

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 6, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: **ЮСФИН Ю.С.**

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

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

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

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

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

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

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

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

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

ДУБ А.В., редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» (Госкорпорация «Росатом», г. Москва)

КАВАЛЛА Р. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела «Металлургические технологии» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва)

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

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

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Высокопрочные стали для энергетики» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

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

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

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

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

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@mis.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@sibs.ru

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Chief editor: YUSFIN YU.S.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Responsible secretary: POLULYAKH L.A.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy responsible secretary: OLENDARENKO N.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial board:

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

ASHIHMIN G.V. (OJSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

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

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

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

GRIGOROVICH K.V., Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

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

DUB A.V., Editor of the section "Engineering in Ferrous Metallurgy" (State Corporation "Rosatom", Moscow)

KAVALLA R. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

KOSYREV K.L., Editor of the section "Metallurgical Technologies" (FSUE "TsNIIChermet named after Bardin I.P.", Moscow)

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

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

MYSHLYAEV L.P., Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

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

PODGORODETSKIY G.S. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PYSHMINTSEV I.YU., Editor of the section "High-strength Steel for Power Engineering" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

SIMONYAN L.M., Editor of the section "The Rational Use of Natural Resources in the Steel Industry" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

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

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

FILONOV M.R., Editor of the section "Materials Science and Nanotechnologies" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

SPEIDEL M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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@sisiu.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

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Подгородецкий Г.С., Юсфин Ю.С., Сажин А.Ю., Горбунов В.Б.,
Полулях Л.А. Современные тенденции развития технологии
производства генераторных газов из различных видов твер-
дого топлива 393

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Боровых М.А., Вьюхин В.В., Чикова О.А., Цепелев В.С. О влия-
нии дефектов на вязкость жидких сталей 32Г1 и 32Г2 402
- Поводатор А.М., Цепелев В.С., Конашков В.В. Экспресс-изме-
рение декремента затухания при фотометрическом определе-
нии вязкости высокотемпературных металлических сплавов ... 407
- Ри Хосен, Дзюба Г.С., Ри Э.Х., Ермаков М.А., Мамонтова Е.С.
Управление структурой и свойствами хромистых белых чугу-
нов путем их модифицирования 412
- Мухин Ю.А., Бельский С.М., Чупров В.Б., Бахаев К.В., Стоя-
кин А.О. Особенности температурного поля стальных полос
при горячей прокатке 417

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Богатов А.А., Нухов Д.Ш. Конечно-элементное моделирование
кузнечной протяжки полос без изменения формы и размеров
в условиях знакопеременной деформации 422

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Баранов Г.Л. Контактные напряжения при пластическом течении
металла в клиновидном канале 429
- Алеутдинова М.И., Фадин В.В. О влиянии наклепа на износ ста-
ли Ст3 в скользящем сухом контакте при высокой плотности
тока 434
- Лысенкова Е.В., Стомахин А.Я. Образование нитридов титана в
стальных расплавах – термодинамические расчеты на основе
уточненных справочных данных 439

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Александров А.Г., Ливаткин П.А., Положенцев К.А. Построе-
ние модели процесса управления напряжением вакуумной
дуговой печи. Сообщение 2 444
- Шварц Д.Л. Теоретическое исследование прокатки рельсового
профиля в универсальном калибре. Сообщение 1 448
- Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И. Расчеты плавления
стальных плоских брикетов в жидкой ванне сталеплавильно-
го агрегата. Сообщение 1. Математическая постановка зада-
чи и аналитическое решение 455

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B.,
Polulyakh L.A. Manufacturing trends of generator gases from
different types of solid fuel 393

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Borovykh M.A., V'yukhin V.V., Chikova O.A., Tsepelev V.S. The in-
fluence of defects on the ductility of liquid steel 32G1 and 32G2 ... 402
- Povodator A.M., Tsepelev V.S., Konashkov V.V. Quick measurement
of the attenuation ratio in photometric testing of the heavy-resistant
metal alloys' viscosity 407
- Ri Khosen, Dzyuba G.S., Ri E.Kh., Ermakov M.A., Mamonto-
va E.S. Structure and properties control of chromium white cast
iron by their modifying 412
- Mukhin Yu.A., Bel'skii S.M., Chuprov V.B., Bakhaev K.V., Stoya-
kin A.O. The features of temperature field of steel stripes under
hot rolling 417

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

- Bogatov A.A., Nukhov D.Sh. Final and element modelling of the forge
broach of strips without change of form and sizes in the condi-
tions of alternating deformation 422

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Baranov G.L. Contact stresses at plastic metal flow in a wedge-shaped
channel 429
- Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Cold work hardening effect on wear of
0,2 % C steel in dry sliding contact at high current density 434
- Lysenkova E.V., Stomakhin A.Ya. Formation of TiN inclusions in
steel melts – thermodynamic calculations based on the verified
data 439

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Aleksandrov A.G., Livatkin P.A., Polozhentsev K.A. Creating a mod-
el of voltage control in vacuum arc furnace. Report 2 444
- Shvarts D.L. Theoretical investigation of rail profile rolling in univer-
sal caliber. Report 1 448
- Postol'nik Yu.S., Timoshpol'skii V.I. The calculations of steel flat
briquettes melting in liquid bath of a steelmaking unit. Report 1.
Mathematical formulation of the problem and its analytical solu-
tion 455

УДК 662.73

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ГЕНЕРАТОРНЫХ ГАЗОВ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА*

Подгорецкий Г.С., к.т.н., доцент, зав. кафедрой «Экстракция и рециклинг черных металлов» (podgs@isis.ru)

Юсфин Ю.С., д.т.н., профессор

Сажин А.Ю., младший научный сотрудник научно-образовательного центра «Инновационные металлургические технологии»

Горбунов В.Б., к.т.н., доцент кафедры «Экстракция и рециклинг черных металлов»

Полулях Л.А., доцент кафедры «Экстракция и рециклинг черных металлов»

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

Аннотация. Из анализа литературных источников сделан вывод о высокой перспективности производства генераторных газов из различных видов твердого топлива. Показано, что при соответствующей подготовке, к различным видам твердого топлива можно отнести такие возобновляемые источники энергии как торф, сапропели и твердые бытовые отходы. Приведены недостатки, присущие современным технологиям производства генераторного газа. Проанализирован опыт производства и использования генераторных газов в черной металлургии. Разработаны критерии, которым должна соответствовать новая технология переработки твердых видов топлива. Показано, что наиболее перспективным направлением развития технологий производства генераторных газов является газификация в барботируемой шлаковой ванне. Приведена схема подготовки и газификации твердых видов топлива в шлаковом расплаве. Проведенные технологические и экономические расчеты показали высокую экономическую эффективность производства генераторных газов в политопливном газогенераторе барботажного типа. Себестоимость производства тепловой и/или электрической энергии при сжигании генераторного газа, полученного из рядового бурого угля, на 35 – 40 % ниже, чем при их производстве при сжигании природного газа.

Ключевые слова: уголь, отходы обогащения углей, торф, сапропели, возобновляемые источники энергии, твердые бытовые отходы, политопливный газогенератор.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-393-401

Наиболее перспективным направлением эффективной переработки различных видов твердого топлива является производство генераторного газа. Произведенный генераторный газ может использоваться в качестве:

- энергоносителя для производства электрической и тепловой энергии;
- энергоносителя на предприятиях черной и цветной металлургии;
- основного компонента для производства синтез-газа, синтетических видов жидкого топлива, производства водорода и других химических продуктов.

В пользу газификации угля, также как и использования синтетического природного газа (СПГ) в целом, говорят следующие факты.

- Главным экономическим преимуществом газификации является тот факт, что использование СПГ позволяет повысить эффективность «отда-

чи» одной тонны угля по сравнению с прямым сжиганием на угольных станциях до 60 %.

- Очистка газа перед сжиганием намного дешевле очистки дымовых выбросов угольных станций вследствие существенно более низкого объема.
- Газификация угля и других видов твердого топлива дает возможность производить электроэнергию и получать продукцию при относительно небольших затратах, что обеспечивает конкурентное преимущество на рынке дорогостоящих энергоносителей.
- Электростанции, работающие на газе из угля, требуют больших капитальных затрат (как и любое другое крупное производство). Тем не менее, эксплуатационные затраты на установки газификации угля будут потенциально ниже, чем для обычных угольных станций, поскольку первые более эффективны и не требуют дорогостоящего оборудования для защиты окружающей среды. По мере развития технологии и накопления опыта промышленного получения газа из угля стоимость таких объектов будет снижаться.

* В работе принимал участие Ю.И. Базалинский.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, соглашение № 14.278.21.0065 от 20.10.2014 г., уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57814X0065.

- Газ из угля может заменить постоянно дорожающий природный газ, используемый в качестве топлива или сырья.
- При газификации твердого топлива можно извлекать полезные элементы, которые имеют очень высокую рыночную стоимость. Многие угли имеют аномально высокое содержание ряда редких элементов.

Технология газификации угля и других видов твердого топлива имеет стратегическое значение для России, поскольку страна располагает более 20 % мировых запасов этих ценных ресурсов.

Использование каменных углей

В мире широко распространены технологии производства генераторного газа из различных видов углей [1]. При наличии несомненных достоинств этих технологий, связанных, прежде всего, с их промышленным применением, они имеют ряд недостатков. К ним относятся:

- неполное использование органической части углей (недожог);
- образование вторичных отходов, требующих затрат на хранение;
- полная потеря ценных микроэлементов, содержащихся в углях;
- значительный ущерб, наносимый угольной генерацией окружающей среде.

Помимо этого, промышленные технологии газификации углей относятся к капиталоемким, имеющим большие сроки окупаемости. Это, прежде всего, связано с неполным извлечением полезных компонентов, содержащихся в углях, в востребованные товарные продукты, либо с производством попутной низкокачественной продукции, такой, как отвальный шлак.

Анализ современной научно-технической литературы показал, что угольная промышленность России является одним из крупнейших источников промышленных отходов. Добыча угля в России за 2013 г. составила 352 млн т [2, 3]. Удельный вес добычи открытым способом составил порядка 70 %. При этом на 1 т угля при открытой добыче образуется до 4 – 5 т вскрышных пород, при подземной (шахтной) добыче – до 0,2 – 0,3 т шахтных пород. Кроме того, при обогащении угля в 2013 г. образовано более 30 млн т твердых отходов, а при сжигании угля на ТЭС около 25 млн т золошлаковых отходов (ЗШО). На сегодня в угольной отрасли скопилось около 15 млрд т антропогенных твердых отходов, из них порядка 70 % в Кузнецком бассейне, а в золоотвалах угольных ТЭС – 1,7 млрд т ЗШО [4, 5].

Обобщая вышесказанное, можно сделать вывод о том, что существующие технологии обогащения, подготовки и сжигания углей несовершенны, приводят к образованию огромного количества вторичных отходов, неполному использованию потенциально полез-

ных компонентов, безвозвратным потерям ценных компонентов – микропримесей.

Возобновляемые источники энергии

В значительно меньшей степени развиты технологии газификации других видов твердого топлива, таких как отходы обогащения углей, торф, сапропели и другие виды возобновляемых источников энергии. Это связано с рядом причин. К ним можно отнести: наличие больших запасов углей, отсутствие экономически эффективных способов переработки низкосортных видов твердого топлива.

Торф – второе по запасам (после каменного угля) органическое топливо России, отнесенное к возобновляемым источникам энергии. Запасы торфа в стране составляют 175,65 млрд т (при условной влажности 40 %) или 61,3 млрд т условного топлива [6].

Запасы сапропеля с естественной влажностью в России оцениваются величиной 38 – 250 млрд м³, с влажностью 60 % (по массе) – 40 – 92 млрд т. Сапропели также можно отнести к возобновляемым источникам энергии [7].

Технологии использования различных возобновляемых источников энергии активно развиваются во многих странах мира, многие из них достигли коммерческой зрелости и успешно конкурируют на рынке энергетических услуг.

Торф, сапропели и горючие сланцы распространены практически на всей территории РФ. Они, безусловно, могут быть использованы в качестве источников энергии. Особенно актуально это для отдаленных регионов Сибири и Дальнего Востока.

Полноценное комплексное использование торфа, сапропелей и горючих сланцев требует разработки специальной технологии переработки. Для их использования в качестве энергоносителей требуется проведение полных комплексных исследований физических кондиций и химических свойств.

К возобновляемым источникам энергии, безусловно, можно отнести твердые бытовые отходы (ТБО). Низшая теплота сгорания ТБО сравнима с теплотой сгорания ряда низкокалорийных видов топлива, применяемых в энергетике. Ежегодно на свалки и полигоны РФ вывозится 140 млн м³, под захоронение последних занято 250 тыс. га (или 2,5 тыс. кв. км) земельных угодий. Всего на учтенных свалках страны накоплено 65 млрд м³ ТБО. В среднем ежегодное увеличение объемов ТБО составляет 2 % и ежегодно на 2,5 – 4,0 % увеличивается площадь землеотводов для захоронения отходов. По данным Росприроднадзора в России только 4 – 5 % ТБО вовлекается в промышленную переработку [8].

В себестоимости тепловой и электрической энергии одной из основных составляющих являются логистические затраты. Эти затраты связаны в основном с территориальным расположением потребителей тепловой

и электрической энергии. Производство тепловой и электрической энергии в отдаленных или труднодоступных районах сопровождается необходимостью завоза жидкого топлива, либо углей, что существенно удорожает производство этих видов энергии. В то же время в этих регионах, как правило, имеются запасы альтернативных видов твердого топлива: торфа, сапропелей и других видов возобновляемого органического топлива. Практически во всех регионах имеются возобновляемые запасы твердых бытовых отходов. Особенно актуальны эти проблемы для отдаленных районов Дальнего Востока и Сибири.

Относительно успешно работающие в промышленном масштабе технологии переработки ТБО не лишены существенных недостатков: необходимостью безопасного хранения вторичных отходов переработки ТБО и долгими сроками окупаемости установок, требующими государственных или муниципальных преференций. В то же время в ходе разработки лучших мировых практик переработки ТБО созданы и опробованы отдельные узлы, такие как узел подготовки ТБО к переработке, совершенные системы газоочистки. Эти удачные технологические решения могут быть использованы во вновь создаваемых технологиях.

Лучшие мировые практики производства генераторных газов

Промышленные технологии газификации углей известны давно. Их условно можно разделить на следующие виды [9, 10]:

- газификация в стационарном слое;
- газификация в кипящем слое;
- газификация в вихревом потоке;
- комбинированные методы;
- газификация в барботируемой шлаковой ванне.

Газификатор Лурги. Одной из старейших технологий, получившей широкое распространение в мире, является технология газификации в стационарном слое по методу Лурги. Газификация по методу Лурги относится к наиболее распространенным способам. Газификация в плотном слое топлива при атмосферном давлении в настоящее время практически утратила свое значение и осуществляется в плотном слое кускового угля при повышенном давлении.

Применение способа ограничено определенными требованиями к сырью:

- размер куса 30 – 50 мм, соотношение максимального и минимального размера частиц не более 2:1;
- спекаемость сырья – отрицательный показатель для данного процесса, так как угли начинают переходить в пластическое состояние, препятствуя движению газов;
- при температуре ниже температуры шлакования золы возможна газификация углей с содержа-

ем золы не более 15 %, особенно при твердом ее удалении.

К недостаткам процесса следует отнести и необходимость извлечения из газа образующихся в зоне термического разложения продуктов. Выходящая из газогенератора парогазовая смесь требует дальнейшей очистки.

Перспективы совершенствования процесса Лурги сосредоточены в основном на создании аппарата с жидким шлакоудалением, подъеме температуры в зоне газификации и обеспечении последующей каталитической конверсии сырого газа [4].

В современных условиях в промышленных масштабах газификация угля осуществляется под давлением 2 – 3 МПа в слое шихты, движущейся противотоком к подаваемым в реактор снизу пару, кислороду и образующемуся газу. Преимуществами данного процесса являются высокая производительность установок и низкий расход кислорода, недостатками – необходимость принимать меры для предупреждения спекания углей, низкая температура получаемого газа и содержание в нем побочных продуктов: смолы аммиака, фенолов. Работы по дальнейшему совершенствованию процесса ведутся в направлении увеличения размеров и энергетической мощности газогенераторов – сооружения генераторов производительностью по углю до 75 т/ч (вместо 50 т/ч для эксплуатируемых в настоящее время), повышения давления (до 10 МПа) и повышения температуры процесса.

В таблице приведено сравнение показателей работы газогенератора Лурги в двух режимах: без расплавления и с расплавлением золы [4].

Показатели работы газогенератора Лурги

Performance indicators of Lurgi gasifier

Показатель	Режим работы	
	без расплавления золы	с расплавлением золы
Расход, объемн. ед.:		
– пара	8,9	1,1
– кислорода	1,0	1,0
Степень использования пара, %	60	100
Производительность по газу, ГДж/(м ² ·ч)	48,3	159,0
Содержание в сыром газе, %		
– CO	24,6	60,6
– H ₂	39,8	27,8
– CO ₂	24,6	2,6
– CH ₄	8,7	7,6
– C _n H _m	1,1	0,4
– N ₂	1,2	1,0
Теплота сгорания газа, ГДж/нм ³	10,9	13,0
Эффективность газификации, %	62,6	68,3

Наряду с ожидаемой более высокой удельной производительностью важным преимуществом газогенератора с выпуском жидкого шлака является возможность газификации углей с низкой реакционной способностью или с низкой температурой плавления золы. Кроме того, обеспечивается возможность варьирования в широких пределах соотношения содержания водорода и оксида углерода в газе. Благодаря резкому сокращению количества непрореагировавшего водяного пара могут быть значительно уменьшены размеры установки для осушки газа.

Газификатор Винклера. Газификация в кипящем слое топлива получила бурное развитие начиная с 20-х годов XX в. Во время второй мировой войны Германия получала синтетическое жидкое топливо большей частью из генераторного газа, производимого в процессах газификации по способу Винклера. До настоящего времени в мире существует около 50 агрегатов, работающих по данному принципу.

Удельная производительность процесса газификации бурых углей в газогенераторах с кипящим слоем при атмосферном давлении достигает 2500 – 3000 кг/(м³·ч), производительность одного агрегата составляет 20 – 45 т/ч.

Требования к сырью в данном процессе менее жесткие, чем в процессе Лурги – возможна газификация высокозольных (до 40 %) и спекающихся углей. Однако предпочтительно использовать угли с достаточно высокой реакционной способностью – бурые угли, реакционно-способные каменные угли, буроугольный кокс и полукокс с размером частиц <10 мм. Интенсивное перемешивание твердых частиц в кипящем слое приводит к практически изотермическому режиму, что облегчает регулирование температуры в реакторе. Степень превращения угля достигает 90 %, что выше, чем для процесса Лурги.

К недостаткам газогенератора Винклера следует отнести:

- необходимость очистки газа от большого количества пыли;
- невысокую температуру газификации;
- большие размеры газогенератора и его металлоемкость;
- высокое содержание углерода в золе (до 10 %) при сухом золоудалении.

Дальнейшее развитие технологии газификации в кипящем слое возможно в направлениях:

- повышение температуры процесса за счет повышения температуры плавления золы введением, например, инертных добавок;
- разработка установок в кипящем слое при повышенном (до 5 МПа) давлении.

Газификаторы Копперс-Тотцек, Шелл-Копперс. Газификатор Копперс-Тотцек относится к процессам газификации в вихревом потоке. Данные процессы осуществляются при высоких давлениях и температурах в прямоточных реакторах при совместной подаче угля с газифицирующими агентами – паром и кислоро-

дом. Преимуществами процессов в вихревом потоке по сравнению с процессами в компактном слое являются возможность использования различных сортов углей, высокая температура получаемого газа и отсутствие в нем смолы и фенола.

Требуется большой объем работ по подготовке угля – измельчению его до нужной крупности. Отрицательным фактором является также замедление скорости реакций на выходе из реактора, в связи с чем становится невозможной полная газификация углерода даже при условии взаимодействия с ним всего кислорода. Степень газификации углерода определяется продолжительностью пребывания реагирующих веществ в реакторе и, следовательно, его размерами. По данным Горного бюро (США), степень газификации углерода процессами в вихревом потоке в каменном угле может достигать 85 %, в буром угле – 95 %. Так, при температуре угля и кислорода 25 °С, температуре пара 820 °С степень газификации углерода бурого угля составляет 90 % [8].

Рабочая температура процесса определяется общим энергетическим балансом, учитывающим тепло экзотермических реакций углерода с кислородом, эндотермических реакций углерода с паром, теплосодержание реагентов и продуктов реакций, а также тепловые потери, состав получаемого газа – смещением равновесия реакции водяного газа. Для обеспечения оптимальных рабочих параметров процесса и высокого содержания $\text{CO} + \text{H}_2$ в газе содержание влаги в угле не должно превышать 5 %.

К процессам в вихревом потоке относятся процессы Шелл-Копперс, Тексако, Саабберг-Отто.

Процесс Шелл-Копперс разработан на основе известного процесса газификации угля Копперс-Тотцек и опыта, полученного фирмой Shell, США при газификации мазута под давлением. Он представляет собой автотермический процесс газификации угольной пыли кислородом или воздухом и водяным паром. Уголь после сушки и измельчения (содержание фракции 90 – 0 мкм должно составлять 90 %) под высоким давлением вдувается в реакционное пространство в прямотоке с газифицирующими агентами. Рабочее давление составляет около 3 МПа, температура газа на выходе из реактора 1400 – 1500 °С [8].

Зола выделяется в виде шлака в системе охлаждения под реактором. Содержание углерода в шлаке очень низкое. Остаточная зола выносится из реактора потоком газа в виде летучей золы. Для затвердевания золы на выходе из реактора предусмотрена зона резкого охлаждения газа. Затем газ проходит через котел-утилизатор, где может быть получен перегретый пар давлением до 10 МПа, и очищается от пыли в скруббере мокрой очистки. Содержание пыли в газе снижается до менее 1 мг/м³. Охлажденный и очищенный от пыли газ содержит еще соединения серы, следы аммиака и цианистого водорода, который необходимо удалить в случае использования его в качестве газа-восстановителя.

Показатели работы газогенератора Шелл-Копперс приведены ниже.

Давление, МПа	1,94
Расход:	
угля, т/ч	4,4
кислорода, м ³ /ч	2860
Отношение О/С	1,01
Производство газа, м ³ /ч	9500
Степень газификации углерода, %	99
Содержание в газе, %:	
– CO	65,2
– H ₂	25,5
– CO ₂	0,8
– H ₂ S	0,3
– N ₂ и прочих газов	8,2

При вторичном использовании золы можно добиться 100 %-ной газификации угля и всю золу подучить в виде гранулированного шлака.

Процесс газификации пылевидного или жидкого углеродсодержащего сырья кислородом и водяным паром осуществляется при атмосферном или повышенном давлении при 1400 – 1500 °С. Твердое сырье должно быть измельчено до частиц менее 0,1 мм. Иногда в зависимости от вида сырья к нему добавляют частицы более крупного размера. Желательно, чтобы содержание золы в топливе не превышало 40 %.

К недостаткам процесса Шелл-Копперс можно отнести:

- более высокий расход кислорода в сравнении с другими методами газификации;
- затраты на тонкое измельчение топлива;
- необходимость бесперебойной подачи топлива, так как в противном случае из-за малого времени пребывания в реакционной зоне могут возникнуть взрывоопасные смеси при избытке O₂;
- большой унос пыли и очистка от нее продуктов реакции.

Перспективное развитие процесса состоит в следующем:

- разработка вариантов способа при давлении выше 1,5 МПа;
- газификация тяжелых нефтяных фракций и композиций сырья при создании универсальных, регулируемых форсуночных устройств;
- совершенствование процессов очистки сырого газа от пыли;
- повышение термического КПД с 70 – 80 до 90 % за счет усовершенствования утилизации тепла.

Дальнейшее развитие процессов производства генераторного газа из углей идет в направлении развития комбинированных методов.

Технология газификации Коноко-Филипс [9].

Комплексная газификация с комбинированным циклом по технологии газификации Коноко_Филипс (ConocoPhilips) реализована на заводе ConocoPhilips E-GasTM на западе США. Два газогенератора с газификацией в потоке питают две турбины сгорания. Две установки рекуперации тепла и одна паровая турбина обеспечивают дополнительную мощность.

Основным видом топлива является Иллинойский каменный уголь № 6 с высшей теплотой сгорания 27,1 КДж/кг. Коэффициент использования мощностей для завода составляет 80 %. Завод использует улучшенную версию технологии газификации. Два газификатора перерабатывают 5567 т угля/сут. Шлам (63 % массы угля) из шламохранилищ передается в газификатор, разделенный на первичную и вторичную стадию в соотношении 78/22. Кислород производится в криогенных установках разделения воздуха. Угольный шлак и кислород реагируют в газификаторе при давлении 4,2 МПа и высокой температуре (в среднем >1370 °С), в то время как введенная в газификатор часть шлама второй стадии снижает температуру за счет эндотермической реакции газификации.

Газ, выходящий из газификатора, охлаждают в охладителях, производящих пар высокого давления. Охлажденный газ очищается от твердых частиц с помощью циклонного уловителя, содержащего керамические фильтры. Сырой генераторный газ затем дополнительно охлаждают, перед тем как провести очистку от оставшихся твердых частиц и других компонентов в распылительном скруббере. Далее газ проходит через установку по удалению ртути, в которой 95 % ртути поглощается из генераторного газа в колонне с активированным углем. Сероводород (H₂S) удаляется из охлажденного, очищенного от твердых частиц газа потоком раствора Амина (methyldiethanolamine).

Сера восстанавливается в Клаус-секции извлечения серы с использованием кислорода вместо воздуха. Секция производит расплавленную серу путем преобразования около одной трети H₂S в диоксид серы (SO₂), а затем реакцией между H₂S и SO₂ получают серу и воду.

Цикл Брайтона, питаемый генераторным газом, используется с обычным паровым циклом Ранкина для производства электроэнергии с комбинированным циклом. Сжатый азот из блока разделения воздуха используется для разбавления синтетического газа, что помогает свести к минимуму образование оксидов азота (NO_x) при горении в газовой турбине. Две газовые и одна паровая турбина, работающие при 12,4 МПа/566 °С/566 °С формируют основные компоненты завода с комбинированным циклом. Завод производит 623 МВт электроэнергии на выходе. Коэффициент полезного действия завода составляет 39,3 %.

Технологии газификации Сименс. Газификаторы Сименс выполнены в двух модификациях: с охлаждае-

мым кожухом и кожухом с огнеупорной футеровкой [11].

Температура газификации лежит в пределах 1300 – 1800 °С. Условия газификации зависят от характеристик сырья: теплоты сгорания, состава органической части угля, состава летучих угля, состава и температуры плавления золы.

