов основности 1,2 – 2,0 представляет собой двухфазную систему магнетит – стеклофаза. Сложная по составу силикатная стеклофаза представлена шлаковыми компонентами при минимальном со-

держании железа. Ее химический состав в пределах изучаемой основности практически не меняется. В составе стеклофазы обнаружено, % (по массе): 35,0 CaO; 25,0 SiO₂; 4,0 Al₂O₃; 1,0 MgO; 10,0 TiO₂; 2,0 P₂O₅; 12,0 Fe. Основность самой силикатной связки не превышает 1,2 – 1,3. Низкое содержание в составе силикатной связки железа и магния свидетельствует о том, что магнетит ковдорского концентрата в процессе расплавообразования практически не участвует. Пересчет химического состава стеклофазы на минеральный свидетельствует о ее близости к группе силикатов мелилитового состава, осложненных наличием в них твердых растворов [3].

В следующей группе, при повышении основности агломератов выше 2,0, основность силикатной связки возрастает до 1,6. В ее составе увеличивается содержание CaO до 40 % при сохранении прежнего количества SiO₂ и резком падении содержания TiO₂ от 10 % в составе стеклофазы предыдущей группы агломератов до 4 %. С ростом основности шихты, вплоть до изученной 3,0, меняется направление минералообразования в рудной и силикатной частях системы, при этом четко прослеживается порядок минералообразования при охлаждении расплава. С ростом парциального давления кислорода в системе с повышенной основностью поверхность магнетитовых зерен окисляется до гематита. На границе новообразований гематита с высококальциевым силикатным расплавом появляются пластинчатые кристаллы алюмосиликоферрита. В его составе, помимо Fe₂O₃, CaO и Al₂O₃, в виде твердого раствора присутствуют MgO, SiO₂ и TiO₂. По расчету ферритная фаза точно соответствует своему составу в группе минералов техногенного сырья [4, 5].

Вслед за кристаллизацией алюмосиликоферрита, в составе остаточного силикатного расплава появляются мельчайшие дендритные образования силикатной фазы с 20 % TiO₂. Дендритная форма кристаллизации пока не дает возможности установить ее точный состав и принадлежность фазы к определенной группе минералов. Кроме того, минеральный состав и структура агломерационных спеков основности выше 2,0 не позволяет точно определить их принадлежность к типу техногенного сырья.

Характер изменения прочности агломератов в интервале основности 1,2 – 3,0 подчеркивает индивидуальность каждой из изученных групп. Одинаковый показатель прочности имеют агломераты первой группы, представляющие в интервале основности 1,2 – 2,0 систему магнетит – силикатная стеклофаза. Повышение прочности происходит во второй группе агломератов с основностью выше 2,0. В их составе, наряду со стеклофазой, носителями прочности готовой продукции становятся кристаллы алюмосиликоферрита.

Выводы. Исследованы особенности поведения в агломерационном процессе железорудного концентрата руд Ковдорского месторождения, в составе которого магнетит имеет гетерогенное строение.

Установлено, что в интервале основности 1,2 – 3,0, при спекании агломерационной шихты с магнетитовым ковдорским концентратом, образуются два типа техногенных продуктов.

При основности 1,2 – 2,0 формируется агломерат в виде двухфазной системы магнетит – силикатная стеклофаза. Агломераты имеют одинаковый минеральный состав, микроструктуру и холодную прочность.

При основности выше 2,0 в составе магнетито-гематитового спека появляются кристаллы алюмосиликоферрита, в остаточном расплаве – дендриты силикатной фазы. Причиной роста прочности спеков является появление в связке алюмосиликоферрита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гайдук В.С. Электронная микроскопия для решения практических геолого-минералогических задач. – М.: Недра, 1983. – 225 с.
2. Чернышева Л.В., Смелянская Г.А., Зайцева Г.М. Типоморфизм магнетита и его использование при поисках и оценке рудных месторождений. – М.: Недра, 1981. – 231 с.
3. Винчелл А.Н., Винчелл Г.В. Оптические свойства искусственных минералов. – М.: Мир, 1967. – 525 с.
4. Малышева Т.Я., Лядова И.Я., Модель М.С. Алюмосиликоферрит кальция из железорудного сырья. – М.: Деп. в ВИНТИ. 1973. № 6641.
5. Модель М.С., Лядова И.Я., Чугунова Н.В. Ферритообразование в железорудном сырье. – М.: Наука, 1990. – 150 с.