Особенности газификатора Сименс с водяным охлаждением позволяют перерабатывать различные виды твердого топлива:

- широкий диапазон углей;
- кокс;
- биомассу;
- жидкое сырье.

При газификации не образуются смолы и масла, на выходе получается стекловидный шлак. В то же время водяное охлаждение генераторного газа приводит к повышенному содержанию в нем паров воды. Водяное охлаждение кожуха реактора позволяет многократно удлинить срок службы реактора за счет образования слоя защитного гарнисажа.

Газогенератор с футерованным кожухом реактора также имеет ряд преимуществ, таких как высокая степень газификации углерода (>98 %), легкий запуск, низкие эксплуатационные расходы. Однако использование футеровки в реакторе сужает диапазон используемых углей до высококачественных низкосольных марок с высокой температурой плавления золы. Другим недостатком газогенератора с огнеупорной футеровкой кожуха является наличие отхода производства – золы.

К комбинированным процессам газификации можно отнести также газификаторы фирмы Шеврон (Chevron Texaco), ныне развиваемые фирмой GE Energy. Уголь или водоугольная суспензия подается в охлаждаемый реактор сверху совместно с кислородным дутьем. Газификация протекает также, как и в газификаторе Сименс в верхнем реакторе. Образующийся шлак выводится совместно с охлаждающей водой. Отличием газификаторов фирмы GE Energy от газификаторов Сименс является наличие водопарового контура охлаждения в нижней части реактора, позволяющем получать дополнительные количества энергетического пара.

Принципиально иная схема газификации углей реализована в разработанном в НИТУ «МИСиС» процессе газификации углей в барботируемой шлаковой ванне – РОМЕЛТ.

Газификатор на базе процесса РОМЕЛТ. Процесс РОМЕЛТ разработан в НИТУ «МИСиС» в 80-х годах прошлого века [12]. Печь построена на Новолипецком металлургическом комбинате в 1984 г. и проведен ее горячий пуск. За период с 1985 по 2000 гг. на опытно-промышленной печи РОМЕЛТ было проведено 40 опытных кампаний. Одним из технологических режимов процесса РОМЕЛТ является режим так называемого

«холостого хода», при котором осуществляется газификация угля в шлаковом расплаве при боковой продувке ванны кислородосодержащим газом без подачи в печь железосодержащего сырья.

Ниже приведены основные особенности процесса РОМЕЛТ.

- Возможность полной газификации в шлаковом расплаве углей различного качества.
- Отсутствие недожога, что делает эту технологию привлекательной для сжигания низкорреакционных углей.
- Уголь не требует предварительного размола или сушки.
- Пылевывнос из реактора-газификатора составляет 2 – 3 % массы загрузки.
- Химические анализы вторичной уловленной пыли и расчеты показывают, что в мелкодисперсной пыли будут концентрироваться германий, рений, галлий, рубидий, цезий и другие металлы, содержащиеся в углях.
- Оксиды азота в газовой фазе непосредственно над ванной шлакового расплава не обнаружены. Их содержание после полного дожигания в котле не превышает 100 м/нм³.
- Выбросы серы в атмосферу благодаря взаимодействию со шлаком и образованию вторичных сульфатов не превышают допустимых пределов.
- Содержание O₂ в дутье от 21 до 99,5 %. Можно контролировать калорийность получаемого генераторного газа.

В процессе РОМЕЛТ можно перерабатывать практически любые угли, золы ТЭЦ и другие отходы. Помимо переработки отходов и углей можно получать:

- генераторный газ требуемого химического состава;
- шлак требуемого химического состава;
- концентрат редких и цветных металлов;
- металлический сплав.

Следует отметить, что процесс РОМЕЛТ разработан для производства чугуна из различных видов железорудных материалов и техногенных отходов. Выработка пара (электроэнергии) реализуется в основном за счет охлаждения кожуха реактора, дожигания и охлаждения отходящих из печи газов. Использование процесса РОМЕЛТ в его традиционном виде для газификации углей возможно только при выработке попутной энергии при производстве чугуна. Для создания технологии производства генераторного газа необходима разработка новой технологии и новой конструкции газогенератора.

В целом можно сделать вывод о том, что технологии на базе барботажных процессов могут осуществлять максимально полную переработку твердых видов топлива с комплексным селективным извлечением полезных компонентов в товарные продукты.

Технологии газификации твердого топлива в черной металлургии

Следует отметить, что производство генераторных газов в массовых количествах широко применяется в черной металлургии. Так производство кокса сопровождается значительным выходом попутного коксового газа. Доменную печь также можно отнести к комплексным энергометаллургическим агрегатам, поскольку, помимо чугуна, она производит и доменный газ. Коксовый и доменный газы используются в энергосетях металлургических комбинатов не только в технологических целях, т. е. для нагрева заготовок для проката, обогрева воздухонагревателей, но и для производства тепловой и электрической энергии. На крупных металлургических комбинатах в настоящее время вырабатывается до 40 % потребляемой тепловой и электрической энергии из вторичных газов.

В черной и цветной металлургии продолжается разработка новых процессов экстракции металлов. Многие новые процессы, такие как COREX, HISMELT, HISARNA, в том числе реализованные в промышленных масштабах, используют в своем составе реактор-газификатор.

Основные недостатки промышленных технологий производства генераторных газов, принципы новой технологии

Несмотря на достаточно активное развитие процессов газификации твердых видов топлива в мире, существующие технологии далеки от идеала и им присущи ряд недостатков, к которым можно отнести:

- неполное извлечение всех полезных компонентов в товарные продукты, особенно это актуально для компонентов-микропримесей;
- потребность в значительных капиталовложениях, окупаемых только при строительстве крупных производств;
- ориентация на низкомаржинальные сопутствующие продукты, такие как отвалный шлак;
- недостаточная экологическая чистота технологий, наличие экотоксикантов в продуктах переработки.

Новая технология должна отвечать ряду требований. К ним относятся:

- полная переработка твердых видов топлива без образования вторичных продуктов, требующих дополнительного складирования или захоронения;
- максимально полная нейтрализация особо опасных экотоксикантов, таких как диоксины, фураны и т. д.;
- использование лучших технологических решений мировых практик;

- относительно невысокие капиталовложения;
- возможность прибыльной работы предприятий по переработке твердых видов топлива с приемлемыми сроками окупаемости.

Анализ литературных источников позволил предложить схему газификатора на базе печи барботажного типа.

Схема газификатора на базе печи барботажного типа

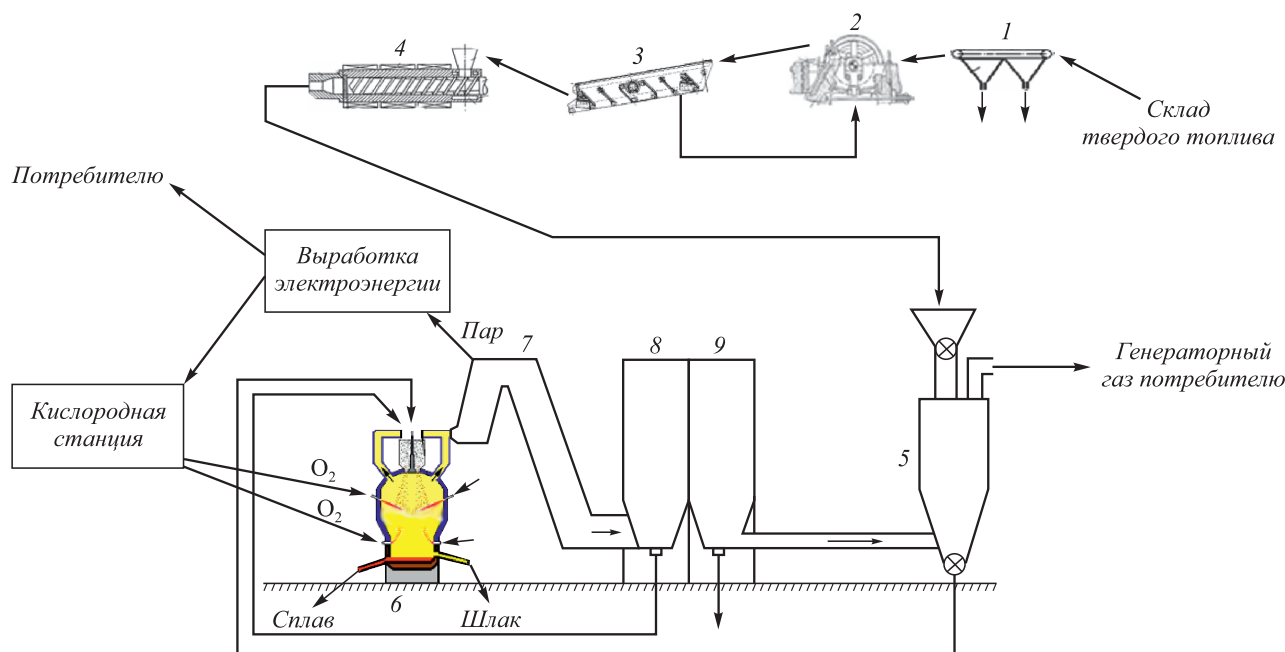
На рисунке приведена технологическая схема политопливного газогенератора.

Предлагаемая схема узлов и агрегатов политопливного газогенератора предназначена для производства генераторных газов из различных видов твердого топлива. Выше было отмечено, что многие виды твердого топлива, включая ТБО, отличаются нестабильным составом. Такие виды твердого топлива, как отходы углеобогащения, торф, сапропели, ТБО содержат от 30 до 60 % воды. Производство генераторных газов из таких материалов потребует использования дополнительных видов топлива. Целесообразно организовать промежуточный склад топлива, где оно будет предварительно подсушиваться и усредняться. В случае необходимости топливо подается на вакуум-фильтры (1), где происходит его предварительное обезвоживание до влажности 20 – 25 %.

Многие виды твердого топлива относятся к мелкодисперсным (менее 1 мм) материалам. Загрузка такого вида материалов в реактор-газификатор будет сопровождаться значительным, до 5 % и более пылеуносом. Для снижения пылеуноса топлива, а также для введения специальных флюсующих и других добавок рекомендуется брикетировать топливо. В качестве брикетирующего оборудования предлагается использовать экструдеры (4), позволяющие при незначительных затратах производить брикеты нужной формы и размера.

При переработке низкокалорийных видов топлива их газификация без досушивания до влажности 5 – 10 % потребует введения дополнительных видов другого высококалорийного топлива. Предлагается подсушивать брикеты до требуемой влажности в сушилке для брикетов (5).

Далее брикеты подаются в печь с барботируемым кислородсодержащим газом шлаковым расплавом (7). В печи при температуре 1450 – 1600 °С происходит газификация твердого топлива. Углерод, органические составляющие, а также вода переходят в газообразное состояние и образуют генераторный газ. Далее газ охлаждается в котле-охладителе и поступает в газоочистку (8, 9). После двухстадийной газоочистки крупная фракция пыли возвращается на дозирование и вводится в брикеты. Мелкая фракция пыли поступает на переработку на предприятия цветной металлургии. Очи-



Технологическая схема политопливного газогенератора:

1 – вакуум-фильтры; 2 – дробилка; 3 – грохот; 4 – экструдер; 5 – сушилка для брикетов; 6 – печь с барботируемым шлаковым расплавом; 7 – котел-утилизатор; 8 – грубая газоочистка; 9 – тонкая газоочистка

Technological scheme of polyfuel gasifier:

1 – vacuum filters; 2 – crusher; 3 – cribble; 4 – extruder; 5 – briquettes dryer; 6 – furnace with bubbling slag melt; 7 – exhaust-heat boiler; 8 – rough gas-cleaning; 9 – thin gas-cleaning

щенный и охлажденный генераторный газ передается потребителям.

Помимо газа в печи происходит образование шлака и (если это целесообразно) металлического сплава. Жидкие продукты плавки периодически выпускаются из печи. Химический состав шлака регулируется флюсующими добавками. Далее он поступает на грануляцию, либо производство шлакокаменного литья. Металлический продукт, в зависимости от его состава, передается потребителям на предприятия черной или цветной металлургии.

В ходе разработки технологической схемы политопливного газогенератора разработаны секреты производства, зарегистрированные как «Ноу-хау» в депозитарии НИТУ «МИСиС».

На основании предложенной схемы политопливного газогенератора проведены предварительные расчеты себестоимости производимого генераторного газа. При цене твердого топлива на уровне 1500 руб. и расходе кислорода по цене 3000 руб/нм³ порядка 100 нм³ на 1000 нм³ генераторного газа, содержащего 85 – 90 % CO + H₂, себестоимость 1000 нм³ газа составит 550 – 750 руб. В пересчете (по калорийности) на природный газ его себестоимость составит 1700 – 2300 руб. за 1000 нм³, что на 40 – 60 % ниже цены природного газа. Использование такого генераторного газа для производства тепловой и электрической энергии снизит их стоимость на 35 – 40 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. BP Statistical Review of World Energy June 2014.
2. Долгосрочная программа развития угольной промышленности России на период до 2030 г. (утверждена распоряжением Правительства Российской Федерации от 24 января 2012 г. № 14-р).
3. Официальный сайт Министерства энергетики Российской Федерации. <http://www.minenergo.gov.ru>.
4. Литвинов А.Р., Харионовский А.А. Состояние окружающей среды в угольной промышленности // Уголь. 2012. № 10. С. 74 – 79.
5. Гринько Н.Х. Охрана окружающей среды в горнодобывающих отраслях на примере угольной промышленности // Уголь. 2013. № 11. С. 30 – 33.
6. Назаров А.К., Оспенникова Л.А., Ямпольский А.Л. Об оценках запасов торфа Российской Федерации // Торф и Бизнес. 2006. № 4(6). С. 8 – 11.
7. Перминова И.В., Жилин Д.М. Гуминовые вещества в контексте зеленой химии. – В кн.: Зеленая химия в России. – М.: Изд-во МГУ, 2004. 146 – 162.
8. Ложечко В.П., Крицын М.С. О методах получения альтернативного топлива из твердых бытовых отходов // Современное машиностроение. Наука и образование: Материалы 3-й Международ. науч.-практ. конф. / Под ред. М.М. Радкевича и А.Н. Евграфова. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. С. 982 – 991.
9. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа: Учебник для вузов. – М.: Академкнига, 2007. – 464 с.
10. <http://www.gasification.org/gasification-applications/overview/>
11. http://www.energy.siemens.com/hq/en/industries-utilities/oil-gas/products-systems-solutions/power-generation.htm?stop_mobi=true
12. Процесс Ромелт / Под ред. В.А. Роменца. – М.: МИСиС, Издательский дом «Руда и Металлы», 2005. – 400 с.

Поступила 20 мая 2015 г.

MANUFACTURING TRENDS OF GENERATOR GASES FROM DIFFERENT TYPES OF SOLID FUEL

Podgorodetskii G.S., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Extraction and recycling of ferrous metals” (podgs@misis.ru)

Yusfin Yu.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor

Sazhin A.Yu., Junior Researcher

Gorbunov V.B., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Extraction and recycling of ferrous metals”

Polulyakh L.A., Assist. Professor of the Chair “Extraction and recycling of ferrous metals”

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)
(4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. It was concluded from the literature analysis that the production of generator gases from various types of solid fuel has high prospects. The various types of solid fuel with appropriate preparation may include renewable energy sources such as peat, sapropel and municipal solid waste. The authors described disadvantages of modern technologies of production of generator gases and analyzed experience of the production and use of them in the steel industry. The criteria to be met by the new technology of solid fuels were worked out. Therefore, the most promising direction of development of generating gas production technology is the gasification into bubbling slag bath. The scheme of preparation and gasification of solid fuels in the melted slag is described. The conducted technological and economic calculations have shown high economic efficiency of generator gases production in poly-fuel gas generator of bubbling type. The production cost of the thermal and / or electrical energy by burning of generator gas produced from raw brown coal is up to 35 – 40 % lower than during their production from natural gas combustion.

Keywords: coal, waste of coal enrichment, peat, sapropel, renewable energy, solid waste, polyfuel gasifier.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-393-401

REFERENCES

1. BP Statistical Review of World Energy, June 2014.
2. Dolgosrochnaya programma razvitiya ugol'noi promyshlennosti Rossii na period do 2030 goda (utverzhdena rasporyazheniem Pravitel'stva Rossiiskoi Federatsii ot 24 yanvarya 2012 g. № 14-r). (In Russ.).
3. Oftsial'nyi sait Ministerstva energetiki Rossiiskoi Federatsii, Available at URL: www.minenergo.gov.ru. (In Russ.).
4. Litvinov A.R., Kharionovskii A.A. The conditions of environment in the coal industry. *Ugol'*. 2012, no. 10, pp. 74–79. (In Russ.).
5. Grin'ko N.Kh. Environmental protection in mining sector on the example of the coal industry. *Ugol'*. 2013, no. 11, pp. 30–33. (In Russ.).
6. Nazarov A.K., Ospennikova L.A., Yampol'skii A.L. The estimation of peat reserves of the Russian Federation. *Torf i Biznes*, 2006, no. 4(6), pp. 8–11. (In Russ.).
7. Perminova I.V., Zhilin D.M. *Humin substances in the context of green chemistry*. In: *Zelenaya khimiya v Rossii* [Green Chemistry in Russia]. Moscow: Izd-vo MGU, 2004. (In Russ.).
8. Lozhechko V.P., Kritsyn M.S. On the production methods of the alternative refuse derived fuel. In: *Sovremennoe mashinostroenie. Nauka i obrazovanie: materialy 3-i Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Modern engineering. Science and Education: Proceedings of the 3rd International Scientific and Practical Conference]. Radkevich M.M., Evgrafov A.N. eds. St. Petersburg: Izd-vo Politekh. Un-ta. 2013, pp. 982–991. (In Russ.).
9. Yusfin Yu.S., Pashkov N.F. *Metallurgiya zheleza: uchebnik dlya vuzov* [Metallurgy of iron: Textbook for universities]. Moscow: IKTs “Akademkniga”, 2007, 464 p. (In Russ.).
10. *Gasification Technologies Council (GTC) official web-site. Gasification Applications*. Available at: <http://www.gasification.org/gasification-applications/overview/>
11. *Siemens official web-site. Solutions for Power Generation*. Available at: http://www.energy.siemens.com/hq/en/industries-utilities/oil-gas/products-systems-solutions/power-generation.htm?stop_mobi=true
12. *Protsess Romelt* [Romelt process]. Romenets V.A. ed. Moscow: MISiS, Izdatel'skii dom “Ruda i Metally”, 2005. (In Russ.).

Abstract. The work was performed with the participation of Bazalinskii Yu.I.

This work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, the agreement no. 14.278.21.0065 from 20.10.2014, at the unique identifier of the agreement RFMEFI57814X0065.

Received May 20, 2015

УДК 669.01

О ВЛИЯНИИ ДЕФЕКТОВ НА ВЯЗКОСТЬ ЖИДКИХ СТАЛЕЙ 32Г1 И 32Г2

Боровых М.А., аспирант кафедры физики

Вьюхин В.В., ст. научный сотрудник Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

Чикова О.А., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (chik63@mail.ru)

Цепелев В.С., д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

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

Аннотация. Проведено вискозиметрическое исследование жидких сталей 32Г1 и 32Г2, отобранных от готовых труб нефтегазового сортамента и характеризующихся различной степенью дефектности. По результатам измерений сделано заключение о характере влияния дефектов, регистрируемых магнитопорошковым и ультразвуковым методами, на характер температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидких сталей 32Г1 и 32Г2. Ультразвуковой контроль проводился с использованием прибора MACNDT Echomac, предназначенного для обнаружения дефектов при контроле в поточной линии. Вязкость жидких сталей измерялась методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1460 до 1810 °С.

Ключевые слова: трубы нефтегазового сортамента, сталь, ультразвуковой контроль, дефекты, расплав, вязкость, микронеоднородности, температурно-временная обработка расплава.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-402-406

Ультразвуковой и магнитопорошковый контроль горячекатаных труб нефтегазового сортамента позволяет выявить дефекты металла – несплошности, заполненные газом или шлаком. Известно, что коэффициент отражения ультразвука на границе дефекта, заполненного газом, по модулю близок к единице; для дефекта, заполненного шлаком, этот коэффициент существенно меньше; тонкие окисные плены дают слабый отраженный сигнал [1 – 4]. Чувствительность ультразвукового контроля при этом, как правило, соответствует эквивалентному размеру дефекта диаметром 5 мм. Согласно требованиям ОСТ 24.023.33-86, наличие несплошностей с эквивалентным диаметром менее 7 мм считается допустимым. Результаты металлографического изучения дефектов труб свидетельствуют о присутствии неметаллических включений, загрязненность не превышает 1 балл. Неметаллические

включения (оксиды, сульфиды, силикаты) появляются в изделиях из стали при попадании огнеупорного материала в жидкий металл или скопления продуктов раскисления [5 – 6]. Например, при контроле качества труб из сталей 32Г1 и 32Г2, с помощью прибора ультразвукового контроля MAC NDT Echomac и магнитопорошкового контроля обнаруживаются несплошности глубиной до 0,35 мм, расположенные под прямым углом к поверхности (рис. 1), а также несплошности глубиной около 0,25 мм, расположенные под острым углом к поверхности (рис. 2). Вокруг несплошностей наблюдается обезуглероживание, полость заполнена окалиной.

Актуальный вопрос о связи дефектов строения металлических материалов, регистрируемых ультразвуковым и магнитопорошковым методом, со структурным состоянием их расплавов до сих пор не обсуждался.



Рис. 1. Результат металлографического изучения дефекта в образце, отобранном от трубы из стали 32Г1 (обнаружен в результате магнитопорошкового контроля)

Fig. 1. The result of metallographic investigation of the defect in the sample taken from the pipe of steel 32Г1 (detected as a result of magnetic particle inspection)

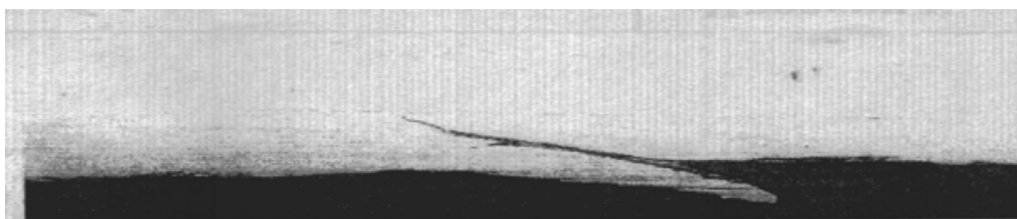


Рис. 2. Результат металлографического изучения дефекта в образце, отобранном от трубы из стали 32Г2 (обнаружен в результате ультразвукового контроля)

Fig. 2. The result of metallographic investigation of the defect in the sample taken from the pipe steel 32G1 (detected as a result of ultrasonic testing)

Например, известно, что наличие неметаллических включений в стали влияет на жидкотекучесть расплава, процесс кристаллизации и акустические характеристики готовых стальных изделий, однако не установлено зависимости скорости ультразвука от структуры литого металла, поэтому судить о природе связи акустических характеристик и структуры твердого и жидкого металла затруднительно [2 – 4].

Авторы настоящей работы предлагают перспективный способ улучшения качества изделий из сталей 32Г1 и 32Г2 – гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости [7]. Этот способ позволяет получить металл с минимальным количеством дефектов и не требует высоких скоростей охлаждения [7 – 9]. Идея метода основана на предположении о том, что при температурах выше температуры ликвидус в металлической жидкости в течение длительного времени могут существовать микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры $T_{\text{гом}}$. После такого перегрева расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микронеоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей свойств металлической жидкости, в частности вязкости. Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения.

Работа посвящена исследованию связи между характеристиками структурного состояния жидких сталей 32Г1 и 32Г2 и наличием неметаллических включений, обнаруживаемых при ультразвуковом или магнитопорошковом контроле. Авторы предлагают научно-обоснованный режим температурно-временной обработки расплава, направленный на улучшение качества горячекатаных труб. Исследованы температурные и временные зависимости вязкости $\nu(t)$ расплавов сталей 32Г1 и 32Г2 с целью определения температур их гомогенизации $T_{\text{гом}}$.

Объект исследования – образцы, отобранные от труб из стали 32Г1 и 32Г2, характеризующихся различной степенью дефектности. Сталь 32Г2 содержит компоненты в следующем соотношении, % (по массе): 0,30 – 0,35 С; 0,17 – 0,37 Si; 1,20 – 1,50 Mn; не более 0,30 Cr; не более 0,20 Ni; не более 0,30 Cu; не более 0,035 S; не более 0,035 P. Элементный состав стали 32Г1 отличается содержанием марганца – 0,9 – 1,2 % (по массе).

В условиях ОАО «Синарский трубный завод» проводился ультразвуковой и магнитопорошковый контроль качества труб, предполагающий выявление несплошностей и других дефектов (типа трещин). Использовался прибор ультразвукового контроля MAC NDT Echomac. Чувствительность контроля определялась эквивалентным диаметром несплошности, равным 5 мм.

Вязкость ν измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1460 до 1810 °С. Измерения температурных зависимостей проводили в режиме изотермических выдержек (не менее 30 мин) со сравнительно малыми (10 – 15 °С) ступенчатыми изменениями температуры. Систематическая погрешность измерения $\nu(T)$ составляла 3 %, а случайная, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$, не превышала 1,5 %. Измерение временных зависимостей вязкости осуществляли в отдельных экспериментах. При каждой температуре проводили 15 – 40 последовательных отсчетов. Температуру поддерживали на заданном уровне с точностью 1 °С с помощью высокоточного регулятора. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью системы фоторегистрации колебаний. Экспериментальная установка, методика измерений временных и температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов и обработки экспериментальных данных подробно описаны в работах [10 – 12]. Образцы для вискозиметрического исследования были отобраны от труб из стали 32Г1 и 32Г2, характеризующихся различной степенью дефектности. Во всех опытах использовали тигли из ВеО. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па.

Результаты вискозиметрического исследования расплавов сталей 32Г1 и 32Г2, отобранных от труб, характеризующихся различной степенью дефектности, представлены на рис. 3, 4, 8, 9. Во всех опытах зафиксировано переохлаждение металлической жидкости на 100–110 °С. Для образцов стали 32Г1, имеющих дефектное строение, обнаружено расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис), $T_{\text{гом}} = 1720$ °С (рис. 3). Для образцов стали 32Г2, не имеющих дефектов, обнаружено так же расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис), $T_{\text{гом}} = 1650$ °С (рис. 9). Повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости имел место для всех образ-

цов, имеющих дефекты (рис. 5, 6). Для образцов без дефектов обращает внимание следующая особенность временных зависимостей вязкости: релаксация к определенному среднему значению (рис. 7). Все вышеперечисленные факты свидетельствуют о влиянии перегрева расплава на микронеоднородности наследственного характера, возникающие из-за дефектов в исходном слитке. Авторы считают, что для стали 32Г2 целесообразно повышать температуру нагрева расплава до 1650–1670 °С, а для стали 32Г1 – до 1720–1750 °С, т. е. применять гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

Полученные результаты можно качественно интерпретировать с позиций представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов [5]. Согласно

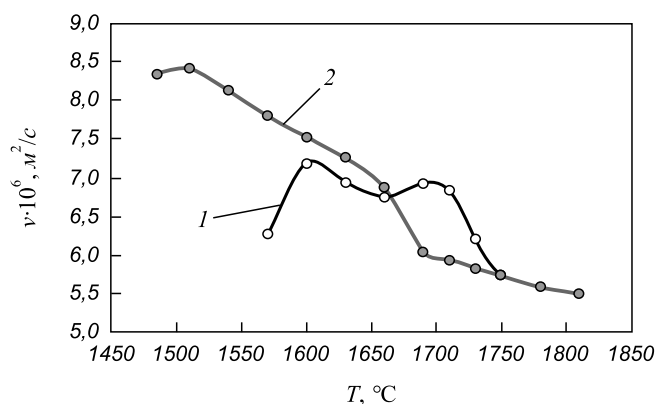


Рис. 3. Температурная зависимость вязкости жидкой стали 32Г1 с дефектами:
1 – нагрев до 1810 °С; 2 – охлаждение

Fig. 3. Experimental temperature dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G1 with defects:
1 – heating up to 1810 °C, 2 – cooling

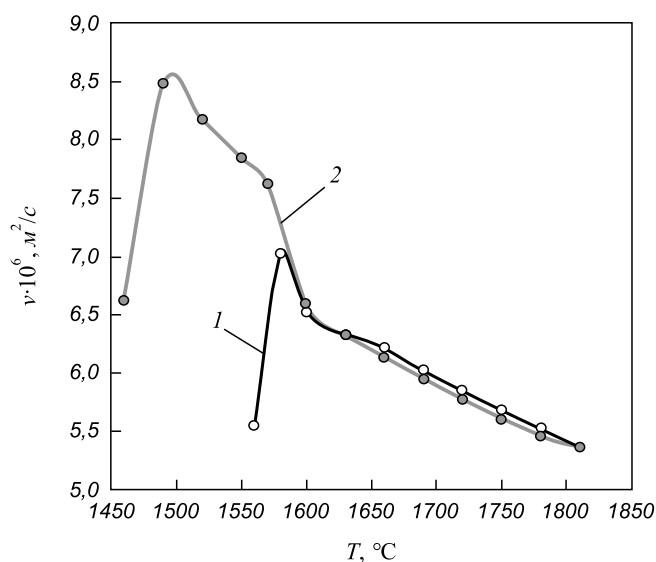


Рис. 4. Температурная зависимость вязкости жидкой стали 32Г1 без дефектов:
1 – нагрев до 1810 °С; 2 – охлаждение

Fig. 4. Experimental temperature dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G1 without defects:
1 – heating up to 1810 °C, 2 – cooling

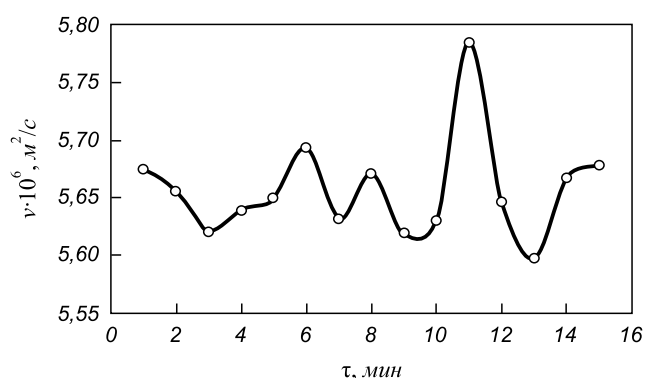


Рис. 5. Временная зависимость кинематической вязкости жидкой стали 32Г1 с дефектами: нагрев, $T = 1760$ °С

Fig. 5. Experimental time dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G1 with defects: heating, $T = 1760$ °C

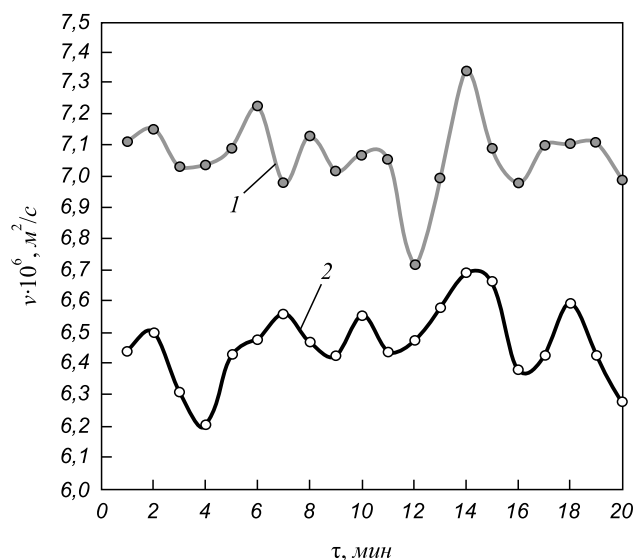


Рис. 6. Временная зависимость кинематической вязкости жидкой стали 32Г2 с дефектами:
1 – нагрев, $T = 1600$ °С; 2 – нагрев, $T = 1720$ °С

Fig. 6. Experimental time dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G2 with defects:
1 – heating, $T = 1600$ °C; 2 – heating, $T = 1720$ °C

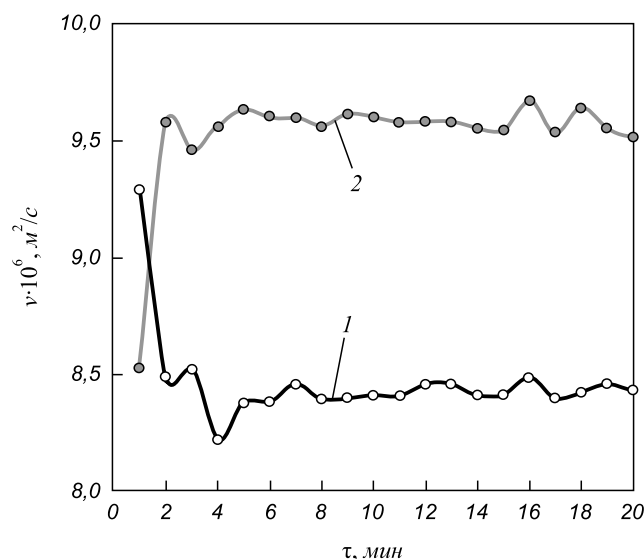


Рис. 7. Временная зависимость кинематической вязкости жидкой стали 32Г2 без дефектов:

1 – нагрев, $T = 1600\text{ °C}$; 2 – охлаждение, $T = 1600\text{ °C}$

Fig. 7. Experimental time dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G2 without defects:

1 – heating, $T = 1600\text{ °C}$; 2 – cooling, $T = 1600\text{ °C}$

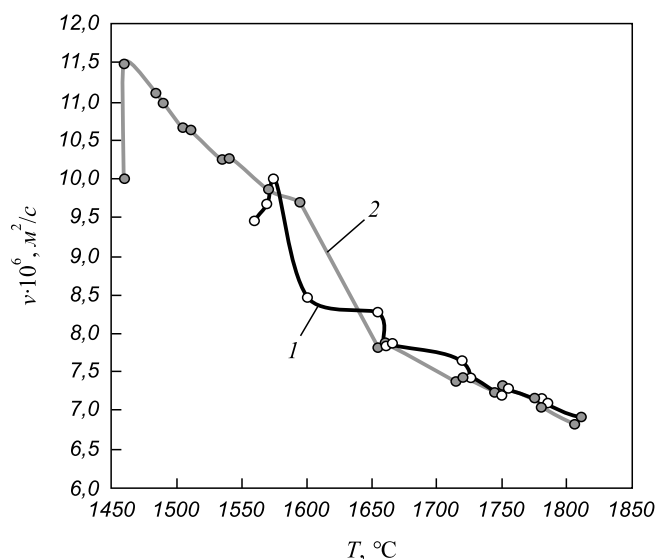


Рис. 9. Температурная зависимость кинематической вязкости жидкой стали 32Г2 без дефектов:

1 – нагрев до 1810 °C ; 2 – охлаждение

Fig. 9. Experimental temperature dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G2 without defects:

1 – heating up to 1810 °C ; 2 – cooling

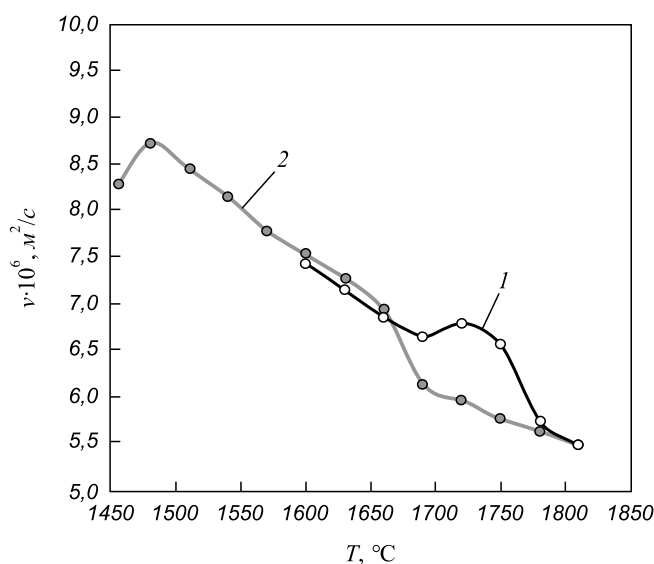


Рис. 8. Температурная зависимость кинематической вязкости жидкой стали 32Г2 с дефектами:

1 – нагрев до 1810 °C ; 2 – охлаждение

Fig. 8. Experimental temperature dependence of kinematic viscosity of liquid steel 32G2 with defects:

1 – heating up to 1810 °C ; 2 – cooling

но этим представлениям, при плавлении многофазного стального слитка не образуется сразу же однородный на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур продолжает сохраняться микронеоднородное состояние. В той области состояний, где указанная микронеоднородность имеет достаточно крупный масштаб, отмечается нестабильность фиксируемых значений вязкости.

Судя по ветвлению кривых $\nu(T)$, переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи точек этого ветвления. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, авторы определили по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения. Для жидкой стали 32Г2 $T_{\text{гом}}$ составляет 1670 °C , а для стали 32Г1 – 1750 °C (см. рис. 1). Согласно работе [5], после перегрева выше $T_{\text{гом}}$ расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия кристаллизации металла даже при промышленных скоростях охлаждения и можно ожидать существенного повышения уровня свойств литого металла.

Выводы. Проведено вискозиметрическое исследование жидких сталей 32Г1 и 32Г2, отобранных от горячекатаных труб нефтегазового сортамента, характеризующихся различной степенью дефектности. По результатам измерений сделано заключение о характере влияния дефектов, регистрируемых ультразвуковым и магнитопорошковым методом, на характер температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидких сталей 32Г1 и 32Г2.

Для образцов стали 32Г1, имеющих дефектное строение, обнаружено расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис), $T_{\text{гом}} = 1720\text{ °C}$; для образцов стали 32Г2, не имевших дефектов, обнаружено так же расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис), $T_{\text{гом}} = 1650\text{ °C}$.

Для всех образцов, имеющих дефекты, зафиксирован повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости.

Авторы рекомендуют для стали 32Г2 повысить температуру нагрева расплава до 1670 °С, а для стали 32Г1 – до 1750 °С, т. е. применить гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кретов Е.Ф. Ультразвуковая дефектоскопия в энергомашиностроении. – Санкт-Петербург: Радиоавионика, 1995. – 316 с.
2. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. – Новосибирск: Наука, Сибирская издательская фирма РАН. 1996. – 184 с.
3. Выборнов Б.И. Ультразвуковая дефектоскопия. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
4. Методы акустического контроля металлов / Н.П. Алешин, В.Е. Белый, А.Х. Вopilкин и др.; Под ред. Н.П. Алешина. – М.: Машиностроение, 1989. – 456 с.
5. Атлас дефектов стали: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 188 с.
6. Металлография сплавов железа: Справ. изд.: Пер. с нем. / Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
7. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
8. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
9. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.
10. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнir М.Н., Яковлев Г.Н. Установка для измерения кинематической вязкости металлических расплавов // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
11. Пат. 2386948 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Коначков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 20.04.2010. Бюл. № 11.
12. Пат. 104721 РФ. Устройство для исследования высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Коначков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 25.05.2011. Бюл. № 14А.

Поступила 24 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 402–406.

THE INFLUENCE OF DEFECTS ON THE DUCTILITY OF LIQUID STEEL 32G1 AND 32G2

Borovykh M.A., Postgraduate of the Chair of physics
V'yukhin V.V., Senior Researcher of the Research Center of physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

Chikova O.A., Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of physics (chik63@mail.ru)

Tsepelev V.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Research Center of physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. The viscosimetric data on liquid steel 32G1 and 32G2 taken from working rollers of a reversible rolling mill with different ultrasonic behavior illustrate the influence of defects recorded in ultrasound monitoring of the temperature and time dependence of the liquid steel's kinematic viscosity. The samples were taken from the pipe assortment of Naftogaz. The authors made the conclusions about the nature of the influence of defects detected by the magnetic and ultrasonic methods, the nature of the temperature and time dependence of the kinematic viscosity of the liquid steel 32G1 and 32G2. The ultrasonic control was made by the defectoscope MAC NDT «Echomac» for the detection of defects at the control of the production line. The temperature and time dependences of the kinematic viscosity of the liquid steel were measured. The viscosity of the liquid steel was determined by the means of damping torsional oscillations of a crucible with the melt at heating and subsequent cooling in the range of 1460 – 1810 °C.

Keywords: Naftogaz pipe assortment, steel, ultrasonic monitoring, defects, melts, viscosity, microinhomogeneity, temperature-time processing of the melt.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-402-406

REFERENCES

1. Kretov E.F. *Ul'trazvukovaya defektoskopiya v energomashinostroenii* [Ultrasonic flaw detection in power engineering]. Sankt-Peterburg: Radioavionika, 1995. 316 p. (In Russ.).
2. Murav'ev V.V., Zuev L.B., Komarov K.L. *Skorost' zvuka i struktura staley i spлавov* [The speed of sound and structure of steels and alloys]. Novosibirsk: Nauka, Sibirskaya izdatel'skaya firma RAN. 1996. 184 p. (In Russ.).
3. Vybornov B.I. *Ul'trazvukovaya defektoskopiya* [Ultrasonic defectoscopy]. Moscow: Metallurgiya, 1985. 256 p. (In Russ.).
4. Aleshin N.P., Belyi V.E., Vopilkin A.Kh. etc. *Metody akusticheskogo kontrolya metallov* [Methods of acoustic testing of metals]. Aleshin N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 456 p. (In Russ.).
5. *Stahlfehlerfibel*. Vols. 1–2. Freiberg Stahlberatungsstelle. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, VEB, 1975. (Russ.ed. *Atlas defektov stali*. Moscow: Metallurgiya, 1979. 188 p.).
6. Lambert Nicole, Greday Tony, Habracken Louis etc. *De Ferri Metallographia*. Vol. 4. Düsseldorf, Verl. Stahleisen, 1983. (Russ. ed. Lambert N., Greday T., Habracken L. *Metallografiya spлавov zheleza: Sprav.* Izd. Moscow: Metallurgiya, 1985. 248 p.).
7. Baum B.A. *Metallicheskie zhidkosti* [Metallic liquids]. Moscow: Nauka, 1979. 135 p. (In Russ.).
8. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V. etc. *Zhidkaya stal'* [Liquid steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 208 p. (In Russ.).
9. Gel'd P.V., Baum B.A., Petrushevskii M.S. *Rasplavy ferrosplavnogo proizvodstva* [Melts of ferroalloy production]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 288 p. (In Russ.).
10. Tyagunov G.V., Tsepelev V.S., Kushnir M.N., Yakovlev G.N. The device for measuring the kinematic viscosity of metallic melts. *Zavodskaya laboratoriya*. 1980, no. 10, pp. 919–920. (In Russ.).
11. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin, V.V., Tsepelev V.S. *Sposob beskontaktnogo izmereniya vyazkosti vysokotemperaturnykh metallicheskikh rasplavov* [Non-contact measurement method for viscosity of high-temperature molten metal]. Patent RF no. 2386948, *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 11. (In Russ.).
12. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin, V.V., Tsepelev V.S. *Ustroistvo dlya issledovaniya vysokotemperaturnykh metallicheskikh rasplavov* [The device for investigation of high-temperature metal melts]. Patent RF no. 104721, *Byulleten' izobretenii*. 2011, no. 14A. (In Russ.).

Received October 24, 2014

УДК 621.315.537.311

ЭКСПРЕСС-ИЗМЕРЕНИЕ ДЕКРЕМЕНТА ЗАТУХАНИЯ ПРИ ФОТОМЕТРИЧЕСКОМ ОПРЕДЕЛЕНИИ ВЯЗКОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ*

Поводатор А.М., инженер

Цепелев В.С., д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии (v.s.tsepelev@ustu.ru)

Конашков В.В., к.т.н., старший научный сотрудник

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

Аннотация. Рассмотрены способы ускорения определения кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов. Подтверждена возможность стандартизации, упрощения и ускорения экспериментов, что обеспечено использованием параметров двух точек колебательной траектории затухания, отличающихся в e раз, а также двухполярного синхронизированного закручивания подвешенного на упругой нити тигля с расплавом. Показано, что измерение параметров металлических жидкостей позволяет проводить анализ материалов и давать рекомендации для получения сплавов с заданными характеристиками. Изучены возможности осуществления экспресс-измерений с приемлемой для большинства случаев точностью, сокращения времени экспериментов и обеспечение возможности их стандартизации, снижение влияния на проведение экспериментов субъективной роли исследователя. Применение двухстороннего закручивания дает выигрыш по времени для одного цикла измерения в 1,5 раза, по времени закручивания – 4 раза. Предлагаемый подход обеспечивает приемлемую точность расчетов.

Ключевые слова: расплав, экспонента, две точки, двухполярное синхронизированное закручивание, экспресс-измерение.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-407-411

Измерение параметров металлических жидкостей, расплавов и шлаков, в том числе определение кинематической вязкости ν образцов высокотемпературных расплавов, помещенных в электропечь, позволяет проводить анализ материалов и давать рекомендации для получения сплавов с заданными характеристиками. При этом термозависимости (политермы) $\nu = \Psi(t_i^\circ)$ цикла нагрева и охлаждения образца позволяют выделять характерные температурные точки t_i° и гистерезисные характеристики этого цикла. Для высокотемпературных исследований сплавов ($t_i^\circ \geq 1000^\circ\text{C}$) [1] используют немногие способы измерения вязкости, преимущественно фотометрическое определение $\nu = \Psi(t_i^\circ)$, основанное на зависимости $\nu \sim \delta^2$. Расчет логарифмического декремента затухания δ производят по значениям амплитуд A_i : $\delta = \ln(A_i/A_{i+1})$ периодов T_i , временных значений t_i : $\delta = -1/n \{\ln(t_0/t_n)\}$, числа n_i крутильных колебаний тигля с расплавом, скорости прохождения положения равновесия: $\delta = -1/n \{\ln(V_0/V_n)\}$. Установки для подобных измерений уникальны, поэтому в них используют оптимальное для этой установки число n_i амплитуд A_i затухающих колебаний для определения δ [2]. Определяют δ путем регистрации амплитудно-временных параметров колебательной тра-

ектории светового луча, отраженного от зеркала, закрепленного на закручиваемой упругой нити, на которой подвешен тигель с образцом сплава, посредством фотосенсоров. Измеряют временные моменты t_1, t_2 засветки фотосенсоров (например, по передним фронтам) и разность между ними $\Delta t = \tau$ при прохождении отраженным световым лучом линейного отрезка ΔA вблизи точки смены полярности колебания амплитуды A_i . Точность определения ν составляет единицы процентов [1].

Стандартной процедурой определения $\nu = \Psi(t_i^\circ)$ является многократное повторенное за один эксперимент закручивание посредством периодического включения электромагнитного узла в виде электродвигателя постоянного тока тигля с расплавом, подвешенного вместе с зеркалом на упругой нити, посредством однополярных импульсов питания, синхронизированных с периодом T_i крутильных колебаний [3, 4].

Далее этот узел отключают, наблюдают свободное затухание колебаний по измерению отклонений светового луча, т. е. амплитуд A_i колебаний. Для вычисления δ измеряют начальную амплитуду A_0 затухающего колебания, амплитуды A_n , их временные параметры t_0, t_n и число колебаний n между ними.

При больших амплитудах A_i крутильных колебаний, характерных для первых колебаний, в расплаве возможна неконтролируемая турбулентность с учетом трения внутри условных «слоев» расплава, трения со

* Работа выполнена при финансовой поддержке научных исследований высших учебных заведений в рамках государственного задания Российской Федерации № 2014/236.

стенками керамического тигля, инерционности расплава. Это снижает достоверность определения вязкости расплава и, в конечном итоге, точность ее определения. С другой стороны, при малых амплитудах A_i возникает проблема отсутствия течения и перемещения расплава в пределе до нуля аналогично твердому образцу и, фактически, увеличения вычисленного значения вязкости в пределе до бесконечности. Существует определенная произвольность и субъективность выбора количества колебаний n между амплитудами A_0 и A_n , например, от $n = 4 \div 6$ до $n = 8 \div 11$ колебаний [5, 6]. В области начальных «больших» затухающих колебаний ($n = 10 \div 30$) существует линейный участок траектории, что позволяет считать линейной зависимость $\Delta t = \varphi(\Delta A)$. В «хвостовой» части затухающих колебаний появляется нелинейность вследствие вырождения наклонной прямой из короткого отрезка посреди колебательной косинусоиды в собственно косинусоиду. В этом случае существуют и аппаратные ограничения, обусловленные конечными размерами сдвинутых вплотную фотосенсоров, составляющими несколько мм, и светового пятна, их освещающего. При этом временной интервал Δt и, соответственно, интервал амплитуд ΔA не могут быть меньше каких-либо величин для данной установки. Это ограничивает применение малых амплитуд A_i и ведет к уменьшению точности расчетов δ .

При многочасовых экспериментах неизбежен длительный отрезок времени до получения конечных результатов, при этом квалификация экспериментатора играет важную роль. Кроме того, возможен угар компонентов расплава. Вследствие этого затруднено обеспечение экспресс-измерений, стандартизации и снижения субъективности при определении затухания δ , а в результате и вязкости ν расплавов. Поэтому задачей работы является изучение возможности осуществления экспресс-измерений с приемлемой для большинства случаев точностью, сокращения времени экспериментов и обеспечение возможности их стандартизации, снижение влияния на проведение экспериментов субъективной роли исследователя. В конечном итоге это может обеспечить ускорение и упрощение процедуры определения кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов.

Измерительный комплекс содержит вакуумную электропечь, в центре которой на упругой нихромовой нити подвешен тигель с шихтой. Высокотемпературную зону создает молибденовый цилиндрический электронагреватель. Вне этой зоны расположен электромагнитный узел – блок закручивания нити на заданный угол для запуска крутильных колебаний. Измерительное устройство состоит из зеркала, источника света и полупрозрачной контрольной шкалы с нулем посередине, а также фотоприемника, содержащего расположенные вплотную оптосенсоры Φ_1 и Φ_2 типа TSL250. Переключатель полярности блока питания электромагнитного узла содержит реле. Управляющий

компьютер соединен с фотоприемником, выключателем блока питания и переключателем полярности. Объем расплава в тигле составляет $3 - 5 \text{ см}^3$. Магнитная система электромагнитного узла выполнена в виде статора электродвигателя постоянного тока мощностью 70 мВт и магнитного элемента – ротора, масса которого меньше или равна массе тигля с образцом расплава.

В ходе эксперимента подготавливают изучаемый образец известной массы, который в тигле подвешивается в печь в изотермической зоне, включают источник света, отраженный световой луч устанавливают в середину оптической шкалы. Затем создают вакуум до 0,01 Па и включают нагреватель. Например, при исследовании авторами чугуна, легированного никелем, редкоземельными металлами, марганцем и другими элементами (3 % C, 2 % Si, 2 % Mn, 15 % Ni, 6 % Cu), проходит около 2,5 ч для достижения одной из требуемых по целям эксперимента температур (1270 °C). После нагрева до нужной температуры питание +15 В через переключатель полярности подается на электромагнитный узел, который начинает закручивать упругую нить. После этого, примерно через $50 \text{ мс} \div 2 \text{ с}$, движущийся отраженный световой луч попадает на один из оптосенсоров Φ_1 , на выходе фотоприемного устройства появляется соответствующий стартовый сигнал U_1 , который вводится в компьютер. Этот сигнал запускает расчет временных интервалов Δt_i для вычисления δ по известным формулам. Через некоторое время в момент t_2 световой луч засвечивает другой оптосенсор Φ_2 , на выходе появляется сигнал U_2 – стоповый для данного фрагмента компьютерной программы. Траектория луча при этом находится в наиболее линейной (околонулевой) амплитудной области. Динамика прохождения отраженным световым лучом оптосенсоров (t_1, t_2) и появление сигналов U_1, U_2 обеспечивает коммутацию переключателя полярности, который управляет динамикой закручивания упругой нити. Сигналом к выключению закручивания и, соответственно, к началу измерения служит достижение максимальной установившейся для данного эксперимента амплитуды A_0 колебаний и минимального временного интервала. Вышеописанные затухающие крутильные колебания в измерительном комплексе показаны на рис. 1.