Поступила 3 апреля 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 413–415.

ON THE USE OF KOVDOR IRON ORE IN SINTERING PROCESS

*T.Ya. Malysheva, S.A. Pisarev, A.R. Makavetskias,
Yu. Yu. Fishchenko*

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

Abstract. Recently, the demand for iron ore concentrates of the Kovdor deposit has been maintained, despite the complexity of their use for the production of man-made raw materials. Magnetite of Kovdor ore has a heterogeneous

structure and its iron does not participate in melt formation processes during sintering of agglomerates. Therefore, up to the basicity of 2.0, a silicate glass phase is a binder of ore grains of the finished product. With the increase in basicity above 2.0, the mineral composition and microstructure of the agglomerates change. Magnetite is oxidized to hematite, an alumino-siliciferite appears on the hematite contact with the high-calcium melt, the residual melt crystallizes to form a titanium-containing silicate.

Keywords: sintering process, concentrate, phase, basicity, ore, magnetite, structure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-413-415

REFERENCES

1. Gaidukova V.S. *Elektronnaya mikroskopiya dlya resheniya prakticheskikh geologo-mineralogicheskikh zadach* [Electron microscopy for solving practical geological and mineralogical problems]. Moscow: Nedra, 1983, 225 p. (In Russ.).
2. Chernysheva L.V., Smelyanskaya G.A., Zaitseva G.M. *Tipomorfizm magnetita i ego ispol'zovanie pri poiskakh i otsenke rudnykh mestorozhdenii* [Typomorphism of magnetite and its use in prospecting and evaluation of ore deposits]. Moscow: Nedra, 1981, 231 p. (In Russ.).
3. Winchell A.N., Winchell H. *The microscopical characters of artificial inorganic solid substances: optical properties of artificial minerals*. New York & London, Academic Press, 1964. (Russ.ed.: Winchell A.N., Winchell H. *Opticheskie svoystva iskusstvennykh mineralov*. Moscow: Mir, 1967, 525 p.).
4. Malysheva T.Ya., Lyadova I.Ya., Model' M.S. *Alyumosilikoferrit kal'tsiya iz zhelezorudnogo syr'ya* [Aluminum silicoferrite from iron ore]. Moscow: Dep. VINITI, 1973, no. 6641. (In Russ.).
5. Model' M.S., Lyadova I.Ya., Chugunova N.V. *Ferritoobrazovanie v zhelezorudnom syr'e* [Ferrite formation in iron ore]. Moscow: Nauka, 1990, 150 p. (In Russ.).

Information about the authors:

T.Ya. Malysheva, Cand. Sci. (Geol.-Mineralogical), Professor of Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies"
S.A. Pisarev, Postgraduate of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies" (labbor408@mail.ru)
A.R. Makavetskas, Senior Engineer
Yu.Yu. Fishchenko, Engineer

Received April 3, 2018

УДК 621.774.3

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОГРЕШНОСТЕЙ НА СИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ

Орлов Г.А., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением» (gorl@mail.ru)

Маланов А.А., студент

Орлов А.Г., магистрант кафедры «Обработка металлов давлением»

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Приведены результаты вычислительного эксперимента по изучению влияния технологических погрешностей на вертикальную и горизонтальную силы прокатки. В качестве независимых факторов выбраны исходная разностенность заготовки, подача и коэффициент трения, проведен полный факторный эксперимент. Получены уравнения линейной регрессии величины усилий от изучаемых факторов. Анализ данных расчетов показал, что значения сил, полученных при максимальных показателях факторов, намного превышают значения, полученные при минимальных показателях факторов: вертикальная сила различается более, чем в 2 раза, а осевое усилие – более, чем в 8 раз. Сделан вывод о том, что погрешности установки параметров режимов прокатки могут вызвать многократный рост усилий прокатки, особенно горизонтальной составляющей. Поэтому для стабильной работы прокатных станов необходимы соблюдение технологической дисциплины и контроль исходной разностенности заготовки.