Для вышеуказанного расплава легированного чугуна, при общем времени эксперимента $t \approx 3 \text{ ч}$, для режима одностороннего закручивания при однополярном напряжении, подаваемом на электромагнитный узел, изучение, например, одной температурной точки требует 12 отсчетов для закручивания и 6 отсчетов для измерения. В этом случае, при длительности коммутационного импульса – меандра $T/2 = 2,06 \text{ с}$ и периода колебаний светового луча $T = 4,12 \text{ с}$, цикл одного измерения занимает $t \approx 1 \text{ мин}$. В случае двухстороннего закручивания, реализуемого посредством двухполярного импульсного напряжения, подаваемого на электромагнитный узел, необходимо три отсчета для закручивания

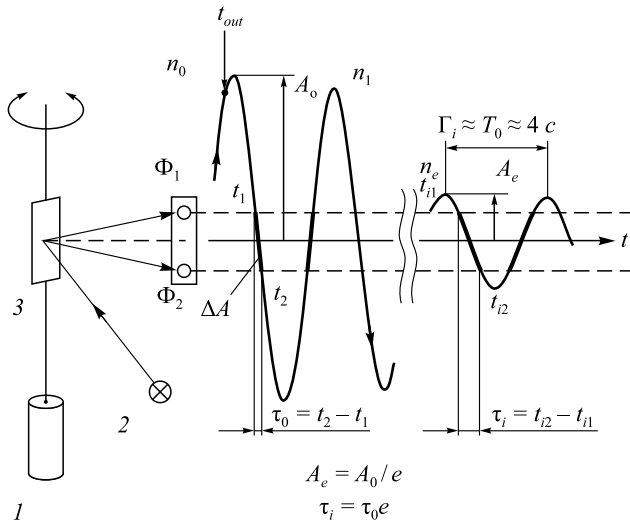


Рис. 1. Основные узлы измерительного комплекса и параметры траектории затухающих колебаний:
1 – тигель с образцом, подвешенный на упругой нити; 2 – источник света; 3 – зеркало; Φ_1, Φ_2 – фотосенсоры; A_i – амплитуды колебаний; t_1 – старт компьютерного отсчета; t_2 – стоп компьютерного отсчета; t_{out} – момент отключения закручивания нити и начала свободных колебаний; n_i – номер колебания; T – период колебаний; ΔA – линейный участок косинусоиды; τ_i – время прохождения линейного участка косинусоиды

Fig. 1. The basic units of measuring complex and parameters of the trajectory of damped oscillations:

1 – crucible with the sample suspended on elastic thread; 2 – light source; 3 – mirror; Φ_1, Φ_2 – photosensor; A_i – amplitude oscillations; t_1 – start of the computer readout; t_2 – stop of the computer readout; t_{out} – tripping torque tighten thread and start free oscillations; n_i – number of oscillations; T – oscillation period; ΔA – linear plot of the cosine wave; τ_i – time of the passage of linear phase of cosine wave

и шесть отсчетов для измерения, при этом цикл одного измерения занимает $t \approx 0,5$ мин. Таким образом, при одностороннем закручивании время собственно измерения до полного затухания занимает $2 \div 3$ мин из 15 мин на одну температурную точку или на один цикл измерения, при двустороннем – $2 \div 3$ мин из 10 мин. Выигрыш по времени для одного цикла составляет 1,5 раз, по времени закручивания – 4 раза. Эти результаты запатентованы [7] и проиллюстрированы на рис. 2, где приведена для одной из температурных точек ($t_0 = 1270$ °C) динамика амплитуды A_i колебаний при двух режимах закручивания упругой нити с тиглем, содержащим расплав вышеуказанного легированного чугуна: кривая б отражает процедуру однополярного (одностороннего), кривая з – двухполярного (двустороннего) закручивания.

После окончания разгона в точке t_{out} и достижения необходимой амплитуды, например, $A_0 = 250 \div 300$ мм, компьютер отключает питание электромагнитного узла и наступает режим свободно затухающих колебаний. В процессе измерений выделяют момент, когда текущая амплитуда уменьшается в e раз: $A_i = A_0/e = A_e$, временной интервал возрастает в e раз: $\Delta t_i = e\Delta t_0 = \Delta t_e$, а количество колебаний становится равным $n_i = n_e$. При этом используют формулу

$$\delta = \frac{1}{n} \left\{ \ln \left(\frac{A_0}{A_n} \right) \right\}. \quad (1)$$

При использовании в расчетах по формуле (1) амплитуды A_e в качестве $A_i = A_n$ и с учетом того, что $A_0 = eA_n$, формула (1) после преобразований упрощается:

$$\begin{aligned} \delta &= \frac{1}{n} \left\{ \ln \left(\frac{A_0}{A_n} \right) \right\} = \frac{1}{n} \left\{ \ln \left(\frac{1}{1/e} \right) \right\} = \frac{1}{n} \{ \ln e \} = \\ &= \frac{1}{n} \left\{ \ln \left(\frac{1}{0,368} \right) \right\} = \frac{1}{n}. \end{aligned} \quad (2)$$

В этом случае декремент δ равен величине, обратной числу колебаний n между колебаниями с амплитудами A_0 и $A_i = A_n$. Это позволяет ускорить, упростить и оптимизировать процедуру измерений, так как в вычислениях достаточно использовать только число колебаний n_e . Это упрощает и облегчает как понимание хода исследования, так и принятие решений экспериментатором.

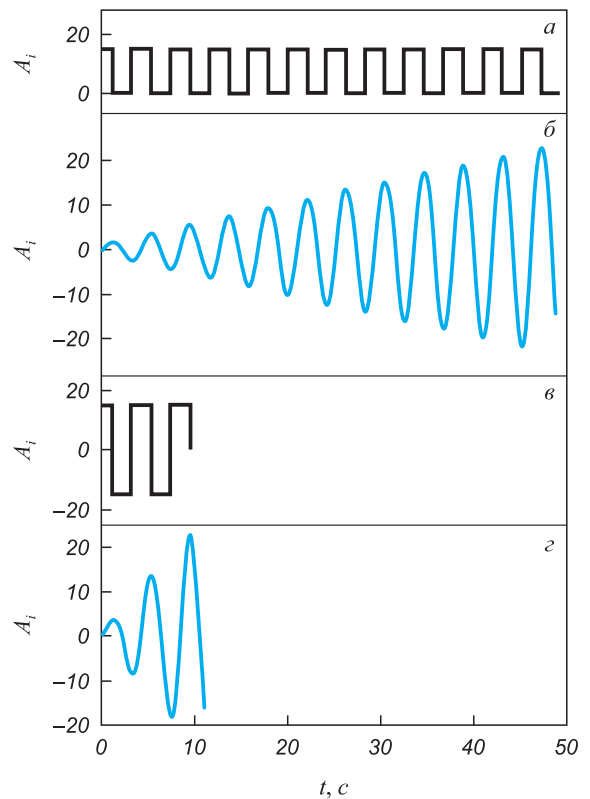


Рис. 2. Эпюры напряжений на узле закручивания упругой нити и траектории колебаний:

а – однополярное напряжение (В); б – траектория нарастающих колебаний A_i , см оптической шкалы; в – двухполярное напряжение (В); з – траектория нарастающих колебаний A_i , см оптической шкалы

Fig. 2. Stress blocks on tightening unit of elastic thread and trajectory of oscillations:

а – unipolar voltage (V); б – trajectory of increasing oscillations A_i , cm of optical scale; в – bipolar voltage (V); з – a trajectory of increasing oscillations A_i , cm of optical scale

С момента, когда $A_i = A_0$ и $t_0 = 0$, начинают собственно процедуру измерения параметров затухающих колебаний для вычисления δ и в конечном итоге вязкости ν . Отметим, что период колебаний, например, $T = 4,2$ с однозначно связан с числом колебаний, например, $n_i = 10 \div 20$ для каждого конкретного эксперимента на данной установке, при времени одного измерения $40 \div 60$ с и полного затухания колебаний до нескольких десятков минут. На колебательной траектории отмечают амплитудные экстремумы, начиная с A_0 до A_i , моменты времени t_1, t_2 прохождения линейного участка ΔA колебательной траектории отраженным лучом.

По результатам экспериментов с расплавами чистой электротехнической меди для $t_0 = 1150$ °С и чугуна для $t_0 = 1350$ °С были рассчитаны соответствующие экспоненты колебаний для времени t и числа колебаний n , стандартные отклонения σ_2 , отмечена амплитуда $A_i = A_0/e = A_e$ и σ_2 для нее, а также погрешности в виде коэффициентов вариации $C_v = \left(\sqrt{\frac{\sigma}{A_{\text{средн}}}} \right) \cdot 100\%$.

Условная амплитуда Y_i , определяемая по времени прохождения светового луча на линейном участке ΔA колебательной траектории через оптосенсоры Ф: $Y_i \sim 1/\Delta t = 1/|t_1 - t_2|$, однозначно связана с амплитудами A_i . Время Δt измеряется в тактах процессора компьютера. Использование первых $5 \div 10$ амплитуд A_i в качестве A_n вызывает ошибки по σ_2 и C_v . Использование «хвоста» экспоненты требует неоправданных временных затрат, при которых неизбежен угар расплава, точность расчет незначительно и есть опасность захода в нелинейную область, где линейный отрезок ΔA косинусоиды вырождается в собственно косинусоиду. Использование A_e вместо субъективного, длительного и не всегда возможного измерения всех амплитуд A_i – оптимальное решение, позволяющее получить стандартизованный, достоверный и достаточно точный результат, причем $C_v \approx 0,5 \div 0,7\%$. На рис. 3 приведен пример со значениями C_v , амплитудами A_i , аппроксимацией затухающих колебаний экспонентой для расплава чугуна при $t_0 = 1350$ °С и числе колебаний $n_e = 17$, при котором A_e уменьшилась в e раз за время $t \approx 80$ с:

$$y \approx \{(2,91E-07)\exp(-1,46)\}.$$

По $15 \div 20$ экспериментальным точкам были выполнены вычисления δ для четырех вариантов расчета по формуле (1): $\delta = 1/n \{\ln(A_0/A_i)\}$, где $i = 1, \dots, n$; A_0 – стартовая амплитуда, с которой начинается отсчет затухающих колебаний. Первый ряд значений: A_0 в момент начала затухающих колебаний (нулевая точка) – все точки в соотношении с нулевой: нулевая и первая, нулевая и вторая, нулевая и n -я. Второй ряд построен только по двум соседним точкам, т.е. $n = 1$. Третий ряд построен по двум не соседним точкам: нулевая и четвертая, первая и пятая, вторая и шестая и т.д. Четвертый

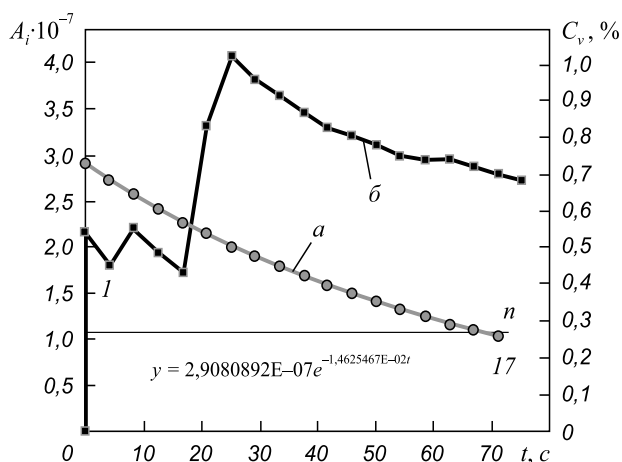


Рис. 3. Динамика затухания колебаний A_i расплава чугуна при $t_0 = 1350$ °С:

a – уравнение колебаний $y \approx \{(2,91E-07)\exp(-1,46)\}$; b – коэффициент вариации C_v , %; n_i – номер колебания; A_i – амплитуда колебания

Fig. 3. The dynamics of oscillations damping A_i of molten cast iron, in $t_0 = 1350$ °С:

a – equation of oscillations: $y \approx \{(2,91E-07)\exp(-1,46)\}$; b – coefficient of variation: C_v , %; n_i – number of oscillations; A_i – amplitude of oscillations

ряд – горизонтальная прямая, построен по всем точкам с применением метода наименьших квадратов для экспоненты: $A_i = A_0 \exp(-Bt)$: например в уравнении для меди $B = 1,8468E-02$. Вычисления δ получены для Cu при $t_0 = 1150$ °С и чугуна при $t_0 = 1350$ °С [8]. Подчеркнем, что в качестве стартовой A_0 может быть использована любая ненулевая, например $3 \div 10$ -я амплитуда A_i . Соответственно, изменится и A_e . Это может понадобиться, если из-за сбоя в эксперименте возникнут проблемы в начальной области затухающих колебаний. По сравнению с условно эталонным многоточечным вычисленным вариантом худшие параметры обеспечивает построение по двум соседним точкам при $n = 1$, лучше – по двум не соседним точкам при $n = 3$, еще лучше – по всем точкам по отношению к нулевой A_0 . Использование A_e в качестве второй точки для определения $n = n_i = n_e$ обеспечивает приемлемую точность, близкую к условно эталонному варианту. Например, для Cu значение δ составило 0,077764 по четвертому варианту (условный эталон) и 0,077666 с использованием A_e . Аналогично, близкие результаты получены для чугуна: $\delta = 0,059546$ и 0,059613.

Выводы. Подтверждена возможность стандартизации, упрощения и ускорения экспериментов при измерении кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов. Это обеспечено использованием параметров в двух точках траектории затухания, отличающихся в e раз, а также двухполярного синхронизированного закручивания подвешенного на упругой нити тигля с расплавом. При этом снижается влияние субъективной составляющей на проведение и результаты экспериментов. Предлагаемый подход обеспечивает

приемлемую точность расчетов δ и последующего определения ν высокотемпературных металлических расплавов в случаях, когда не предъявляются повышенные требования к точности, например, в заводских лабораториях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // Приборы и техника эксперимента. 2008. № 2. С. 155 – 161.
2. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н. Установка для измерения кинематической вязкости металлических расплавов // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
3. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И., Олялина Н.В. Об особенностях измерения вязкости металлических расплавов методом крутильных колебаний // Расплавы. 2009. № 6. С. 19 – 21.
4. Елюхина И.В., Вяткин Г.П. К оценке влияния вторичных течений на колебания крутильного вискозиметра // Доклады Академии наук. 2006. Т. 410. № 1. С. 36 – 39.
5. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И., Шишмарин А.И. Вязкость расплавов Fe – Si с содержанием кремния до 45 ат. % // Теплофизика высоких температур. 2014. Т. 52. № 2. С. 205 – 212.
6. Константинова Н.Ю., Попель П.С., Ягодин Д.А. Кинематическая вязкость жидких сплавов медь–алюминий // Теплофизика высоких температур. 2009. Т. 47. № 3. С. 354 – 357.
7. Пат. 2366925 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости металлических расплавов и устройство для его осуществления / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, А.М. Поводатор. 2009. Бюл. № 25.
8. Пат. 2386948 РФ. Способ определения декремента затухания при бесконтактном измерении вязкости высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев. 2010. Бюл. № 11.

Поступила 22 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 407–411.

QUICK MEASUREMENT OF THE ATTENUATION RATIO IN PHOTOMETRIC TESTING OF THE HEAT-RESISTANT METAL ALLOYS' VISCOSITY

Povodator A.M., Engineer

Tsepelev V.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Research Center of Physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy (v.s.tsepelev@ustu.ru)

Konashkov V.V., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. The authors considered the ways of expediting the determination of the kinematic viscosity ν of high temperature metallic melts. This was achieved using the parameters of the two points of the oscillatory trajectory of attenuation that differs in e times, and bipolar synchronized tightening suspended on elastic thread crucible melt. It is shown that the measurement of metallic liquids allows to analyze the materials and to make recommendations for the production of alloys with desired characteristics. The possibilities of the express-measurement with acceptable accuracy for most applications, reducing the time and experimentation to enable their standardization and reducing the impact on the experiments of subjective role of the researcher were studied. The use of two-way tightening gives a gain in time for one measurement cycle in 1.5 times, in time of twist – 4 times. The proposed approach provides an acceptable accuracy of calculations.

Keywords: melt, exponent, two points, bipolar synchronized tightening, quick measurement.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-407-411

REFERENCES

1. Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I. An automated setup for determining the kinematic viscosity of metal melts. *Instruments and Experimental Techniques*, 2008, vol. 51, no. 2, pp. 304–310.
2. Tyagunov G.V., Tsepelev V.S., Kushnir M.N., Yakovlev G.N. Device for measuring the kinematic viscosity of molten metals. *Zavodskaya laboratoriya*, 1980, no. 10, pp. 919–920. (In Russ.).
3. Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I., Olyalina N.V. The peculiarities of measuring the viscosity of metallic melts by torsional vibrations. *Rasplavy*, 2009, no. 6, pp. 19–21. (In Russ.).
4. Elyukhina I.V., Vyatkin G.P. The impact of secondary flows on fluctuations of torsional viscometer. *Doklady Akademii Nauk*, 2006. Vol. 410, no. 1, pp. 36–39. (In Russ.).
5. Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I., Shishmarin A.I. Viscosity of Fe-Si melts with silicon content up to 45 at. %. *High Temperature*. 2014. Vol. 52, no. 2, pp. 185–191.
6. Konstantinova N.Yu., Popel' P.S., Yagodin D.A. The kinematic viscosity of liquid copper-aluminum alloys. *Teplofizika vysokikh temperatur*, 2009. Vol. 47, no. 3, pp. 354–357. (In Russ.).
7. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., V'yukhin V.V., Povodator A.M. *Sposob beskontaktnogo izmereniya вязкости metallicheskih rasplavov i ustroystvo dlya ego osushchestvleniya* [A method of contactless measurement of viscosity of metallic melts and the device for its realization], Patent RF no. 2366925, *Byulleten' izobretenii*. 2009, no. 25. (In Russ.).
8. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin V.V., Tsepelev V.S. *Sposob opredeleniya dekrementa zatukhaniya pri beskontaktnom izmerenii вязкости vysokotemperaturnykh metallicheskih rasplavov* [A method for determining the damping rate for non-contact measurement of viscosity of high-temperature metallic melts]. Patent RF no. 2386948, *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 11. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed with the financial support for scientific research institutions of higher education within the State tasks of the Russian Federation no. 2014/236.

Received 22, September 2014

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ХРОМИСТЫХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ ПУТЕМ ИХ МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Ри Хосен, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Литейное производство и технология металлов»

Дзюба Г.С., к.т.н., доцент кафедры «Литейное производство и технология металлов»

Ри Э.Х., д.т.н., профессор кафедры «Литейное производство и технология металлов»,
исполнительный директор департамента по инновации (erikri999@mail.ru)

Ермаков М.А., инженер управления научно-исследовательских работ

Мамонтова Е.С., аспирант кафедры «Литейное производство и технология металлов»

Тихоокеанский государственный университет
(680035, Россия, Хабаровск, Тихоокеанская, 136)

Аннотация. Очистка расплава высокохромистого чугуна от плен, неметаллических включений, газов является насущной задачей получения качественных деталей дробеметных аппаратов. В данной работе показана технология получения отливок лопастей дробеметных аппаратов. Исследовалось влияние различных раскислителей (Ti, Al, СИМИШ-1, ЖКМК-6, ФЦМ-6) на качество и свойства отливок из высокохромистого чугуна. Произведены анализы загрязненности по неметаллическим включениям, исследованы термограммы и полимеры плотности чугуна с различными раскислителями при разных концентрациях. Проведенное исследование показало, что для ускорения процесса формирования тригонального карбида и повышения эксплуатационных свойств хромистых чугунов необходимо модифицирование их комплексными модификаторами, не содержащими кремния.

Ключевые слова: хромистый чугун, модификатор, раскислитель, неметаллические включения, износостойкость, бескремнистый, управление структурой.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-412-416

При выплавке хромистого чугуна с 15 – 18 % Cr^I в кислой индукционной печи феррохром вводят вместе с шихтой перед расплавлением, в результате происходит окисление хрома. Как показали исследования, значительное снижение угара хрома достигается при вводе феррохрома в науглероженный расплав при 1500 – 1550 °С [1].

При открытой индукционной плавке высокохромистых чугунов образующиеся шлаки являются «каменными» (холодными), так как нагреваются только за счет тепла расплава. Это препятствует протеканию химических реакций и не предохраняет поверхность ванны жидкого металла от взаимодействия с воздухом. Поэтому плавку необходимо проводить при закрытом тигле или наводить шлак, который защищает жидкий металл от окисления, снижает угар легирующих элементов, уменьшает тепловые потери [2].

Обычно при кислом процессе применяют шлаковую смесь, состоящую из боя шамота и стекла, свежееобожженной молотой извести и плавикового шпата. Для улучшения качества хромистого чугуна его обрабатывают в печи различными шлакообразующими смесями, содержащими CaF₂, SiO₂, C_{кокс}, CaC₂, (табл. 1). Наиболее эффективными являются смеси Г и Д, составы

которых можно рекомендовать для покрытия зеркала металла в тигле печи при выплавке хромистых чугунов. Компоненты смеси должны быть раздроблены до фракции 2 – 3 мм, за исключением SiO₂ и Ca(CO₃)₂, которые имеют более мелкие фракции вплоть до пылевидной. Наводка шлака в печи должна производиться сразу после ввода ферросплавов. Состав шлака, %: 40 SiO₂; 25 FeO; 20 Cr₂O₃; 10 CaO; 5 MnO.

Очистка расплава высокохромистого чугуна от плен, неметаллических включений, газов является насущной задачей получения качественных деталей дробеметных аппаратов. По заводской технологии (завод «Амурлитмаш») в качестве раскислителей применялись ферротитан и алюминий. В связи с этим исследовалось влияние различных раскислителей (Ti, Al, СИМИШ-1, ЖКМК-6, ФЦМ-6) на качество и свойства отливок.

Раскисление кремнием не может быть рекомендовано в связи с уменьшением активности кремния от температуры как раскислителя и переходом в металл дополнительно еще 0,15 % Si. При этом твердость, прочность, износостойкость чугуна снижаются (см. рисунок). Раскисление расплава ферротитаном приводит к загрязнению чугуна карбонитридами и карбосульфонидами титана, что подтверждается данными рентгеноспектрального микроанализа. Кроме того, при раскислении алюминием или ферротитаном, содержащим

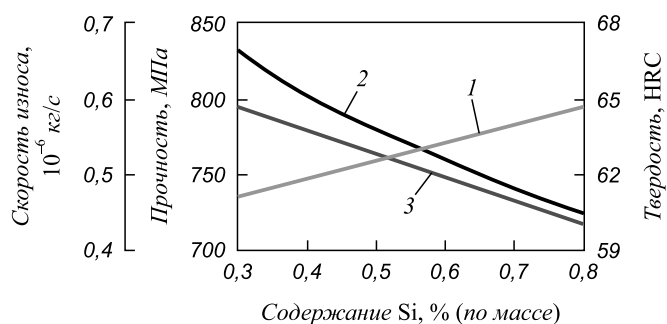
* Здесь и далее % (по массе)

Таблица 1

**Влияние составов шлакообразующей смеси на содержание серы, фосфора
и количество неметаллических включений, %**

*Table 1. Influence of slag-forming mixture of compositions on the content of sulfur, phosphorus
and the amount of nonmetallic inclusions, %*

Индекс смеси	CaF ₂	CaCO ₂	SiO ₂	C _{кокс}	CaC ₂	S	P	Количество неметаллических включений
А	10	5	50	—	35	0,06	0,04	0,09
Б	5	20	35	15	25	0,06	0,035	0,07
В	10	—	50	20	20	0,07	0,06	0,08
Г	10	10	40	20	20	0,06	0,04	0,065
Д	5	5	50	30	10	0,06	0,05	0,065
Е	—	—	—	—	—	0,08	0,08	0,12



Зависимость эксплуатационных свойств высокохромистых чугунов от содержания кремния:

1 – скорость износа; 2 – прочность; 3 – твердость

The influence of silicon on the performance characteristics of high chromium cast iron:

1 – wear rate; 2 – strength; 3 – hardness

до 10 % Al и 7 % Si, в структуре отливок образуются не успевшие всплыть дисперсные соединения $n\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot m\text{SiO}_2$ (алюмосиликаты), выкрашивающиеся при ударно-абразивном износе [3, 4].

Положительное влияние на структуру и свойства хромистого чугуна оказывают бескремнистые лигатуры ФЦМ-6 и ИПЛ АН УССР. Наиболее эффективным является раскисление хромистого чугуна лигатурой ФЦМ-6, содержащей, %: 40 – 50 Се; 5 – 7 Mg; 18 – 25 La; 10 – 12 Nd; 5 – 7 Pr; не более 10 Fe. При модифицировании высокохромистых чугунов требуется соблюдение следующей технологии плавки. Сначала в печь загружается электродный бой, затем крупные куски стального лома, слитки передельного чугуна. Чугун располагают ближе к поверхности тигля. По мере расплавления шихту осаживают и добавляют лом возврата и ферросплавы. Феррохром в количестве 50 % вводят сразу в расплав, остальную часть по мере расплавления. Феррованадий, ферромolibден, никель вводят в расплав только после расплавления феррохрома, не позднее, чем за 30 мин до окончания

плавки. Ввод в расплав кремнийсодержащих ферросплавов для раскисления не допускается. После ввода феррохрома в расплав печь должна закрываться откидывающейся на консоли крышкой. Следует отметить, что после модифицирования металла, которое должно производиться при температуре 1420 – 1450 °С, на поверхности ковша образуется шлак, который обязательно следует удалить перед заливкой, так как продукты раскисления, содержащиеся в нем, могут загрязнять металл [5, 6].

Металл разливают ковшами чайникового типа (100 кг) при высоте носка ≤ 100 – 120 мм от литниковой чаши (во избежание разбрызгивания). Температура разлива и модифицирования 1400 – 1450 °С обеспечивает рассредоточение усадки и уменьшение столбчатости в строении металла в отливках. В связи с необходимостью перегрева металла до 1550 °С для усвоения легирующей присадки требуемая температура разлива достигается термоскоростной обработкой.

Одновременно со стопочными формами лопастей «009» и плит защиты «01» заливали изгибные образцы для механических испытаний, результаты которых приведены в табл. 2. Оптимальное количество добавки ФЦМ-6 составило 0,2 – 0,3 % массы жидкого металла. Ввод большого количества лигатуры вызывает загрязнение, так как РЗМ и Mg, входящие в состав лигатуры, образуют сложные соединения с кислородом и серой, располагающиеся в виде сплошного фронта по границам эвтектических хромистых карбидов.

Анализ загрязненности по неметаллическим включениям показал, что наиболее загрязненным оказался чугун с присадкой 0,5 % ФЦМ-6 (табл. 3).

Износостойкость лопастей из модифицированных чугунов изучалась на дробеметной камере 42216 производительностью по дробу 250 кг/мин. Стойкость лопастей из модифицированных чугунов (0,2 – 0,3 % ФЦМ) составила 60 – 75 ч, в то время как стойкость немодифицированных лопастей – 20 – 25 ч [7].

Таблица 2

Влияние модифицирования высокохромистых чугунов на механические свойства и износостойкость

Table 2. Effect of high chrome cast iron modification on the mechanical properties and wear resistance

Химический состав, %										Количество, % и вид введенной присадки	Механические свойства в литом состоянии			Скорость износа лопастей, г/ч (10 ⁶ кг/с)
C	Cr	Si	Mn	Ni	Mo	V	Ti	S	P		$\sigma_{ш}$, МПа	f , мм	HRC	
3,14	15,0	0,96	0,41	0,42	0,28	0,36	0,037	0,060	0,10	–	385	2,0	49	9,2 (2,548)
2,84	15,6	0,70	0,45	0,60	0,40	0,38	0,040	0,040	0,08	0,1 ФЦМ-6	540	2,0	48	6,5 (1,801)
2,87	15,2	0,72	0,47	0,60	0,35	0,40	0,038	0,032	0,08	0,15 ФЦМ-6	595	2,0	48	5,0 (1,385)
2,87	15,8	0,70	0,51	0,48	0,36	0,45	0,037	0,030	0,08	0,20 ФЦМ-6	775	2,0	47	3,4 (0,942)
2,94	14,5	0,80	0,51	0,50	0,38	0,45	0,030	0,028	0,08	0,30 ФЦМ-6	780	2,0	48	2,8 (0,776)
2,90	14,5	0,79	0,46	0,62	0,38	0,39	0,045	0,030	0,08	0,35 ФЦМ-6	720	2,0	47	4,5 (1,247)
2,94	15,2	0,80	0,47	0,60	0,40	0,40	0,040	0,020	0,09	0,4 ФЦМ	680	2,0	48	6,1 (1,690)
2,85	15,2	0,75	0,50	0,58	0,44	0,42	–	0,015	0,09	0,5 ФЦМ	630	2,0	50	8,0 (2,216)

Таблица 3

Количество неметаллических включений от величины добавки ФЦМ-6

Table 3. Number of non-metallic inclusions on the value of supplements of FTSM 6

Присадка ФЦМ-6, %	Количество неметаллических включений, %	Количественный состав включений, %		
		Cr ₂ O ₃	La ₂ O ₃	MgS, CeS
0	0,075	80	–	–
0,1	0,050	67	12	11
0,15	0,025	30	45	25
0,20	0,018	28	47	25
0,25	0,10	20	58	24
0,30	0,008	9	67	24
0,35	0,030	–	48	52
0,50	0,085	–	26	74

При введении в расплав избыточного для раскисления количества лигатуры значения прочности хромистых чугунов резко снижаются по причине ослабляющего влияния межкристаллитных прослоек неметаллическими включениями оксидов РЗМ и Mg. Скорость износа лопастей резко увеличивается (см. табл. 2).

Структура отливок лопастей «009» состоит из конгломерата карбидной фазы и матрицы. У модифицированных отливок больше эвтектических карбидов

и равномерно распределены структурные составляющие. Электронное зондирование на микроанализаторе JXA-5A с локальностью пучка 1,0 – 1,5 мкм позволило установить, что в отливках лопастей из чугуна, модифицированного 0,2 – 0,3 % ФЦМ-6, после закалки с 930 °С и отпуска при 200 °С хром распределяется между карбидами и матрицей более равномерно, чем у отливок из немодифицированного чугуна. Коэффициенты распределения $K_{Cr} = 3,0$ и 3,4 соответственно. Модифицированный чугун отличается более равномер-

Влияние раскислителей на газосодержание и жидкотекучесть хромистых чугунов

Table 4. Influence of deoxidants on gas content and fluidity of chromium cast iron

Раскислители, %	Газы, %			Жидкотекучесть при 1450 °С, мм
	O ₂	H ₂	N ₂	
—	0,009	0,0005	0,006	475
0,35 Al	0,007	0,0004	0,007	520
0,4 TiO ₂	0,0055	0,0003	0,006	580
0,17 Симиш 1 + 0,17 ЖКМК-6	0,0045	0,0003	0,006	650
0,20 ФЦМ-6	0,0025	0,0003	0,004	780

ным распределением углерода в матрице, в результате чего тормозится выделение карбидов цементитного типа (Fe, Cr)₃C, которые выкрашиваются при ударах дробы, так как имеют слоистое строение.

Входящие в состав лигатуры ФЦМ-6 РЗМ образуют неметаллические включения оксисульфидного типа, содержащие до 40 – 50 % Се и La, что соответствует соединениям (CeO)₂S и (LaO)₂S (10 – 12 % S). Топография этих включений в отраженных электронах свидетельствует о том, что оксисульфиды, адсорбируясь на пленках Cr₂O₃, удаляют их из жидкого металла. При этом уменьшается газосодержание хромистого чугуна (табл. 4). При оптимальной добавке ФЦМ-6 (0,2 – 0,3 %) содержание кислорода уменьшается с 0,0090 до 0,0025 % и серы от 0,06 до 0,028 – 0,030 %, а жидкотекучесть возрастает от 475 до 780 мм при температуре заливки 1450 °С.

Установлено, что у модифицированных чугунов больше эвтектических карбидов тригональной формы (Fe, Cr)₇C₃ и равномерно распределены структурные составляющие в литом и термообработанном состоянии по сравнению с исходным.

Анализируя политермы плотности и термограммы модифицированных хромистых чугунов, можно заключить, что при оптимальной добавке лигатуры (0,2 – 0,3 %) наблюдаются максимальное снижение температуры начала кристаллизации избыточного аустенита и эвтектики, максимальное сужение интервала кристаллизации аустенита, а также расширение интервала эвтектически-перитектической кристаллизации. Таким образом, максимальное уменьшение значений кристаллизационных параметров, температурного интервала кристаллизации избыточного аустенита и максимальное расширение

температурного интервала эвтектически-перитектического превращения свидетельствуют о росте количества карбидной фазы при 0,2 – 0,3 % лигатуры, что является причиной минимальной плотности при 20 °С и повышения износостойкости чугуна (см. табл. 2).

На основании вышеизложенного следует, что для ускорения процесса формирования тригонального карбида и повышения эксплуатационных свойств хромистых чугунов необходимо модифицирование их комплексными модификаторами, не содержащими кремния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тейх В.А., Ри Хосен, Литвиненко А.Н., Дзюба Г.С. Раскисление и рафинирование высокохромистого чугуна // Литейное производство. 1984. № 8. С. 10 – 13.
2. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
3. Колокольцев В.М., Миронов О.А., Петрович Е.В. и др. Повышение свойств жароизносостойкого чугуна рафинированием и модифицированием // Литейное производство. 2007. № 3. С. 27 – 29.
4. Таран Ю.Н. О модифицировании эвтектик в чугунах // Структура и свойства чугуна и стали. Днепропетровск, 1967. С. 41 – 47.
5. Орехова А. И. Исследование и разработка способа управления первичной структурой хромистых чугунов с помощью модифицирования с целью повышения качества отливок: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2010. – 22 с.
6. Рожкова Е.В., Козлов Л.Я., Румянцев В.В., Кириллов А.А. Оптимизация химического состава износостойких хромистых чугунов // Черные металлы (+ Цветные металлы). Специальный выпуск. 2005. С. 20 – 25.
7. Колокольцев В.М., Назаров О.А., Коротченко В.В. и др. Износостойкие чугуны для отливок деталей дробеметных камер. // Литейное производство. 1992. № 7. С. 11 – 12.

Поступила 11 марта 2015 г.

STRUCTURE AND PROPERTIES CONTROL OF CHROMIUM WHITE CAST IRON BY THEIR MODIFYING

Ri Khosen, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair
“Foundry and metal technology”

Dzyuba G.S., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the
Chair “Foundry and metal technology”

Ri E.Kh., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Foundry
and metal technology”, Executive Director of the Depart-
ment of Innovation (erikri999@mail.ru)

Ermakov M.A., Engineer of the Department of scientific
research

Mamontova E.S., Postgraduate of the Chair “Foundry and
metal technology”

Pacific State University (136, Tikhoonevskaya str., Khabarovsk,
680035 Russia)

Abstract. The cleaning of high chromium cast iron melt from scab, non-metallic inclusions and gases is an urgent task of obtaining the quality parts for shotcasting machines. In this work the authors showed the producing technology of blades castings for shotcasting machines. The influence of different deoxidants (Ti, Al, SIMISH-1, ZhKMK-6, FCM-6) on the quality and properties of high chromium cast iron castings was determined. The authors analyzed the contamination of non-metallic inclusions, investigated thermogram and polythermals density and iron with various deoxidants at different concentrations. The research has shown that to accelerate the formation of trigonal carbide and increase performance properties of chromium cast irons it is necessary to modify them with the complex modifiers that do not contain silicon.

Keywords: chromium cast irons, modifier, deoxidants, non-metallic inclusions, structure control, non-silicon, abrasion resistance.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-412-416

REFERENCES

1. Teikh V.A., Ri Khosen, Litvinenko A.N., Dzyuba G.S. Deoxidation and refining of high chromium cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1984, no. 8, p.10. (In Russ.).
2. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali* [Modification and microalloying of iron and steel]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p. (In Russ.).
3. Kolokol'tsev V.M., Mironov O.A., Petrochenko E.V., Bryalin M.F., Voronkov B.V. Increasing the properties of heat and wear-resistant iron by refining and modification. *Liteinoe proizvodstvo*. 2007, no. 3, pp. 27–29. (In Russ.).
4. Taran Yu.N. *O modifitsirovani evtektik v chugunakh* [Eutectic modification in cast iron]. In: *Struktura i svoystva chuguna i stali* [Structure and properties of cast iron and steel]. Dnepropetrovsk, 1967, pp. 41–47. (In Russ.).
5. Orekhova A. I. *Issledovanie i razrabotka sposoba upravleniya pervichnoi strukturoi khromistykh chugunov s pomoshch'yu modifitsirovaniya s tsel'yu povysheniya kachestva otlivok.: avtoref. diss. kand. tekhn. nauk* [The research and development of a method for controlling the primary structure of chromium cast iron by means of modification in order to improve the quality of the castings]. Moskva. 2010, 22 p. (In Russ.).
6. Rozhkova E.V., Kozlov L.Ya., Rumyantsev V.V., Kirillov A.A. Optimization of the chemical composition of wear-resistant chromium cast iron. *Chernye metally, Tsvetnye metally*, Spec. Issue, 2005, pp. 20–25. (In Russ.).
7. Kolokol'tsev V.M., Nazarov O.A., Korotchenko V.V. etc. Wear-resistant cast iron for castings of parts for shotblasting chambers. *Liteinoe proizvodstvo*, 1992, no. 7, pp. 11–12. (In Russ.).

Received March 11, 2015

УДК 621.771.237

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Мухин Ю.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Обработка металлов давлением»

Бельский С.М., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением»,

главный специалист по качеству ППП ОАО «НЛМК» (prokatka@stu.lipetsk.ru)

Чупров В.Б., к.т.н., директор Металлургического института

Бахаев К.В., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением»

Стоякин А.О., магистрант кафедры «Обработка металлов давлением»

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

Аннотация. Специалистами производства горячего проката ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат» и Липецкого государственного технического университета проведено исследование распределения температуры по ширине полосы в линии НШСГП 2000 с помощью переносного тепловизора BALTECH TR-1400. Выявлена тенденция увеличения температуры поверхности полосы от правой кромки к левой по ходу прокатки. Несимметричность распределения температуры по ширине полосы является одной из причин серповидности, клиновидности и нарушения плоскостности прокатываемых полос.

Ключевые слова: горячекатаная полоса, распределение температуры по ширине, серповидность, клиновидность, плоскостность.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-417-421

Потребительские свойства горячекатаных стальных полос зависят от большого числа параметров, среди которых важнейшее значение имеют стабильность механических свойств и микроструктуры металла по длине и ширине полос, наличие поверхностных дефектов, а также геометрические параметры: продольная и поперечная разнотолщинность, серповидность, выпуклость и клиновидность профиля поперечного сечения [1 – 9]. Перечисленные параметры в значительной степени зависят от распределения температурного поля по длине и ширине прокатываемых на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки (НШСГП) полос.

С целью изучения закономерностей распределения температурного поля прокатываемых на НШСГП 2000 полос специалистами производства горячего проката

ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат» (НЛМК), а также преподавателями и студентами Липецкого государственного технического университета (ЛГТУ) были проведены измерения температуры прокатываемых полос в линии стана. Исследования проводились в рамках Программы дополнительного профессионального образования, разработанной совместно ЛГТУ и ОАО «НЛМК».

Температурное поле измеряли с помощью переносной тепловизионной камеры BALTECH TR-1400 с диапазоном измерений $(-20) - (+1200)^\circ\text{C}$ и точностью $\pm 5^\circ\text{C}$ ($\pm 0,5\%$ измеряемой температуры) в следующих точках: с «шапок» клеток № 3 – 5 (рис. 1, точки 1 – 3), с переходного мостика перед чистой группой клеток (рис. 1, точка 4), с переходного мостика за клетью № 12 (рис. 1, точка 5) и с места установ-

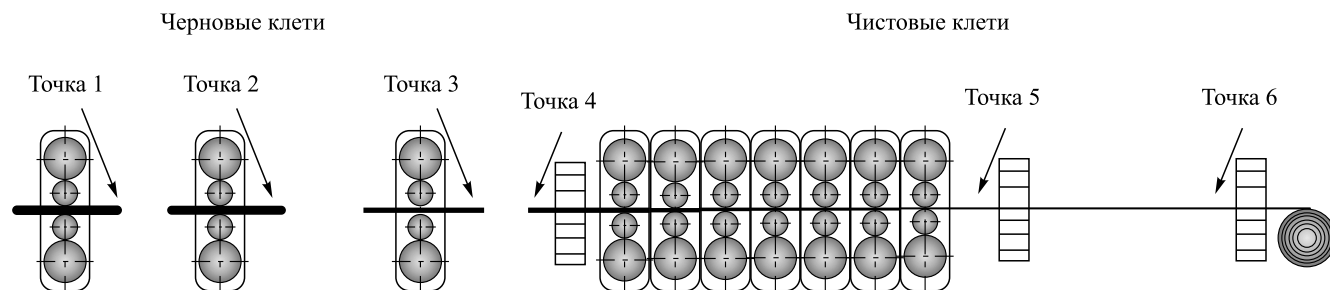


Рис. 1. Точки измерения температурного поля прокатываемых полос

Fig. 1. Points of measuring of the temperature field of the rolled strips

ки пирометров температуры смотки полосы (рис. 1, точка б). Расстояние от тепловизора до поверхности полосы в зависимости от места измерения составляло от 3 до 6 м.

Штатные пирометры в линии НШСП 2000 установлены за клетями № 5, 12 и перед моталкой № 1. Измеряемые штатными пирометрами температуры центральной части полос записываются и хранятся на серверах системы слежения за металлом (ССМ).

Программная часть тепловизора BALTECH TR-1400 позволяет в режиме offline корректировать значения температуры поверхности полос, изменяя значение коэффициента черноты. Этот прием применялся для синхронизации температур центральной части полос, измеренных переносной тепловизионной камерой и хранящихся в серверах ССМ. Исследования проводились в течение одного года. Для идентификации полос использовали номер плавки, номер полосы в типоразмере и фактическое время измерения.

После обработки массива данных и анализа полученных результатов были сделаны выводы, представленные ниже.

Температурное поле верхней поверхности полос за клетью № 5 характеризуется выраженным уменьшением температуры от левой кромки к правой (по ходу движения полосы) и наличием продольной полосчатости. Понижение температуры от левой кромки к правой обусловлено тем, что правая кромка сляба в позиции выгрузки из методической печи находится ближе к заслонке печи и поэтому подстуживается. Полосчатость распределения температуры вызвана воздействием гидросбивов окалины в местах перекрытия форсунок. Пример распределения температуры по ширине (B) раската на выходе из клетки № 5 представлен на рис. 2.

Перед чистовой группой клетей, на промежуточном рольганге, происходит интенсивное образование окалины, в связи с чем примерно 60 % термограмм, снятых на этом участке, не подлежат анализу (рис. 3).

На термограммах, пригодных для анализа, видно, что температурный клин, идущий с черновой группы клетей на головной части полосы, практически выравнивается, а на некоторых полосах, по мере приближения хвостовой части к чистовой группе, температура со стороны обслуживания становится даже выше, чем со стороны привода. Выравнивание температуры, а также изменение направления температурного клина можно объяснить конструктивными особенностями теплосохраниющей установки и направлением движения воздушных потоков в районе отводящего рольганга.

За чистовой группой температурный перекося становится менее выраженным, хотя некоторая наследственность сохраняется. Пример характерного распределения температуры по ширине полосы на выходе из клетки № 12 представлен на рис. 4.

Представляет интерес совместный анализ теплового поля и плоскостности полосы перед смоткой в рулон. После прохождения участка ускоренного охлаждения распределение температуры по ширине имеет неравномерный характер: температура со стороны обслуживания, как правило, ниже температуры со стороны привода. В зависимости от марки стали температурный градиент варьируется от 5 – 10 °С для конструкционных сталей до 10 – 15 °С для электротехнических сталей. Такая особенность может быть связана с работой поперечных гидросдувов установки ускоренного охлаждения полос.

Было проведено сопоставление плоскостности готовых горячекатаных полос с их температурными профилями при смотке в рулон (рис. 5).

Изменение плоскостности горячекатаной полосы, измеряемой штатным многофункциональным прибором RM-312, установленным за клетью № 12, записывается в виде диаграммы и хранится на серверах ССМ. Видно, что в местах образования волны со стороны привода на термограммах температура увеличивается. Этот факт можно объяснить следую-

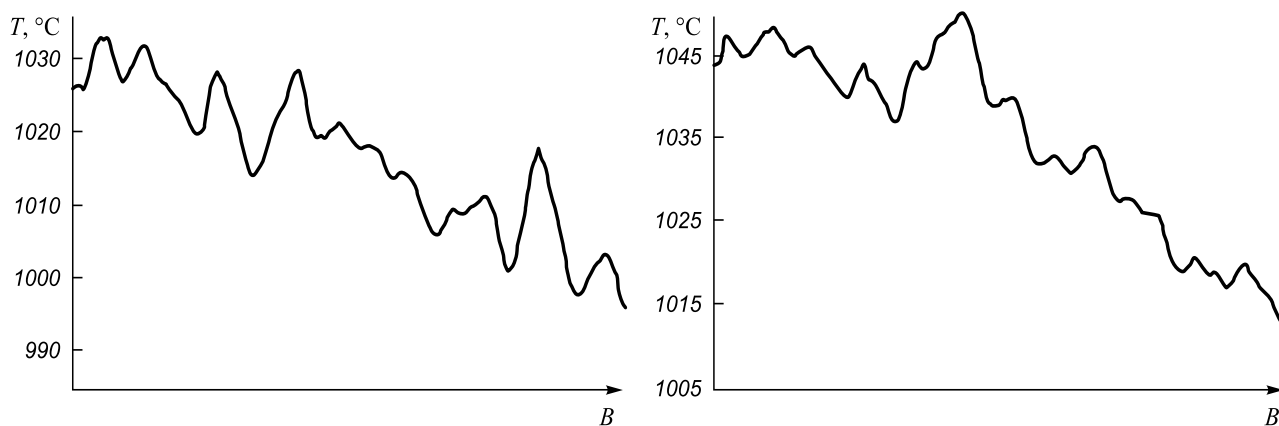


Рис. 2. Типичное распределение температуры по ширине раската за клетью № 5

Fig. 2. Typical temperature distribution across the strip's width after stand no. 5

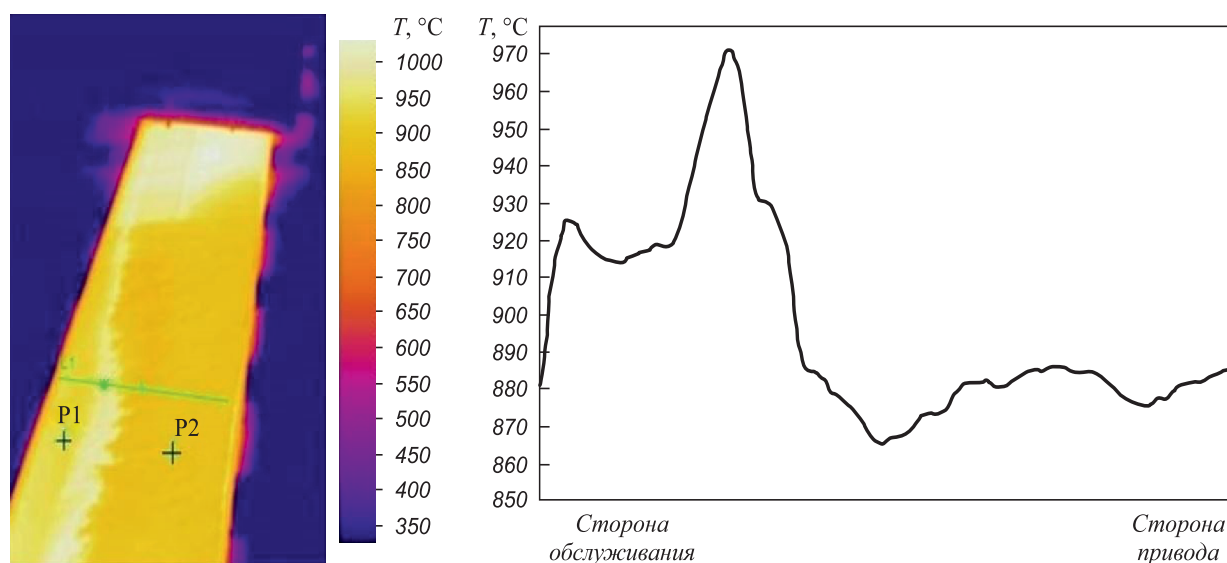


Рис. 3. ИК-изображение и распределение температуры по ширине для средней части полосы перед чистовой группой клетей:
 P_1 – участок полосы без грубой окалины; P_2 – участок полосы с грубой окалиной

Fig. 3. Infrared image and distribution of temperature across the width for middle part of strip before the finishing mill:
 P_1 – area without a rough scale; P_2 – area with a rough scale

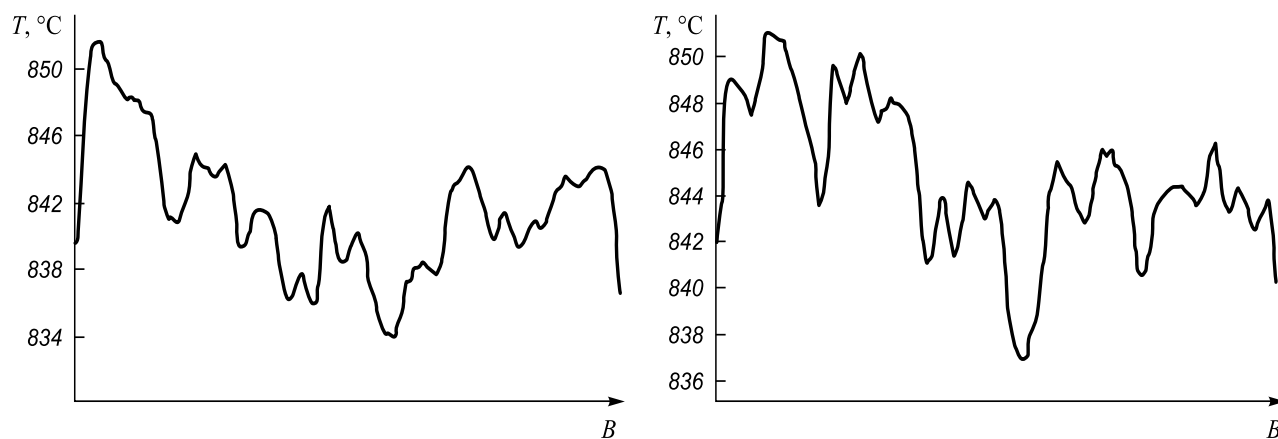


Рис. 4. Типичное распределение температуры по ширине раската за клетью № 12

Fig. 4. Typical temperature distribution across the strip's width after stand no. 12

щим образом: охлаждающая вода, падающая на поверхность полосы, с волнистых участков скатывается быстрее, чем с более ровных, соответственно охлаждение полосы со стороны привода происходит менее интенсивно.

Выводы. В результате проведенных исследований установлены причины особенностей распределения теплового поля горячекатаных полос в линии НШСГП 2000 на разных участках стана. Выполнен сравнительный анализ диаграмм плоскостности и распределения температурного поля прокатываемых полос.

По результатам исследований разработаны рекомендации по настройке клетей черновой группы НШСГП 2000 с целью уменьшения клиновидности профиля поперечного сечения горячекатаных полос.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коцарь С.Л., Белянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопрокатного производства. – М.: Металлургия, 1997. – 272 с.
2. Шинкин В.Н. Математическое моделирование процессов производства труб большого диаметра для магистральных трубопроводов // Вестник Саратовского гос. техн. ун-та. 2011. № 4(62). Вып. 4. С. 69–74.
3. Бельский С.М., Мухин Ю.А., Мазур С.И., Гончаров А.И. Влияние параметров профиля поперечного сечения горячекатаного подката на плоскостность холоднокатаных полос // Сталь. 2013. № 5. С. 52 – 55.
4. Шинкин В.Н. Критерий перегиба в обратную сторону свободной части листовой заготовки на трубоформовочном прессе SMS MEER при производстве труб большого диаметра // Производство проката. 2012. № 9. С. 21 – 26.
5. Шинкин В.Н., Мокроусов В.И. Критерий разрыва труб газонефтепроводов при дефекте «раскатной пригар с риской» // Производство проката. 2012. № 12. С. 19 – 24.