Ключевые слова: холодная прокатка труб, силы прокатки, полный факторный вычислительный эксперимент, погрешности технологических режимов.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-416-417

При холодной прокатке труб погрешности установки технологических режимов прокатки, разброс свойств исходной заготовки, условий контактного трения могут достигать $\pm 15\%$ и более [1 – 3]. Представляет интерес сделать оценку влияния этих погрешностей, в частности, на силовые параметры прокатки.

Для оценки проведены вычисления с использованием ранее разработанного пакета прикладных программ [4] в соответствии с планом полного факторного вычислительного эксперимента 2^3 (см. таблицу). Размеры заготовки 45×4 мм, размеры готовой трубы 20×2 мм, сталь 08X18H10T. Варьировали разностенность заго-

товки от 0 до 15 %, величину подачи 10 ± 3 мм, коэффициент трения Кулона $0,1 \pm 0,05$. В качестве функций отклика выбрали максимальные вертикальные и горизонтальные силы прокатки.

В результате обработки данных таблицы в соответствии с работой [5] получили следующие уравнения регрессии для сил прокатки с учетом оценки значимости коэффициентов (в предположении, что точность определения сил составляет $\pm 10\%$, некоторые парные взаимодействия оказались незначимы):

$$P = 640,5 + 74,25x_1 + 132x_2 + 44,75x_3 + 25,75x_1x_2; \quad (1)$$

План и результаты вычислительного эксперимента

Plan and results of the computing experiment

Номер опыта	Исходная разностенность X_1 , %	Подача X_2 , мм	Коэффициент трения X_3	Вертикальная сила P , кН	Горизонтальная сила Q , кН
1	15	13	0,15	956	172
2	15	13	0,05	789	43
3	15	7	0,15	590	93
4	15	7	0,05	524	26
5	0	13	0,15	716	116
6	0	13	0,05	629	31
7	0	7	0,15	479	77
8	0	7	0,05	441	23

$$Q = 72,6 + 10,9x_1 + 17,88x_2 + 41,88x_3 + 11,63x_2x_3, \quad (2)$$

где x_1, x_2, x_3 – кодированные значения факторов, соответственно исходной разностенности, подачи и коэф-

фициента трения; $x_i = \frac{2(X_i - X_i^{cp})}{X_i^{\max} - X_i^{\min}}$.

Уравнения (1), (2) подтверждают известные факты, что увеличение исходной толщины стенки, подачи и коэффициента трения увеличивают силы прокатки. Установлено по величине соответствующих коэффициентов регрессии в уравнении (1), что на вертикальную силу наибольшее влияние оказывает подача, далее по значимости следуют исходная разностенность и коэффициент трения. Факторы, влияющие на горизонтальную силу в соответствии с уравнением (2), по значимости могут быть расставлены так: коэффициент трения, подача, исходная разностенность. Анализ данных расчетов показал, что значения сил, полученных при максимальных значениях факторов (см. таблицу, опыт № 1), намного превышают значения, полученные при минимальных значениях факторов (см. таблицу, опыт № 8): верти-

кальная сила различается более, чем в 2 раза, а осевое усилие – более, чем в 8 раз.

Таким образом, погрешности установки параметров режимов прокатки могут вызвать многократный рост усилий прокатки, особенно горизонтальной составляющей. Поэтому для стабильной работы прокатных станков необходимы соблюдение технологической дисциплины и контроль исходной разностенности заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шевакин Ю.Ф. Калибровка и усилия при холодной прокатке труб. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 269 с.
2. Чечулин Ю.Б., Кондратов Л.А., Орлов Г.А. Холодная прокатка труб. – М.: Metallurgizdat, 2017. – 332 с.
3. Столетний М.Ф., Клемперт Е.Д. Точность труб. – М.: Metallurgiya, 1975. – 240 с.
4. Орлов Г.А., Измайлов А.Р. Экспертная автоматизированная система проектирования технологии холодной периодической прокатки труб. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 20011610720 от 14.06.2001.
5. Адлер В.И., Маркова Ю.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1976. – 276 с.

Поступила 28 ноября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 5, pp. 416–417.