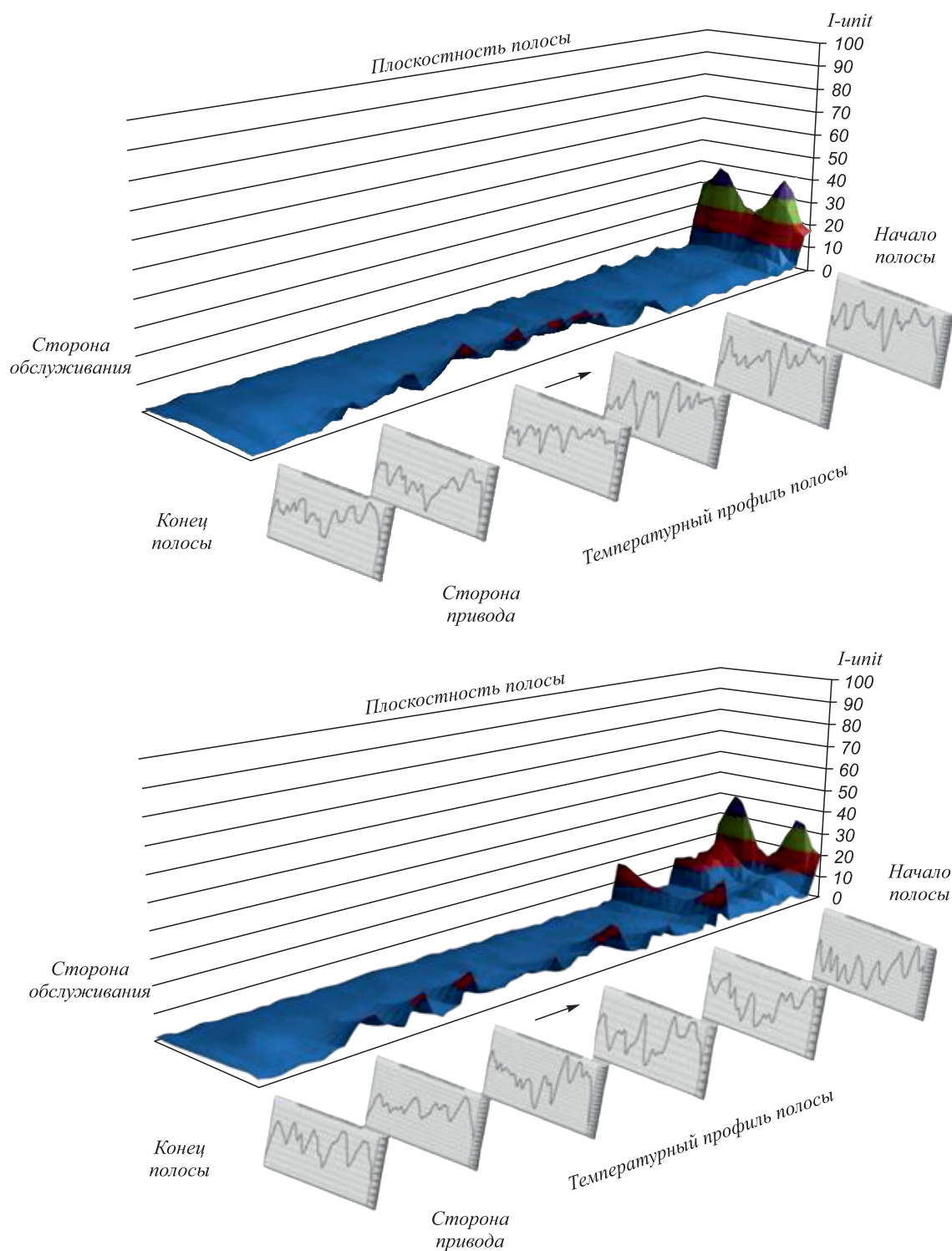


Рис. 5. Сопоставление диаграмм плоскостности и распределения температуры смотки по ширине прокатываемой полосы

Fig. 5. Comparison of the diagrams of flatness and distribution of winding temperature across the width of rolled strip

6. Мухин Ю.А., Мазур С.И., Бельский С.М., Шунин А.В. Горячая прокатка с обратным температурным клином и стабильность структуры и механических свойств готовых полос // Производство проката. 2013. № 11. С. 15 – 18.
7. Шинкин В.Н., Коликов А.П. Моделирование процессов экспандирования и гидротестирования труб большого диаметра для магистральных трубопроводов // Производство проката. 2011. № 10. С. 12 – 19.
8. Шинкин В.Н., Коликов А.П. Упругопластическое изменение металла на кромкогибочном прессе при формовке труб большого диаметра // Сталь. 2011. № 6. С. 53 – 56.
9. Шинкин В.Н., Коликов А.П., Мокроусов В.И. Критерий разрушения труб большого диаметра при несплавлении сварного соединения и внутреннем давлении // Производство проката. 2012. № 2. С. 14 – 16.

Поступила 14 октября 2014 г.

THE FEATURES OF TEMPERATURE FIELD OF STEEL STRIPES UNDER HOT ROLLING

Mukhin Yu.A., Dr Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Metal Forming”

Bel'skii S.M., Dr Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metal Forming”, Chief Quality Specialist, OJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant” (prokatka@stu.lipetsk.ru)

Chuprov V.B., Cand. Sci. (Eng.), Director of Metallurgical Institute

Bakhaev K.V., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming”

Stoyakin A.O., Undergraduate of the Chair “Metal Forming”

Lipetsk State Technical University (30, Moskovskaya str., Lipetsk, 398600, Russia)

Abstract. The study of temperature distribution across the width of stripes in the HRM 2000 line was carried out in collaboration of OJSC “NLMK” Hot Rolled Stock Manufacture specialists with students and lecturers of the Lipetsk State Technical University. The investigations were made with the use of portable thermal imager BALTECH TR-1400. Surface temperature increasing was found from the right edge of the strip to the left while rolling. The temperature distribution asymmetry across the width of the strip is one of the reasons of camber, wedging and flatness of hot-rolled strips.

Keywords: hot-rolled strip; temperature distribution across the width; camber; wedging; flatness.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-417-421

REFERENCES

1. Kotsar' S.L., Belyanskii A.D., Mukhin Yu.A. *Tekhnologiya listoprokatnogo proizvodstva* [Technology of sheet-rolling production]. Moscow: Metallurgiya, 1997. 272 p. (In Russ.).
2. Shinkin V.N. Mathematical modeling of processes of large-diameter pipes production for the main pipelines. *Vestnik Saratovskogo gos. tekhn. un-ta*. 2011, no. 4 (62), Issue 4, pp. 69–74. (In Russ.).
3. Bel'skii S.M., Mukhin Yu.A., Mazur S.I., Goncharov A.I. Influence of the cross section of hot-rolled steel on the flatness of cold-rolled strip. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 5, pp. 313–316.
4. Shinkin V.N. Criterion of opposite bending of free part of a sheet on a SMS MEER large-diameter pipe press. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 9, pp. 21–26. (In Russ.).
5. Shinkin V.N., Mokrousov V.I. Criterion of gas and oil pipelines' tubes rupture in case of defect “rolled out scorch with scratch”. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 12, pp. 19–24. (In Russ.).
6. Mukhin Yu.A., Mazur S.I., Bel'skii S.M., Shunin A.V. Hot rolling with reverse temperature wedge and stability of structure and mechanical properties of the rolled stripes. *Proizvodstvo prokata*. 2013, no. 11, pp. 15–18. (In Russ.).
7. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Modeling of the processes of expanding and hydraulic tests of large-diameter pipes for main pipelines. *Proizvodstvo prokata*. 2011, no. 10, pp. 12–19. (In Russ.).
8. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 6, pp. 528–531. (In Russ.).
9. Shinkin V.N., Kolikov A.P., Mokrousov V.I. Criterion of destruction of large-diameter pipes in case of unfusing of the welded seam and intrinsic pressure. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 2, pp. 14–16. (In Russ.).

Received October 14, 2014

УДК 621.73.043

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КУЗНЕЧНОЙ ПРОТЯЖКИ ПОЛОС БЕЗ ИЗМЕНЕНИЯ ФОРМЫ И РАЗМЕРОВ В УСЛОВИЯХ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Богатов А.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Обработка металлов давлением»
Нухов Д.Ш., аспирант кафедры «Обработка металлов давлением» (danis_nuchov@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрено предложение о конструкции нового инструмента деформации и технологииковки литых слитков без изменения формы и размеров заготовки. Определена рациональная форма бойков, обеспечивающая однородную в объеме поковки значительную деформационную проработку слитка путем создания условий осуществления знакопеременной деформации. Суть предлагаемого решения заключается в следующем. Боек имеет два участка рабочей поверхности – гладкий и профильный. Профильный участок рабочей поверхности выполнен с выступами и углублениями в виде сегментов с цилиндрической поверхностью, расположенных к оси протяжки под углом 90°. В результате обжатия, за счет внедрения цилиндрических выступов гравюры бойков, высота заготовки уменьшается. Вытесненный металл заполняет углубления цилиндрической формы и высота заготовки в этом месте увеличивается. После смещения и обжатия заготовки на бойках с гладким участком она принимает исходные размеры, обеспечивая знакопеременную деформацию. При разработке технологического процесса установлена связь режимов обжатия с размерами заготовки и штампов с профильной поверхностью из условия полного заполнения гравюры штампа при осадке и обеспечения равномерного распределения деформации во всем объеме поковки.

Ключевые слова: литая структура, знакопеременная деформация, дисперсность структуры, математическое моделирование, напряженное и деформированное состояние, показатели напряженного состояния, степень деформации сдвига.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-422-428

Важной проблемой, стоящей перед отечественным машиностроением, является улучшение макро- и микроструктуры, повышение уровня механических свойств и эксплуатационной надежности металлопродукции. Применение непрерывнолитой заготовки по сравнению с горячекатаной позволяет снизить себестоимость продукции. Однако слитки, получаемые на МНЛЗ, необходимо предварительно проработать, получить мелкозернистую структуру и повысить технологическую пластичность [1]. Одним из эффективных способов получения мелкозернистой структуры считается деформация слитка без изменения формы поперечного сечения способом равноканального прессования. Этот способ разработан В.М. Сегалом [2] и заключается в многократном продавливании заготовки в специальной оснастке через два канала, пересекающихся обычно под углом 90°. Возможность получения ультрадисперсной структуры сталей и сплавов этим способом установлена в работах [2, 3]. Известны способыковки слитков бойками с комбинированной рабочей поверхностью [4 – 9]. Авторами работ [10 – 13] установлено, что применение комбинированных или вырезных бойков позволяет получать изделия высокого качества при минимальном изменении формы и размеров заготовки. Обеспечение высокого качества связано с развитием больших пластических деформаций в условиях действия сжимающих напряжений при знакопеременном

характере течения металла [14 – 21]. Знакопеременная деформация способствует увеличению накопленной деформации без изменения формы поперечного сечения заготовки, стимулирует образование полигонизованной субзернистой структуры и повышение дисперсности зеренной структуры. В работе исследовано деформированное состояние при ковке непрерывнолитой заготовки бойками специальной формы рабочей поверхности, обеспечивающими знакопеременную деформацию.

Моделирование процессаковки заготовок в профильных и гладких бойках в условиях плоской деформации

Применение инструмента с профильной и гладкой поверхностями позволяет получить на первом этапе обжатую заготовку с профильной поверхностью (рис. 1, а), а на следующем этапе обжатия плоскими бойками осуществить знакопеременную деформацию при выравнивании поверхности поковки (рис. 1, б). Для анализа зависимости режимов обжатия с размерами заготовки и штампов с профильной поверхностью использовался программный комплекс DEFORM-2D, в основу которого вложен метод конечных элементов [22]. В ходе решения задачи были приняты следующие допущения: задача решается в условиях плоско-деформированного состояния, модель материала заготовки – вязкопластическая среда (сталь AISI-1045, аналогичная стали 45),

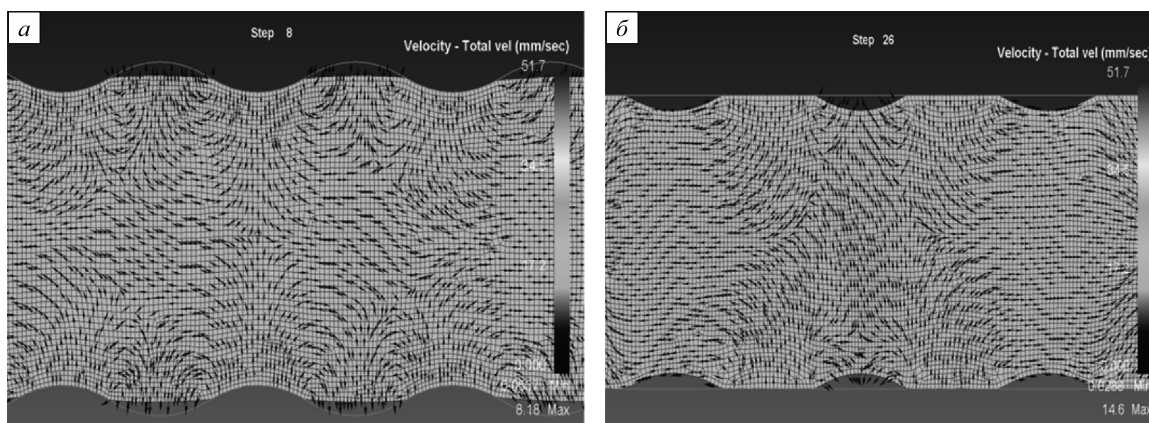


Рис. 1. Направление скорости течения частиц металла при обжатии заготовки на профильном (а) и плоском (б) участках бойка

Fig. 1. Direction of flow speed of metal particles at blank reduction on the profile (a) and the flat zones of the backup (б)

материал штампов – недеформируемая жесткая среда. Показатель трения (по Зибелю) между бойками и заготовкой принят равным $\psi = 0,6$. Для обеспечения высокой точности результатов расчета, минимальный размер элемента был принят равным 3 мм при высоте поковки 250, 300 и 350 мм.

Ширина поковки и бойков принята неограниченно большой, поэтому деформация заготовки в этом направлении отсутствует и выполняется условие плоской деформации. Для определения рациональной геометрии бойка на трех уровнях варьировали параметрами очага деформации e/r , r/h , $\Delta h/h$, где r – радиус цилиндров гравюры бойка; e – расстояние между центрами соседних элементов гравюры (углубление и выступ); h – высота заготовки; Δh – обжатие по высоте заготовки (рис. 2).

Заполнение металлом элементов гравюры бойка количественно оценивали через коэффициент заполнения $\delta = (h_{\text{ме}}/h_{\text{угл}}) \cdot 100\%$, где $h_{\text{ме}}$ – высота элемента поковки, заполнившего углубление на бойке; $h_{\text{угл}} = r - 0,5e$ – высота углубления бойка. Матрица планирования вычислительного эксперимента представлена в таблице. С целью упрощения процедуры твердотельного моделирования инструмента, варьирование параметра r/h осуществлялось изменением высоты заготовки: 250, 300, 350 мм, а значение радиуса осталось неизменным ($r = 50$ мм). Обжатие заготовки по высоте $(\Delta h/h) \cdot 100\%$ было принято 10, 14 и 20 %. Неравномерность деформации по высоте слитка оценивалась с помощью коэффициента вариации $S/\bar{\epsilon}_u$, где S – среднее квадратичное отклонение; $\bar{\epsilon}_u$ – среднее значение накопленной степени

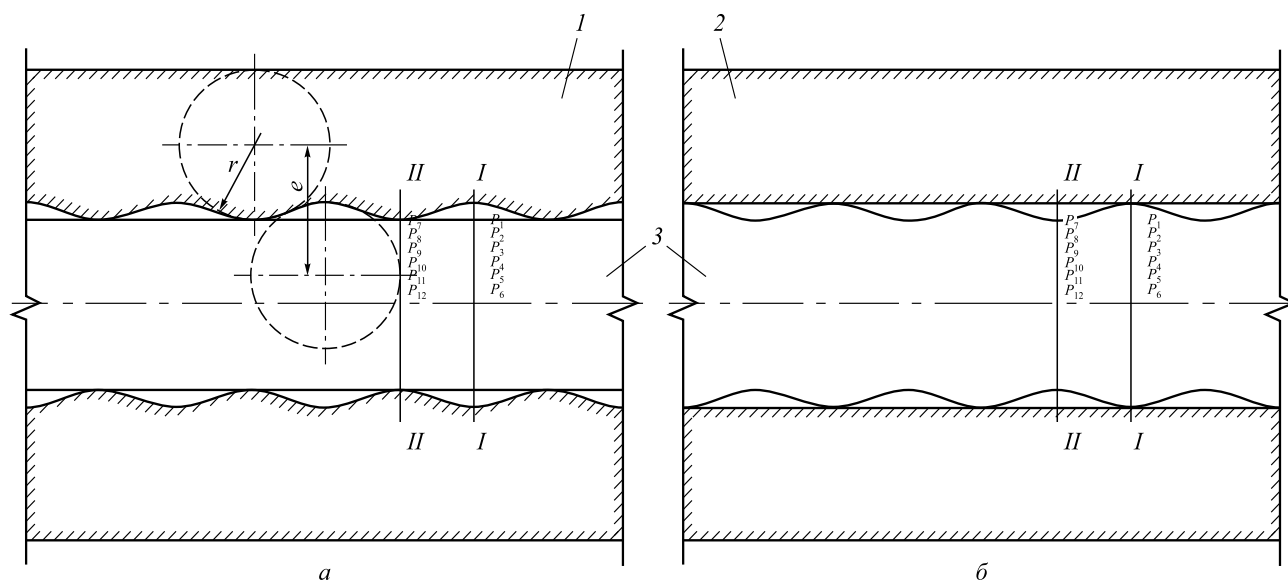


Рис. 2. Деформирование заготовки в бойках с профильной поверхностью на первом этапе обжатия (а) и плоскими бойками на втором этапе (б):

1 и 2 – рельефный и плоский боек соответственно; 3 – заготовка

Fig. 2. The blank deformation in the backups with the profile surface at the first stage of cobbing (a) and flat backups at the second stage (б): 1 and 2 – relief and flat backups; 3 – blank

деформации по высоте и определялась для двух сечений (под углублением I и выступом II гравюры бойка)

по шести точкам из выражения: $\bar{\varepsilon}_u = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \varepsilon_{ui}$ (i – номер

частицы); $S = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\varepsilon_{ui} - \bar{\varepsilon}_u)^2 \right]^{1/2}$. Расчет ε_{ui} в очаге

деформации на первом и втором этапе обжатия выполнен для шести частиц по высоте поковки в сечении углубления бойка (сечение I): P1 – P6, а также для шести частиц в сечении выступов бойка (сечение II): P7 – P12 (см. рис. 2).

Результаты расчета формоизменения и накопленной степени деформации при обжатии в профильных бойках с отношением $e/r = 0$ ($e = 0$, $r = 50$ мм) показали, что заполнение металла в полость углубления штампа во всем диапазоне значений r/h , $\Delta h/h$ не обес-

печивается (коэффициент заполнения δ изменяется в пределах $28,7 \div 60,6$ % (см. таблицу)). Кроме того, при всех вариантах обжатия (10, 14 и 20 %) для всех значений толщины заготовки h (250, 300 и 350 мм) деформация практически не проникает в осевую зону заготовки, а значение накопленной степени деформации в центральной зоне очага деформации составляет $\varepsilon_{u6} = 0,001 \div 0,050$ (сечение I) и $\varepsilon_{u12} = 0,084 \div 0,181$ (сечение II). После обжатия гладким участком бойков на втором этапе, значения суммарной степени деформации $\varepsilon_{\Sigma u}^6$ и $\varepsilon_{\Sigma u}^{12}$ не превышают 0,24 и 0,37 соответственно. Результаты решения задач при обжатии заготовки в бойках с отношением $e/r = 1$ ($e = 50$ мм, $r = 50$ мм) показали, что коэффициент заполнения увеличивается и находится в пределах $44,5 \div 94,6$ % (см. таблицу), а накопленная в осевой зоне деформация составляет: $\varepsilon_{u6} = 0,001 \div 0,055$; $\varepsilon_{u12} = 0,071 \div 0,256$. Значения сум-

Матрица полного факторного эксперимента 3^3

Matrix of full factorial experiment 3^3

Параметры очага деформации				Расчетные параметры				
				δ	ε_{u6}	$\varepsilon_{\Sigma u}^6$	ε_{u12}	$\varepsilon_{\Sigma u}^{12}$
$e/r = 0$	$r/h = 1/5$	$\Delta h/h$	0,10	28,7	0,001	0,162	0,0840	0,208
			0,14	43,4	0,002	0,222	0,0127	0,283
			0,20	48,6	0	0,230	0,1600	0,370
	$r/h = 1/6$	$\Delta h/h$	0,10	31,0	0,004	0,235	0,091	0,311
			0,14	44,4	0,005	0,214	0,102	0,255
			0,20	51,6	0,005	0,220	0,181	0,299
	$r/h = 1/7$	$\Delta h/h$	0,10	32,3	0,030	0,180	0,100	0,100
			0,14	45,5	0,050	0,210	0,100	0,103
			0,20	60,6	0,050	0,240	0,170	0,170
$e/r = 1,00$	$r/h = 1/5$	$\Delta h/h$	0,10	44,5	0,001	0,204	0,071	0,197
			0,14	68,4	0	0,370	0,090	0,250
			0,20	89,1	0,038	0,363	0,170	0,382
	$r/h = 1/6$	$\Delta h/h$	0,10	49,3	0,001	0,187	0,076	0,187
			0,14	72,5	0,001	0,274	0,109	0,274
			0,20	90,1	0,004	0,346	0,221	0,346
	$r/h = 1/7$	$\Delta h/h$	0,10	56,1	0,015	0,157	0,077	0,221
			0,14	76,4	0,017	0,298	0,012	0,479
			0,20	94,6	0,055	0,375	0,256	0,382
$e/r = 1,75$	$r/h = 1/5$	$\Delta h/h$	0,10	100,0	0,047	0,204	0,181	0,203
			0,14	100,0	0,064	0,291	0,230	0,406
			0,20	100,0	0,160	0,243	0,430	0,403
	$r/h = 1/6$	$\Delta h/h$	0,10	100,0	0,025	0,171	0,123	0,203
			0,14	100,0	0,068	0,257	0,227	0,324
			0,20	100,0	0,128	0,375	0,330	0,408
	$r/h = 1/7$	$\Delta h/h$	0,10	100,0	0,020	0,176	0,108	0,214
			0,14	100,0	0,065	0,232	0,157	0,315
			0,20	100,0	0,210	0,460	0,300	0,530

марной степени деформации после обжатия профильными и плоскими бойками $\epsilon_{\Sigma u}^6$ и $\epsilon_{\Sigma u}^{12}$ увеличиваются по сравнению с предыдущим вариантом и составляют 0,375 и 0,479 соответственно. Иная картина наблюдается при деформировании заготовки в профильных бойках с отношением $e/r = 1,75$ ($e = 87,5$ мм, $r = 50$ мм). Полное заполнение углублений бойка происходит при минимальном обжатии по толщине, равным 10 %. На рис. 3, 4 представлены графики, полученные по результатам исследованияковки заготовки в профильных бойках с отношением $e/r = 1,75$ при обжатии $(\Delta h/h) \cdot 100 \% = 10 \%$.

На рис. 3, а, б показан характер распределения накопленной степени деформации после обжатия на первом этапе профильными (рис. 2, а) и на втором этапе плоскими бойками (рис. 2, б) в сечении I, а на рис. 2, в, г – в сечении II. Видно, что распределение ϵ_u как в сечении I, так и в сечении II по высоте неравномерно, но при этом деформация проникает в центральную зону заготовки. Результаты расчета ϵ_u , представленные на рис. 3, позволяют определить рациональное значение

параметра $r/h = 1/5$. Суммарная степень деформации ϵ_u после первого и второго этапов обжатия бойками при $r/h = 1/5$ в центральной зоне заготовки достигает значений 0,204 (сечение I) и 0,214 (сечение II).

На рис. 4 показано распределение коэффициента вариации $S/\bar{\epsilon}_u$ в сечениях I (рис. 4, а) и II (рис. 4, б) в зависимости от параметра очага деформации r/h после суммарного обжатия на первом и втором этапах обжатия. Наименьшее значение $S/\bar{\epsilon}_u$ в очаге деформации с параметром $r/h = 1/5$: $S/\bar{\epsilon}_u = 0,21$ в сечении I и 0,15 в сечении II, что свидетельствует о высоком уровне однородности степени деформации в объеме поковки при минимальном обжатии.

Определение показателя напряженного состояния металла в очаге деформации при обжатии в профильных бойках в условиях плоской знакопеременной деформации

Знакопеременная деформация характеризуется количеством этапов n и амплитудой ϵ_i , причем на каждом этапе деформация является либо монотонной, либо

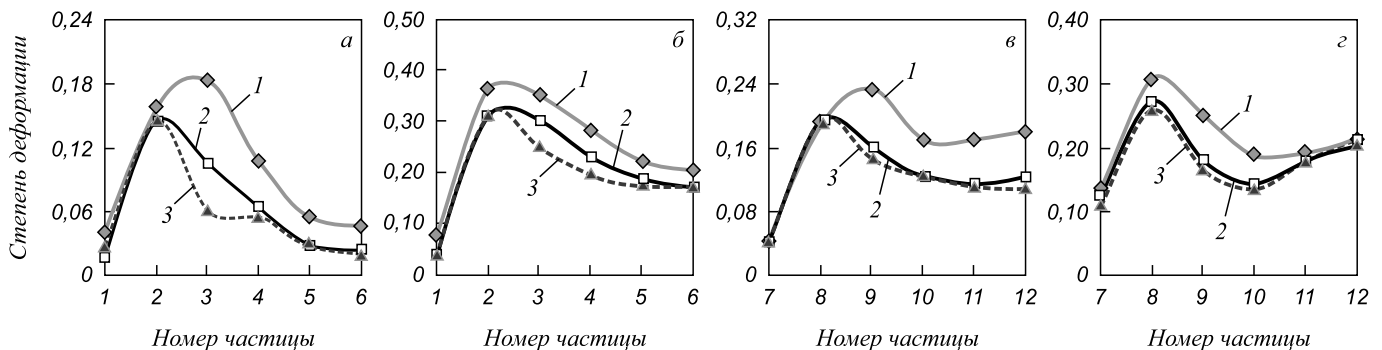


Рис. 3. Распределение степени деформации ϵ_u после первого (а) и второго (б) этапа деформации в сечении I (углубления бойка) и после первого (в) и второго (г) этапа деформации в сечении II (выступа бойка) при r/h :
1 – 1/5; 2 – 1/6; 3 – 1/7

Fig. 3. The distribution of the deformation degree ϵ_u after the first (а) and second stages (б) of deformation in cross section I (deepening of the backup) and after the first (в) and second (г) stages of deformation in section II (protrusion of the backup) when r/h :
1 – 1/5; 2 – 1/6; 3 – 1/7

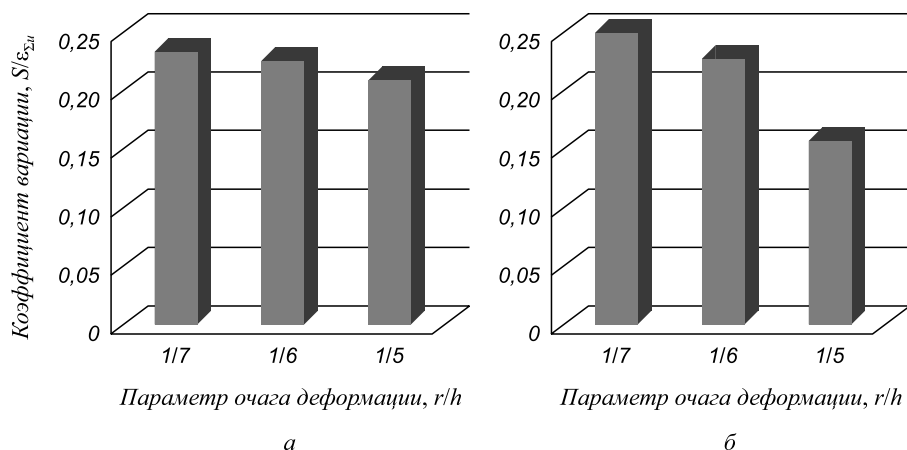


Рис. 4. Коэффициенты вариации $S/\bar{\epsilon}_u$ в зависимости от параметра очага деформации r/h в сечениях I (а) и II (б)

Fig. 4. The variation coefficients $S/\bar{\epsilon}_u$ depending on the parameter of the deformation point r/h in sections I (а) and II (б)

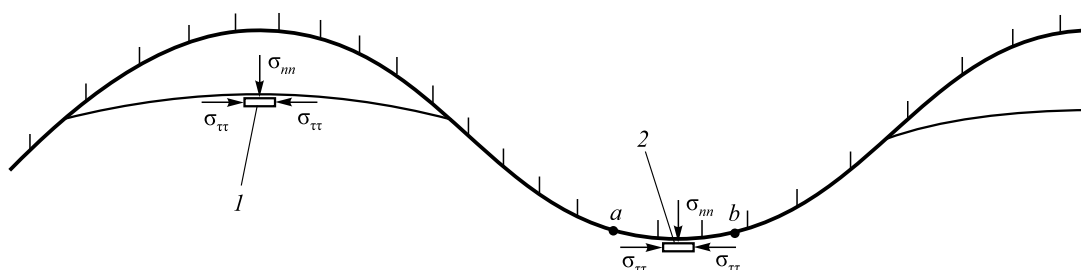


Рис. 5. Действие напряжений на свободной и контактной поверхностях заготовки:
1 – свободная поверхность; 2 – контактная поверхность; $\sigma_{т\tau}$, $\sigma_{нн}$ – нормальные напряжения

Fig. 5. The effect of stresses on the free and contact surfaces of the blank:
1 – the free surface; 2 – the contact surface; $\sigma_{т\tau}$, $\sigma_{нн}$ – normal stresses

квазимоноотонной и отвечает условиям: $\omega_k = 0$, либо $\text{sign } \omega_k = \text{const}$. Здесь ω_k – компоненты антисимметричного тензора скорости жесткого вращения материальной частицы в сопутствующей системе координат, построенной на базисе собственных векторов тензора скоростей деформации [14]. Применение инструмента с профильной поверхностью позволяет получить обжатую заготовку с профильной поверхностью и дает возможность на следующем этапе обжатия на гладкой поверхности бойков осуществить при выравнивании поверхности поковки знакопеременную деформацию (см. рис. 1). При плоской деформации интенсивность касательных напряжений равняется максимальному касательному напряжению, равному пределу текучести на сдвиг: $T = \tau_{\max} = \tau_s$, а условие идеальной пластичности имеет вид: $\sigma_1 - \sigma_3 = 2\tau_s$, где σ_1 и σ_2 – главные нормальные напряжения. Главное нормальное напряжение, перпендикулярное плоскости течения, равно среднему нормальному напряжению: $\sigma_2 = \sigma = (\sigma_1 + \sigma_3)/2$. Учитывая граничные условия для плоской деформации при ковке слитков: $\sigma_{нн} = \sigma_1$; $\sigma_{т\tau} = \sigma_3$ и $\sigma_{zz} = \sigma_2 = (\sigma_{т\tau} + \sigma_{нн})/2$, где $\sigma_{т\tau}$ и $\sigma_{нн}$ – нормальные напряжения (рис. 5), на свободной поверхности (рис. 5, поз. 1) $\sigma_{нн} = 0$, следовательно $\sigma_{т\tau} = -2\tau_s$, а $\sigma_{zz} = -\tau_s$, тогда напряженное состояние на свободной поверхности $\sigma/T = -1$ ($T = \tau_s$ – условие идеальной пластичности). На поверхности контакта (рис. 5, поз. 2) $\sigma_{т\tau} = \sigma_1 = -3,14\tau_s$; $\sigma_{нн} = -5,14\tau_s$; $\sigma_{zz} = \sigma_2 = -4,14\tau_s$, следовательно $\sigma/T = -4,14$. Таким образом, показатель напряженного состояния находится в диапазоне $-4,14 \leq \sigma/T \leq -1$, т. е. созданы благоприятные условия по напряженному состоянию, способствующие эффективной деформационной проработке литой структуры металла.

Выводы. В результате анализа формоизменения и деформированного состояния металла в предложенном способековки определена форма инструмента деформации из условия полного заполнения металлом углублений штампа, а также обеспечения однородности деформации по всему объему литой заготовки. На первом этапе при минимальном обжатии заготовки бойками 10 % с $e/r = 1,75$ металл полностью заполняет гравюру бойка (коэффициент заполнения $\delta = 100$ %). При вы-

равнивании заготовки на втором этапе обжатия минимальные значения коэффициента вариации $S/\bar{\epsilon}_u = 0,2$ и $0,15$ для сечения под углублением I и выступом II бойка соответственно были получены при использовании заготовки с отношением $r/h = 1/5$. Значения показателя напряженного состояния в очаге деформации при осадке в бойках находятся в пределах $-4,14 \leq \sigma/T \leq -1$, что способствует созданию благоприятных условий эффективной деформационной проработки литой структуры металла. Таким образом, способковки и предлагаемая конструкция инструмента, предложенная в работе, обеспечивают однородную знакопеременную деформационную проработку непрерывнолитого слитка без изменения исходных формы и размеров заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Логунова А.С., Парсункин Б.Н. Определение областей непрерывнолитой заготовки с наибольшей вероятностью нарушения сплошности металла. // Вестник уральского государственного технического университета – УПИ. 2004. Т. 1. С. 95 – 98.
2. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115 – 123.
3. Процессы пластического структурообразования / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
4. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis // Journal of Materials Processing Technology. 1997. Vol. 72. P. 32 – 41.
5. Dyja H., Banaszek G., Berski S., Mroz S. Effect of symmetrical and asymmetrical forging processes on the quality of forged products // Journal of Materials Processing Technology. 2004. Vols. 157 – 158. P. 496 – 501.
6. А. с. 774756 СССР, МКИ В 21 J 13/22. Комбинированные бойки / А.В. Котелкин, В.А. Петров; заявл. 23.01.79; опубл. 30.10.80, Бюл. № 40.
7. А. с. 442878 СССР, МКИ В 21 J 13/02. Кузнечный инструмент / Я.М. Охрименко, В.А. Тюрин, С.Д. Баранов; заявл. 01.07.71; опубл. 15.09.74, Бюл. № 34.
8. А. с. 393018 СССР, МКИ В 21 J 13/02. Инструмент дляковки / Я.М. Охрименко, В.А. Тюрин и др.; заявл. 30.03.71; опубл. 10.08.73, Бюл. № 33.
9. А. с. 339089 СССР, МКИ В 21 J 13/02. Устройство дляковки заготовок / Я.М. Охрименко, В.А. Тюрин; заявл. 17.06.71; опубл. 30.03.79, Бюл. № 12.
10. Воронцов В.К., Найзабеков А.Б., Котелкин А.В., Петров В.А. Условия развития сдвиговых деформаций при ковке заготовок в

- ступенчатых бойках // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 5. С. 50 – 53.
11. Машеков С.А. Исследование деформированного состояния заготовок при ковке в вырезных и комбинированных бойках // Изв. вуз. Черная металлургия. 1995. № 4. С. 36 – 39.
 12. Тюрин В.А. Инновационные технологииковки // Кузнечно-штамповочное производство. 2006. № 5. С. 27 – 29.
 13. Охрименко Я.М., Тюрин В.А., Лебедев В.Н., Гринюк А.И. Улучшение качества металла при продольной ковке // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 4. С. 96 – 99.
 14. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металла: Учеб. пособие. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2002. – 328 с.
 15. Богатов А.А., Мижирицкий И.О., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
 16. Потапов И.Н., Полухин П.И. Технология винтовой прокатки – М.: Металлургия, 1990. – 344 с.
 17. Панов Е.И., Эскин Г.И. Влияние поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 9. С. 7 – 13.
 18. Овчинников Д.В., Богатов А.А., Ерпалов М.В. Разработка и внедрение технологии производства высококачественных насосно-компрессорных труб из непрерывнолитой заготовки/ Черные металлы. 2012. Март. С. 18 – 21.
 19. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии. 2006. Т. 1. № 1. С. 208 – 216.
 20. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
 21. Найзабеков А.Б., Ашкеев Ж.А., Лежнев С.Н., Толеуова А.Р. Исследование процесса деформирования заготовки в равноканальной ступенчатой матрице // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 2. С. 16 – 18.
 22. Паршин В.С., Карамышев А.П., Некрасов И.И. Практическое руководство к программному комплексу Deform-3D. – Екатеринбург: УрФУ, 2010. – 266 с.

Поступила 15 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 422–428.

FINAL AND ELEMENT MODELLING OF THE FORGE BROACH OF STRIPS WITHOUT CHANGE OF FORM AND SIZES IN THE CONDITIONS OF ALTERNATING DEFORMATION

Bogatov A.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Metal Forming”

Nukhov D.Sh., Postgraduate of the Chair “Metal Forming” (danis_nukhov@mail.ru)

Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. The paper considers a proposal to design a new tool deformation and forging technology of cast ingots without changing the shape and size of the blank. The rational form of backups was determined, providing a uniform in volume significant deformation elaboration of the ingot by facilitating the implementation of an alternating strain. The essence of the proposed solution is as follows. The backup has two sections of the working surface: smooth and profiled. The profile zone of the working surface is provided with projections and recesses in the form of segments of a cylindrical surface arranged to broach axis angle 90° (Fig. 1). As a result of reduction, due to the introduction of cylindrical protrusions of the engraving of the dies, the height of the blank is reduced. The displaced metal fills the recess of the cylindrical shape and the height of the blank at that location is incremented (Fig. 1, a). After the displacement and reduction of the blank in the dies with a smooth area, it takes the original size (Fig. 1, b), providing the alternating deformation. During the development of the technological process, the correlation of the reduction modes with the size of the blank and stamps with profile surface at conditions of complete filling of the engraving of the stamp at a deposit and ensure uniform distribution of deformation throughout the volume of the forging.

Keywords: cast structure; alternating deformation; degree of dispersion; math modeling; stressed and strained states; stressed state parameters; degree of shear strain.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-422-428

REFERENCES

1. Logunova A.S., Parsunkin B.N. Identification of areas of continuously-casted billets with the highest probability of metal disconti-

nuity. *Vestnik ural'skogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta – UPI*. 2004. Vol. 1, pp. 95–98. (In Russ.).

2. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskii A. E., Kopylov V. I. Plastic metal processing by simple shear. *Izvestiya AN SSSR. Metall.* 1981, no. 1, pp. 115–123. (In Russ.).
3. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I. etc. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya* [Plastic structure formation processes]. Minsk: Nauka i tekhnika. 1994. 232 p. (In Russ.).
4. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 72, pp. 32–41.
5. Dyja H., Banaszek G., Berski S., Mroz S. Effect of symmetrical and asymmetrical forging processes on the quality of forged products. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vols. 157–158, pp. 496–501.
6. Kotelkin A.V., Petrov V.A. *Kombinirovannye boiki* [Combined backups]. Certificate of authorship USSR 774756 SSSR: MKI V 21 J 13/22, no. 2715513, *Byulleten' izobretenii*. 1980, no. 40. (In Russ.).
7. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A., Baranov S.D. *Kuznechnyi instrument* [Forging tool]. Certificate of authorship USSR 442878 SSSR: MKI V 21 J 13/02, no. 1623639, *Byulleten' izobretenii*. 1974, no. 34. (In Russ.).
8. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A., Mishchenkov Yu.I., Ekarev M.S. *Instrument dlya kovki* [Tools for forging]. Certificate of authorship USSR 393018 SSSR: MKI V 21 J 13/02, no. 1643794. *Byulleten' izobretenii*. 1973, no. 33. (In Russ.).
9. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. *Ustroistvo dlya kovki zagotovok* [Device for blanks forging]. Certificate of authorship USSR 339089 SSSR: MKI V 21 J 13/02, no. 1666176, *Byulleten' izobretenii*. 1979, no. 12. (In Russ.).
10. Vorontsov V.K., Naizabekov A.B., Kotelkin A.V., Petrov V.A. Conditions of shear deformation in blanks forging at step backups. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987, no. 5, pp. 50–53. (In Russ.).
11. Masekov S.A. The research of deformed state of blanks at forging at cutting and combined backups. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1995, no. 4, pp. 36–39. (In Russ.).
12. Tyurin V.A. Innovative technologies of forging. *Kuznechno-shtampovoe proizvodstvo*. 2006, no. 5, pp. 27–29. (In Russ.).

13. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A., Lebedev V.N., Grinyuk A.I. Improving the quality of metal at longitudinal forging. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 4, pp. 96–99. (In Russ.).
14. Bogatov A.A. *Mekhanicheskie svoistva i modeli razrusheniya metalla. Uchebnoe posobie* [The mechanical properties and models of metal fracture. Textbook]. Ekaterinburg: UGTU-UPI. 2002. 328 p. (In Russ.).
15. Bogatov A.A., Mizhiritskii I.O., Smirnov S.V. *Resurs plastichnosti metallov pri obrabotke davleniem* [Resource of metals plasticity at metal forming]. Moscow: Metallurgiya. 1984. 144 p. (In Russ.).
16. Potapov I. N., Polukhin P. I. *Tekhnologiya vintovoi prokatki* [Technology of screw rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1990. 344 p. (In Russ.).
17. Panov E.I., Eskin G.I. Effect of helical rolling on the structure and properties of hypereutectic silumin. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2004, no. 9, pp. 7–13.
18. Ovchinnikov D.V., Bogatov A.A., Erpalov M.V. Development and implementation of production technology of high-quality compressor tubes from continuously-casted billets. *Chernye metally*, 2012, no. 3, pp. 18–21. (In Russ.).
19. Valiev R.Z. Creation of nanostructured metals and alloys with unique properties, using the severe plastic deformations. *Rossiiskie nanotekhnologii*. 2006. Vol. 1–2, p. 208. (In Russ.).
20. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei* [Nanostructured materials produced by severe plastic deformation]. Moscow: Logos, 2000. 272 p. (In Russ.).
21. Naizabekov A.B., Ashkeev Zh.A., Lezhnev S.N., Toleuova A.R. The study of the deformation process of workpiece in equal channel matrix *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 2, pp. 16–18. (In Russ.).
22. Parshin V.S., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I. *Prakticheskoe rukovodstvo k programmnomu kompleksu Deform-3D* [A practical guide to program complex Deform-3D]. Ekaterinburg. UrFU, 2010. 266 p. (In Russ.).

Received January 15, 2015

УДК 621.77

КОНТАКТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ МЕТАЛЛА В КЛИНОВИДНОМ КАНАЛЕ

Баранов Г.Л., д.т.н., профессор кафедры «Детали машин» (bargeleo@mail.ru)

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

Аннотация. Схема плоской деформации идеального жестко-пластического материала при течении в клиновидном канале находит широкое применение для анализа напряженного состояния в процессах обработки металлов давлением. В работе впервые получены замкнутые аналитические решения задачи плоской деформации при пластическом течении металла в клиновидном канале для контактных напряжений, подчиняющихся закону трения Кулона. Установлены закономерности изменения контактных напряжений по длине зоны скольжения при различных направлениях сил трения на участках опережения и отставания очага деформации. Показано, что при достижении касательными контактными напряжениями предельных значений на границе зон скольжения и торможения нормальные контактные напряжения имеют максимум с обращением в нуль производной dp/dr . Это приводит к плавной стыковке эпюр касательных напряжений на указанной границе и к излому на эпюре нормальных напряжений. Выполнен анализ результатов полученных решений и их сравнение с известными данными. Установлено, что переход к приближенному условию пластичности, записанному в главных напряжениях, качественно меняет характер эпюр контактных напряжений в зоне скольжения и длину этой зоны. В качестве примера использования полученных решений рассмотрено напряженное состояние при прессовании полосы через клиновую матрицу.

Ключевые слова: плоская пластическая деформация, клиновидный канал, условия трения, контактные напряжения, прессование полосы.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-429-433

Схема плоской деформации идеального жестко-пластического материала при течении в клиновидном сходящемся канале находит широкое применение для исследования таких технологических процессов, как осадка клиновидных поковок, прокатка, прессование и волочение полосы [1 – 6]. Дифференциальные уравнения равновесия для этого случая в цилиндрической системе координат имеют вид:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{r\varphi}}{r \partial \varphi} + \frac{(\sigma_r - \sigma_\varphi)}{r} = 0; \quad (1, a)$$

$$\frac{\partial \tau_{r\varphi}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_\varphi}{r \partial \varphi} + \frac{2\tau_{r\varphi}}{r} = 0, \quad (1, б)$$

где σ_r – радиальные напряжения; σ_φ – меридиональные напряжения; $\tau_{r\varphi}$ – касательные напряжения.

Условие пластичности представим так:

$$\sigma_r - \sigma_\varphi = 2\tau_s \sqrt{1 - \left(\frac{\tau_{r\varphi}}{\tau_s} \right)^2}, \quad (2)$$

где τ_s – предел текучести при чистом сдвиге.

Экспериментально установлено, что в общем случае на контактной поверхности очага деформации можно выделить зоны скольжения, торможения и застоя [1, 4]. В зоне скольжения зависимость между контактными касательными и нормальными напряжениями подчиняется закону трения Кулона. В зоне торможения касательные контактные напряжения

постоянны и равны τ_s , в зоне застоя уменьшаются от максимального значения на границе зоны до нуля в нейтральном сечении полосы.

В настоящее время замкнутое решение системы уравнений (1) и (2) получено для зоны торможения [7]. Для расчета напряжений в зонах с переменными силами трения используют либо численные методы [8 – 9], либо приближенные решения, построенные на замене условия пластичности (2) условием пластичности в главных напряжениях $\sigma_r - \sigma_\varphi = 2\tau_s$, как при решении двумерной задачи [10 – 13], так и при решении задачи инженерным методом [1, 14]. При волочении шероховатой полосы, а также при сравнительно небольших силах трения в процессах осадки, прессования, прокатки зона скольжения может занимать значительную часть длины очага деформации. В этом случае важно оценить погрешность, вносимую в расчет технологических нагрузок заменой точного условия пластичности приближенным.

Целью данной работы является получение замкнутого решения задачи плоской деформации в цилиндрических координатах для контактных напряжений, подчиняющихся закону трения Кулона, при использовании условия пластичности в форме (2), и на этой основе выполнение анализа напряженного состояния в зоне скольжения и уточнения технологических нагрузок.

Из анализа известных решений задачи плоской деформации следует, что для идеального жестко-пластического материала зависимость касательных напряже-

ний от угла φ близка к линейной [7, 12]. С учетом этого, принимая допущение о том, что касательные напряжения в зоне скольжения пропорциональны φ , представим их в следующем виде:

$$z = \frac{\tau_{r\varphi}}{\tau_s} = \pm \left(\frac{\varphi}{\alpha} \right) \sin \Phi, \quad (3)$$

где α – половина угла клина; Φ – функция, зависящая только от r .

Здесь и далее верхний знак относится к тонкому концу полосы, нижний – к толстому концу полосы. Используя терминологию процесса прокатки, условно будем считать, что тонкому концу полосы соответствует участок опережения, толстому – участок отставания.

Выразим σ_r из условия пластичности (2), подставим в уравнение (1, а) и выполним преобразования:

$$r \frac{\partial \sigma_\varphi}{\partial r} + 2r \frac{\partial \sqrt{1-z^2}}{\partial r} + 2\sqrt{1-z^2} \pm \frac{\sin \Phi}{\alpha} = 0. \quad (4)$$

Введем следующее обозначение для относительных контактных напряжений $z_k = z$ при $\varphi = \alpha$. Связь между контактными напряжениями в зоне скольжения на основании закона трения Кулона имеет вид:

$$z_k = fp, \quad (5)$$

где f – коэффициент трения, $p = -\sigma_\varphi/\tau_s$.

Подставляя в уравнение (4) $\varphi = \alpha$, $z = z_k = \sin \Phi$, с учетом (5) получим после преобразований следующее дифференциальное уравнение для определения Φ :

$$r \frac{d\Phi}{dr} (\cos \Phi + 2f \sin \Phi) = \frac{f(2\alpha \cos \Phi \pm \sin \Phi)}{\alpha}. \quad (6)$$

Решение уравнения (6) представим в виде:

$$\ln \left(\frac{h_r}{h_g} \right) = \frac{\pm (a_1 \ln |\sin \Phi \pm 2\alpha \cos \Phi| + a_2 \Phi + C_1)}{\delta}, \quad (7)$$

где $h_r = 2rs \sin \alpha$ – текущая толщина полосы; h_g – толщина торца g , на котором заданы граничные условия; $a_1 = \frac{1 \pm 4f\alpha}{1 + 4\alpha^2}$; $a_2 = \frac{2(f \pm \alpha)}{1 + 4\alpha^2}$; $\delta = f/\alpha$; C_1 – произвольная постоянная.

Величину C_1 найдем из граничного условия $\Phi = \Phi_0$ при $h_r = h_g$:

$$C_1 = -a_1 \ln |\sin \Phi_0 \pm 2\alpha \cos \Phi_0| - a_2 \Phi_0.$$

Для определения Φ_0 условие равновесия на поверхности торца g представим в интегральном виде [15]:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha} \int_0^\alpha \sigma_r d\varphi, \quad (8)$$

где σ_0 – среднее радиальное напряжение на торце g .

Выразим σ_r из условия пластичности (2):

$$\sigma_r = \sigma_\varphi + 2\tau_s \sqrt{1-z^2}. \quad (9)$$

Как следует из уравнения (1, б), при принятом допущении о линейном распределении касательных напряжений по координате φ нормальные напряжения σ_φ в произвольном сечении с координатой r равны

$$\sigma_\varphi = - \int_0^\alpha \left(2\tau_{r\varphi} + r \frac{\partial \tau_{r\varphi}}{\partial r} \right) d\varphi = \tau_s \left(C_2 - \frac{0,5u\varphi^2}{\alpha} \right), \quad (10)$$

где C_2 – произвольная постоянная; $u = 2\sin \Phi + r(d\Phi/dr) \times \cos \Phi$.

Выразим из уравнения (6) производную $d\Phi/dr$:

$$\frac{d\Phi}{dr} = \frac{\delta(2\alpha \pm \operatorname{tg} \Phi)}{r(1 + 2f \operatorname{tg} \Phi)}. \quad (11)$$

Для определения C_2 примем $\Phi = \Phi_0$ при $h_r = h_g$, подставим σ_r из (9) в (8) и с учетом (10) и (11) и выполним преобразования:

$$C_2 = q_0 \pm \frac{u_0 \alpha}{6} - \cos \Phi_0 - \frac{\Phi_0}{\sin \Phi_0},$$

где $q_0 = \sigma_0/\tau_s$, $u_0 = u$ при $h_r = h_g$.

Подставим C_2 в уравнение (10) с заменой φ на α , учитывая, что $\sigma_\varphi = -\tau_s \frac{\sin \Phi_0}{f}$ при $h_r = h_g$. В результате преобразований получим трансцендентное уравнение для определения Φ_0 :

$$\frac{\sin \Phi_0}{f} - \cos \Phi_0 - \frac{\Phi_0}{\sin \Phi_0} - K_\alpha u_0 \alpha + q_0 = 0, \quad (12)$$

где $K_\alpha = 0,333$ для участка опережения, $K_\alpha = -0,333$ для участка отставания.

Для удобства использования уравнения (12) перейдем от параметра Φ_0 к относительному нормальному давлению p_0 на торце полосы, используя формулу $p_0 = \frac{\sin \Phi_0}{f}$. Из анализа результатов расчета p_0 , выполненного для практически важного частного случая $q_0 = 0$, следует (рис. 1), что с ростом f и снижением α величина p_0 уменьшается, причем для участка опережения p_0 несколько больше, чем для участка отставания. Однако при $\alpha \leq 7,5^\circ$ указанное различие не превышает 1 %. Максимальное возможное значение коэффициента трения $f_{\max} = \frac{2}{\pi \pm 1,33\alpha - q_0}$ достигается при $\Phi_0 = 0,5\pi$ и

соответствует обращению в нуль ширины зоны скольжения. Зависимость p_0 от f при $\alpha \leq 7,5^\circ$ с погрешностью менее 1 % аппроксимируется следующим выражением:

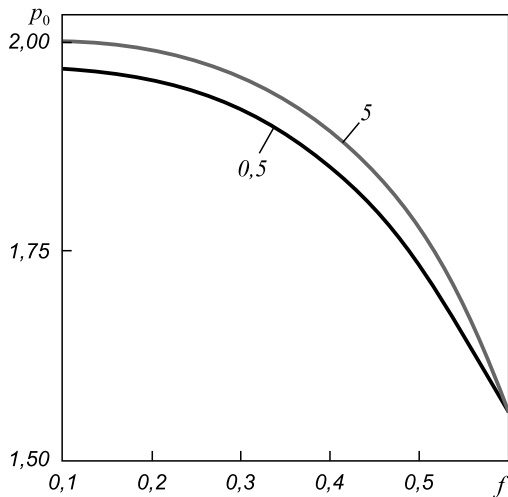


Рис. 1. Зависимость относительного нормального давления p_0 от коэффициента трения (цифры у кривых соответствуют значению угла α в градусах)

Fig. 1. Dependence of the normal pressure p_0 from the coefficient of friction (numbers on the curves correspond to the value of the angle α in degrees)

$$p_0 = (2 - 1,22f^{2,3})(1 + 0,2\alpha). \quad (13)$$

Относительная толщина полосы на границе зон скольжения и торможения определяется по уравнению (7) из условия $z_k = 1$ или эквивалентного ему условия $\Phi = 0,5\pi$:

$$\lambda = \exp\left(\frac{0,5\pi a_2 + C_1}{\delta}\right), \quad (14)$$

где $\lambda = h_{rm}/h_1$ – для участка опережения; $\lambda = h_0/h_{rm}$ – для участка отставания; h_1 – толщина узкого торца; h_0 – толщина широкого торца.

Параметр λ характеризует максимально возможную длину зоны скольжения, которая для участка опережения равна

$$L_1 = 0,5h_1(\lambda - 1)\operatorname{ctg}\alpha. \quad (15)$$

Для участка отставания – $L_2 = 0,5h_0\left(\frac{\lambda - 1}{\lambda}\right)\operatorname{ctg}\alpha$.