EFFECT OF TECHNOLOGICAL ERRORS ON FORCE PARAMETERS OF PIPES COLD ROLLING

G.A. Orlov, A.A. Malanov, A.G. Orlov

Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The results of numerical experiments on studying of influence of technological errors on the vertical and horizontal forces of rolling are given. A full factorial computational experiment was performed by varying factors: initial wall thickness variation of pipes, feed and friction factor. The regression equations were obtained by the vertical and horizontal forces from these factors. It was found that the force values obtained when the maximum values of the factors are much higher than the values obtained at minimum values of factors: the vertical force varies by more than 2 times, and the axial force – more than 8 times. It was concluded that the errors of setup rolling parameters can cause a multiple increase in the forces of rolling, especially, in the horizontal component. Therefore, for stable rolling mills operation the observance of procedures discipline and control the initial wall thickness variation of pipes are necessary.

Keywords: cold rolling of pipes, wall thickness variation, force of rolling, full factorial computational experiment, technological errors.

REFERENCES

1. Shevakin Yu.F. *Kalibrovka i usiliya pri kholodnoi prokatke trub* [Calibration and forces at pipes cold rolling]. Moscow: Metallurgizdat, 1963, 269 p. (In Russ.).
2. Chechulin Yu.B., Kondratov L.A., Orlov G.A. *Kholodnaya prokatka trub* [Pipes cold rolling]. Moscow: Metallurgizdat, 2017, 332 p. (In Russ.).
3. Stoletnii M.F., Klempert E.D. *Tochnost' trub* [Precision of pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 240 p. (In Russ.).
4. Orlov G.A., Izmailov A.R. *Ekspertnaya avtomatizirovannaya sistema proektirovaniya tekhnologii kholodnoi periodicheskoi prokatki trub* [Expert automated system for designing a technology for the cold periodic pipes rolling]. Certificate of state registration of computer program no. 20011610720, 14.06.2001. (In Russ.).
5. Adler V.I., Markova Yu.V., Granovskii Yu.V. *Planirovanie eksperimenta pri poiske optimal'nykh uslovii* [Experiment planning when searching optimal conditions]. Moscow: Nauka, 1976, 276 p. (In Russ.).

Information about the authors:

G.A. Orlov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming" (gorol@mail.ru)

A.A. Malanov, Student

A.G. Orlov, MA Student of the Chair "Metal Forming"

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-413-414

Received November 28, 2017

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 21.05.2018. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 7053. 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

SHS TECHNOLOGY OF COMPOSITION FERROALLOYS PART I. METALLURGICAL SHS PROCESS. SYNTHESIS OF FERROVANADIUM AND FERROCHROMIUM NITRIDES

INFLUENCE OF BENDING EFFORTS OF WORKING ROLLS ON WIDENING OF THE THIN STEEL STRIP DURING HOT ROLLING

INFLUENCE OF THE METHOD OF NATURAL GAS SUPPLYING ON GAS DYNAMICS AND HEAT TRANSFER IN AIR TUYERE OF BLAST FURNACE

THE CONCEPT OF OPTIMAL BAR ROLL DESIGN. REPORT 2. CALIBERS SPACE

THE USE OF KALMAN FILTER IN AUTOMATIC CONTROL OF INDICATORS OF IRON ORES MAGNETIC CONCENTRATION

SIMULATION OF THE PROCESS OF CONTINUOUS FORMING OF STRAIGHT-SEAM WELDED PIPES ON THE BASIS OF "TESA 10-50 TRAINER"

INFLUENCE OF WHEEL BILLET STAMPING SCHEMES ON POWER MODES OF FORMING PRESS OPERATION AND ON WEAR OF THE DEFORMATION TOOL

STRUCTURE FEATURES OF THE Fe–Cu–Nb–Si–B BASED NANOCRYSTALLINE ALLOY RIBBON PRODUCED BY THE MELT SPINNING METHOD

RESEARCH OF THE BEHAVIOR OF MACROSTRUCTURE DEFECTS OF THE PRE-DEFORMED CONTINUOUS CAST BILLETS DURING ROLLING

IMPREGNATION OF SUBSTRATES OF TUNGSTEN MONOCARBIDE WITH LOW CARBON STEEL USING CONTACT AND NON-CONTACT METHODS

ON THE USE OF KOVDOR IRON ORE IN SINTERING PROCESS

EFFECT OF TECHNOLOGICAL ERRORS ON FORCE PARAMETERS OF PIPES COLD ROLLING