Анализ результатов расчета λ , представленный на рис. 2, показал, что λ растет с увеличением угла α и уменьшением коэффициента трения f . Значения λ для участка опережения (рис. 2, а) меньше, чем для участка отставания (рис. 2, б). Указанная разница растет с увеличением угла α и с уменьшением коэффициента трения. Установлено, что при $f < 0,35$ с ростом угла α в диапазоне от 0 до $7,5^\circ$ длина зоны скольжения L_1 увеличивается, а при $f > 0,35$ уменьшается. При $0,25 \geq f \geq 0,45$ и $\alpha \leq 7,5^\circ$ влиянием угла α на L_1 можно пренебречь, аппроксимируя зависимость L_1 от f с погрешностью не более 4 % следующим выражением:

$$\frac{L_1}{h_1} = 3,5 - 5,3\sqrt{f - 0,2}.$$

Из сравнения результатов расчета λ , полученных при $f = 0,3$ по разработанной методике и инженерным методом [1] (штриховые линии на рис. 2), следует, что использование приближенного условия пластичности приводит к уменьшению λ и на основании формулы (15) к существенному (в 2 – 3 раза) сокращению длины зоны скольжения.

В качестве примера использования разработанной методики выполнили анализ напряженного состояния металла в зоне скольжения при прессовании в условиях плоской деформации ($q_0 = 0, f = 0,25$). Поскольку в этом

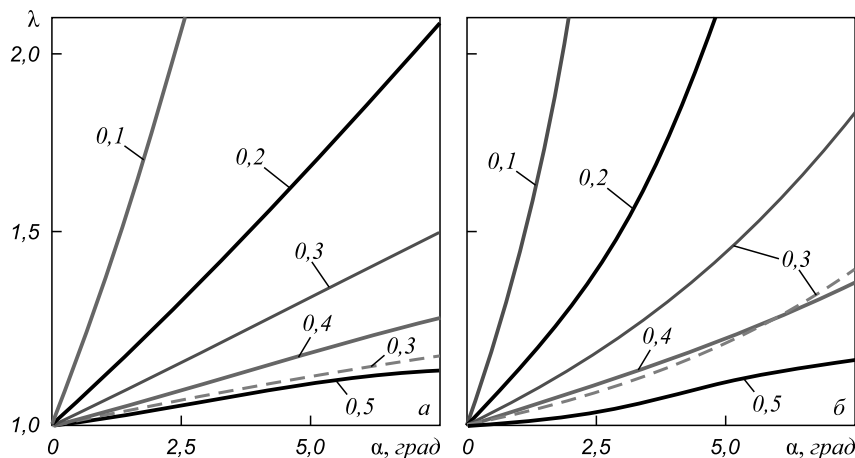


Рис. 2. Влияние угла α на относительную длину зоны скольжения λ : а – для участка опережения; б – для участка отставания (цифры у кривых соответствуют значению коэффициента трения; сплошные линии рассчитаны по формуле (14), штриховые – по инженерному методу)

Fig. 2. Dependence of the length of sliding zone λ on the angle α :

a – for the zone of forward creep; б – for the zone of backward creep; (numbers at the curves correspond to the value of the coefficient of friction, the solid lines are calculated using the formula (14), dashed – by the engineering method)

случае металл течет в сторону тонкого торца полосы, то для анализа применили уравнения, полученные для участка опережения, используя обозначение $\lambda_1 = h_r/h_1$. Как следует из рис. 3, контактные напряжения имеют минимальное значение на выходе из матрицы, монотонно увеличиваются по длине зоны скольжения и достигают экстремума с обращением в нуль производной d_p/d_r в конце этой зоны. В результате на границе зон скольжения и торможения участки эпюры касательных напряжений стыкуются плавно, а эпюра контактных напряжений имеет излом. Зависимость радиальных напряжений от λ_1 близка к линейной на контактной поверхности (рис. 4, кривая 1). На оси симметрии полосы в соответствии с условием пластичности (2) имеем $\sigma_r = \sigma_\phi + 2\tau_s$ (рис. 4, кривая 3). На рис. 4 приведена кривая 2 зависимости среднего по сечению радиального напряжения $\sigma_{r\text{ср}}$ от λ_1 . При расчете $\sigma_{r\text{ср}}$ использовали выражение (8). Разность ординат кривых 1 и 3 на рис. 4, характеризующая неравномерность распределения радиальных напряжений в сечении с координатой λ_1 , растет с увеличением λ_1 , достигая максимального значения на границе зон скольжения и торможения.

Сопоставление значений $\sigma_{r\text{ср}}$, полученных для случая $\alpha = 5^\circ$, $f = 0,25$ по предложенной методике и рассчитанных инженерным методом (рис. 4, кривая 4) показало, что использование приближенного условия пластичности, записанного в главных напряжениях, приводит к значительному увеличению $\sigma_{r\text{ср}}$ и пропорционального ему усилия прессования. Так в рассмотренном примере при $\lambda_1 = 1,45$ напряжение $\sigma_{r\text{ср}}$, рассчитанное инженерным методом, в два раза больше, чем напряжение, полученное по формуле (8). Указанное различие объясняется тем, что при использовании инженерного метода расчетная длина зоны скольжения

существенно уменьшается (в рассмотренном примере в 2,1 раза) и зона торможения занимает большую часть длины очага деформации. Это, в свою очередь, приводит к увеличению суммарной силы контактного трения и усилия прессования.

Выводы. Анализ напряженного состояния и технологических нагрузок для многих процессов пластической деформации металлов базируется на решении задачи плоской деформации при течении металла в клиновидном сходящемся канале. Экспериментально установлено, что на контактной поверхности очага деформации имеются зоны скольжения, в которых касательные напряжения изменяются по закону Кулона. Для этих зон с использованием допущения о линейном распределении касательных напряжений по углу ϕ клиновидного канала впервые получены замкнутые аналитические решения задачи плоской пластической деформации. Установлены закономерности изменения контактных напряжений по длине зон скольжения при различных направлениях сил трения на участках опережения и отставания очага деформации. Показано, что при равенстве касательных контактных напряжений предельным значениям на границе зон скольжения и торможения нормальные контактные напряжения достигают экстремума с обращением в нуль производной dp/dr . Это приводит к плавной стыковке эпюр касательных напряжений на указанной границе и к излому на эпюре нормальных напряжений. Получены зависимости для определения длины зоны скольжения. Показано, что при $\alpha \leq 7,5^\circ$ и $0,25 \geq f \geq 0,45$ эта длина на участке опережения практически не зависит от α . На примере пресс-

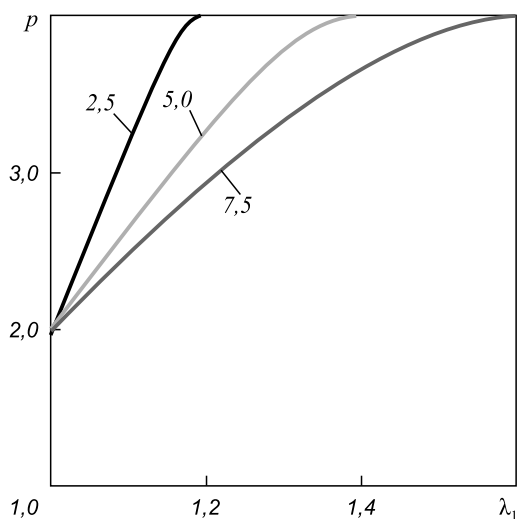


Рис. 3. Распределение нормальных контактных напряжений p в зоне скольжения при $f = 0,25$ (цифры у кривых соответствуют значению угла α в градусах)

Fig. 3. Normal-stress distribution at the contact surface p of the sliding zone when $f = 0,25$ with the values of α (deg) given on the curves

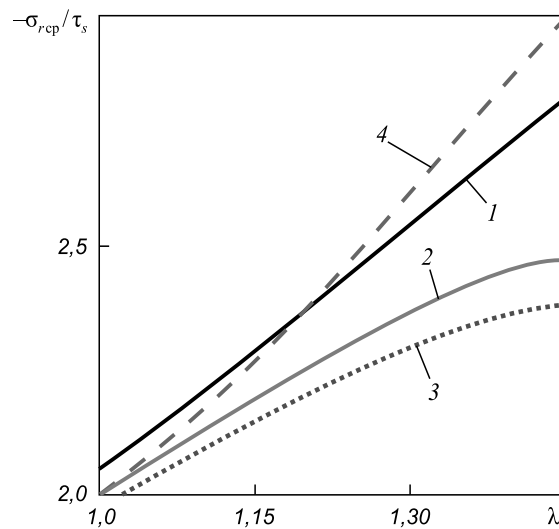


Рис. 4. Характер распределения радиальных напряжений по длине зоны скольжения при $\alpha = 5^\circ$, $f = 0,25$:

1 – на контактной поверхности, 2 – усредненных по сечению, 3 – на оси симметрии полосы, 4 – рассчитанных инженерным методом

Fig. 4. Radial-stress distribution over sliding zone when $\alpha = 5^\circ$, $f = 0,25$: 1 – at the contact surface, 2 – averaged over the cross section, 3 – on the axis of symmetry of the strip, 4 – calculated by engineering method

сования полосы из идеального жестко-пластического материала выполнено сопоставление полученных результатов с известными решениями. Установлено, что использование приближенного условия пластичности, записанного в главных напряжениях, при развитой зоне скольжения приводит к существенному увеличению расчетных значений технологических нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Унков Е.П. Инженерная теория пластичности. – М.: Машгиз, 1959. – 328 с.
2. Черкасова И.Н. Силовые параметры осадки клиновидных тел // Изв. вуз. Машиностроение. 1985. № 4. С. 116 – 120.
3. Грудев А.П. Теория прокатки. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 280 с.
4. Никитин Г.С. Теория непрерывной продольной прокатки. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2009. – 399 с.
5. Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. – 228 p.
6. Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 446 с.
7. Теория пластических деформаций металлов. /Е.П. Унков, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров и др. – М.: Машиностроение, 1983. – 598 с.
8. Соколовский В.В. Теория пластичности. – М.: Высшая школа, 1969. – 608 с.
9. Максимов С.Б. Течение материала в сходящихся каналах при выполнении на контакте закона трения Кулона // Изв. вуз. Черная металлургия. 1990. № 1. С. 43 – 45.
10. Смирнов В.С. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1973. – 496 с.
11. Дильман В. Л., Носачева А.И. Анализ напряженно-деформированного состояния неоднородной пластической полосы // Вестник Южно-Уральского государственного университета. 2012. № 34. С. 11 – 15.
12. Баранов Г.Л. Влияние контактного трения на напряженное состояние полосы при волочении // Сталь. 2014. № 6. С. 74 – 78.
13. Воронцов А.Л., Хациев Ю. Х. Анализ задач об осадке, волочении и прессовании полосы // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2014. № 59. С. 10 – 16.
14. Николаев В.А. Оценка методов расчета нормальных напряжений при прокатке полос // Производство проката. 2013. № 9. С. 20 – 25.
15. Малинин Н.Н. Технологические задачи пластичности и ползучести. – М.: Высшая школа, 1979. – 119 с.

Поступила 9 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 429–433.

CONTACT STRESSES AT PLASTIC METAL FLOW IN A WEDGE-SHAPED CHANNEL

Baranov G.L., *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Machinery parts”* (bargaleo@mail.ru)

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. The scheme of plane deformation of an ideal rigid-plastic material in the flow in a wedge-shaped channel is widely used for analysis of the stress state in metal forming processes. For the first time it was obtained a closed analytical solution of plane deformation during plastic flow of metal in a wedge-shaped channel for contact stresses, obeying the Coulomb law of friction. The regularities of changes of contact stress along the length of the section of the sliding were determined at different directions of the friction forces in the lead and lag zones. It is shown that when the tangential contact stresses reach to limit values on the boundary zones of the slip, the deceleration of the normal contact stresses reaches to maximum value of zero derivative dp/dr . This leads to the smooth docking plots of the tangential stress on that boundary and to the kink in the plot of the normal stress. It was established from the analysis results of the obtained solutions and their comparison with known data that the transition to the approximate plasticity condition qualitatively changes the character of the plots of the contact stresses in the zone of sliding and the length of this zone. As an example of the use of the obtained solutions the stress state was considered during the strip pressing through wedged matrix.

Keywords: flat plastic deformation, wedge-shaped channel, friction conditions, contact stress, strip extrusion.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-429-433

REFERENCES

1. Unkov E.P. *Inzhenernaya teoriya plastichnosti* [Engineering theory of plasticity]. Moscow: Mashgiz, 1959, 328 p. (In Russ.).
2. Cherkasova I.N. Power parameters of the wedge-shaped bodies. *Izv. vuz. Mashinostroenie*. 1985, no. 4, pp. 116–120. (In Russ.).
3. Grudev A.P. *Teoriya prokatki* [Theory of rolling]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2001, 280 p. (In Russ.).
4. Nikitin G.S. *Teoriya nepreryvnoi prodol'noi prokatki* [Theory of continuous lengthwise rolling]. Moscow: Izd-vo MG TU im. N.E. Bauman, 2009. 399 p. (In Russ.).
5. Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. 228 p.
6. Perlin I.L., Raitbarg L.Kh. *Teoriya pressovaniya metallov* [Theory of metals pressing]. Moscow: Metallurgiya, 1975. 446 p. (In Russ.).
7. Unkov E.P., Johnson W., Kolmogorov V.L. etc. *Teoriya plasticheskikh deformatsii metallov* [Theory of plastic deformation of metals]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 598 p. (In Russ.).
8. Sokolovskii V.V. *Teoriya plastichnosti* [Theory of plasticity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1969, 608 p. (In Russ.).
9. Maksimov S.B. The material flow in converging channels when running on contact friction Coulomb's law. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990, no. 1, pp. 43–45. (In Russ.).
10. Smirnov V.S. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 496 p. (In Russ.).
11. Dil'man V.L., Nosacheva A.I. The analysis of stress-strain state of inhomogeneous plastic strip. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta*. 2012, no. 34, pp. 11–15. (In Russ.).
12. Baranov G.L. Influence of contact friction on the stress state of strip in drawing. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 6, pp. 460–465.
13. Vorontsov A.L., Khatsiev Yu.Kh. The analysis of problems of upsetting, drawing and pressing of a strip. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal s prilozheniem*. 2014, no. 59, pp. 10–16. (In Russ.).
14. Nikolaev V.A. The analysis of problems of upsetting, drawing and pressing of a strip. *Proizvodstvo prokata*. 2013, no. 9, pp. 20–25. (In Russ.).
15. Malinin N.N. *Tekhnologicheskie zadachi plastichnosti i polzuchesti* [Technological problems of plasticity and creep]. Moscow: Vysshaya shkola, 1979. 119. (In Russ.).

Received September 9, 2014

О ВЛИЯНИИ НАКЛЕПА НА ИЗНОС СТАЛИ СТЗ В СКОЛЬЗЯЩЕМ СУХОМ КОНТАКТЕ ПРИ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ТОКА*

Алеутдинова М.И.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник (aleut@ispms.tsc.ru)

Фадин В.В.¹, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634021, Россия, Томск, Академический просп., 2/4)

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ
(636036, Россия, Томская обл., Северск, Коммунистический просп., 65)

Аннотация. Представлены токовые зависимости интенсивности изнашивания и удельной поверхностной электропроводности скользящего электроконтакта сталь Ст3/закаленная сталь при контактной плотности тока более 100 А/см² без смазки. Показано, что сталь, имеющая более сильный наклеп, проявляет более высокую износостойкость, чем менее упрочненная сталь. Этот факт представлен как следствие реализации более низкой амплитуды напряжения цикла в условиях малоциклового усталости материала, прилегающего к пятнам фактического контакта более упрочненной стали. Отмечено, что характеристики контакта стали Ст3 несколько выше известных характеристик контакта закаленных сталей. Это обусловлено более высоким запасом пластичности поверхностного слоя стали Ст3 по сравнению с запасом пластичности поверхностного слоя закаленных сталей. Структурные изменения поверхности трения наблюдаются в виде образования слоя вторичных структур, которые содержат кристаллические фазы: FeO, α -Fe и γ -Fe. Представлено оптическое изображение изношенной поверхности, имеющей признаки появления жидкой фазы. Эта фаза является не результатом плавления, а результатом появления сильно-возбужденных атомов в тонком поверхностном слое.

Ключевые слова: пластичность поверхностного слоя, усталостное разрушение, пятна фактического контакта, трение, интенсивность изнашивания, электропроводность скользящего контакта.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-434-438

Определение взаимосвязи между износостойкостью и свойствами первичной структуры контактирующих материалов является одной из фундаментальных задач трибологии. Эта задача не решена, поэтому любые сведения, полученные в этом направлении, могут быть полезными для ее решения. Известно, что высокая износостойкость при трении достигается за счет стабильности структуры поверхностного слоя (ПС) материала [1]. Структура ПС обычно стабилизируется при увеличении твердости, например путем поверхностного упрочнения. Поверхностный слой упрочняется также за счет введения легирующих элементов или упрочняющих фаз в первичную структуру. В этом случае ПС деформируется квазиупруго и реализуется высокая износостойкость. Однако изучение поведения материала при тяжелом режиме трения представляет больший интерес, так как происходит пластическая деформация ПС и увеличивается его температура. В этом случае ПС деформируется по механизму малоциклового усталости [2] и структура ПС не является стабильной. Материалы для узлов трения имеют, как правило, композиционную первичную структуру [1]. Упрочнение первичной структуры металлических композитов и сталей путем легирования или введения фаз приводит к низкой износостойкости в тяжелых усло-

виях трения вследствие трудностей протекания пластической деформации ПС [3]. Создание напряженного состояния (например, путем наклепа или закалки) первичной структуры является альтернативным способом упрочнения структуры ПС с целью уменьшения износа. Однако процесс контактного взаимодействия и пластическая деформация ПС вызывают увеличение его температуры, что может привести к уменьшению напряженного состояния ПС, т. е. к уменьшению его твердости и износостойкости. Изучение целесообразности создания наклепа с целью увеличения износостойкости представляет научный интерес. Создание наклепа в первичной структуре пористого спеченного композита может представлять принципиальные трудности. Поэтому представляется целесообразным создать наклеп в металле (стали или меди). Следует отметить, что триботехнические материалы основаны, как правило, на меди или железе (стали) [1].

Микрообъемы ПС, прилегающие к пятнам контакта, испытывают наибольшую деформацию при трении. Эта деформация может быть вызвана воздействием высокого давления или высокой скорости скольжения в условиях трения без смазки. Однако медь или сталь не способны выдержать высокие давления. Непосредственное высокоэнергетическое воздействие на пятна контакта легко реализуется при протекании электрического тока высокой плотности (более 100 А/см²) между

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-00076.

сопряженными материалами. Совместное воздействие трения и электрического тока вызывают пластическую деформацию и разрушение ПС, т. е. реализуется тяжелый режим трения. Износостойкость (или интенсивность изнашивания) является показателем разрушения ПС. Сведения о фазовом составе поверхностного слоя могут быть полезны для получения некоторого представления об особенностях его пластической деформации. Влияние наклепа на износостойкость материала в условиях обязательной пластической деформации ПС удобно изучать, применяя сталь Ст3, которая проявляет удовлетворительную износостойкость в этих условиях [3].

Целью настоящей работы является изучение взаимосвязи характеристик скользящего контакта, фазового состава поверхностного слоя и начальной твердости углеродистой стали Ст3 под воздействием электрического тока плотностью более 100 А/см².

Модельные образцы разной твердости HB₁ = 1960 МПа (образец 1) и HB₂ = 2740 МПа (образец 2) были получены из углеродистой стали Ст3 (Fe + 0,2 % C). Фазовый состав поверхностного слоя определен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в излучении CoK_α. Металлографическое изучение изношенной поверхности проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Интенсивность изнашивания и электропроводность зоны трения определены в условиях скользящего электроконтакта без смазки при переменном токе (50 Гц), давлении $p_a = 0,13$ МПа, скорости скольжения $v = 5$ м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «вал–колодка» (рис. 1, а). Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Дистанция скольжения составляла 9 км. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h = h/L$, где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения L . Контактная плотность тока определена как $j = i/A_a$, где i – ток, протекающий через номинальную площадь контакта A_a .

Структурные изменения поверхностного слоя проявляются в виде образования слоя вторичных структур. Аналогичный слой может образоваться также при трении без тока, например, при трении меди [4]. Толщина этого слоя при скольжении в режиме критического изнашивания может достигать 40 мкм независимо от твердости. На поверхности трения при $j > 100$ А/см² наблюдаются признаки существования жидкой фазы и следы пластического оттеснения металла микронеровностями контртела (рис. 1, б). Характерной особенностью изношенной поверхности стали Ст3 является отсутствие признаков адгезионного взаимодействия.

На рис. 2, а, б видно, что более твердый стальной образец проявляет более высокую износостойкость и удельную поверхностную электропроводность контакта $r_s^{-1} = j/U$ (U – контактное падение напряжения, r – электросопротивление контакта). Начало катастрофического изнашивания при $j > 400$ А/см² сопровождается уменьшением r_s^{-1} и резким увеличением

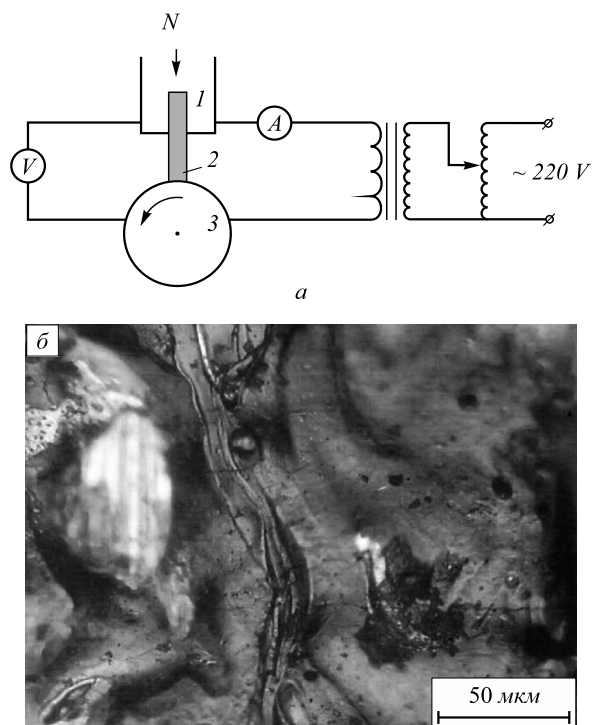


Рис. 1. Принципиальная схема трибоиспытаний «вал–колодка» со скользящим токосъемом:

1 – держатель образца, 2 – образец (сталь Ст3), 3 – контртело (сталь 45, 50 HRC) – (а); изношенная поверхность стали Ст3 после скольжения при $j = 510$ А/см² – (б)

Fig. 1. Schematic representation of block-on-shaft tester under electric current:

1 – specimen holder, 2 – specimen (0,2 % C steel), 3 – counterbody (0,45 % C steel, 50 HRC) – (a); 0,2 % C steel worn surface after sliding at $j = 510$ А/см² – (b)

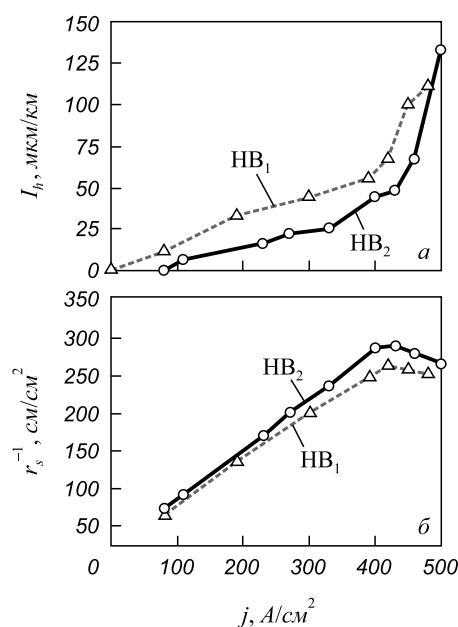


Рис. 2. Интенсивность изнашивания (а) и удельная поверхностная электропроводность (б) контакта сталь Ст3/сталь 45 в зависимости от контактной плотности тока

Fig. 2. Wear intensity (a) and specific surface electric conductance (b) of contact 0,2 % C steel/0,45 % C steel depending on contact current density

интенсивности изнашивания I_h . Плотность тока j_c , соответствующая началу катастрофического изнашивания, имеет приблизительно одно значение для образцов разной твердости.

Слой вторичных структур содержит FeO, α -Fe и γ -Fe в качестве основных кристаллических фаз (см. таблицу). Параметры решетки этих фаз близки к известным параметрам $a_{\alpha\text{-Fe}} = 0,2866$ нм (X-ray/ASTM 6-696 Standard) и $a_{\text{FeO}} = 0,43070$ нм (X-ray/ASTM 6-615 Standard). Параметр $a_{\gamma\text{-Fe}}$ может изменяться в пределах 0,3579 – 0,3612 нм в зависимости от содержания углерода (0,7 – 1,2 % C) [5]. Известно, что интегральная интенсивность рефлекса любой фазы $I_{hkl} \sim v_p$, где v_p – объемная концентрация этой фазы в агломерате [5]. Отсюда объемные соотношения основных фаз можно качественно представить в виде отношений $A_{\text{FeO}} = \frac{I_{\text{FeO}(200)}}{I_{\alpha\text{-Fe}(110)}}$ и

$$A_{\gamma\text{-Fe}} = \frac{I_{\gamma\text{-Fe}(111)}}{I_{\alpha\text{-Fe}(110)}}, \text{ где } I_{\text{FeO}(200)}, I_{\alpha\text{-Fe}(110)} \text{ и } I_{\gamma\text{-Fe}(111)} - \text{интегральные интенсивности самых сильных рефлексов.}$$

Видно, что отношения A_{FeO} и $A_{\gamma\text{-Fe}}$ приблизительно одинаковы после трения в нормальном и катастрофическом режиме изнашивания. Следует отметить, что при трении в тяжелом режиме поверхностный слой испытывает мегапластическую деформацию, которая приводит к появлению квазиаморфных и нанокристаллических фаз. Эти фазы не должны проявиться на рентгенограмме. В настоящей работе цементит в явном виде не обнаружен в слое вторичных структур (ВС). Его самые сильные рефлексы (211) – (031) расположены в угловом интервале $2\theta = 50,2^\circ - 52,8^\circ$. В этом же угловом интервале расположены рефлексы α -Fe и γ -Fe. Не исключено, что слой ВС содержит невысокое количество цементита.

Известно, что основной механизм разрушения поверхностного слоя связан с пластической деформацией [2] или, более конкретно, с фрагментацией [6]. Высокая износостойкость материала достигается не только за счет высокой твердости, но также за счет высокой пластичности материала [2]. Циклическое внешнее воздействие на микрообъемы ПС вызывает их циклическую деформацию. Интенсивность изнашивания обоих образцов достаточно высока и указывает на преимущественно пластическую деформацию микрообъемов ПС. Это значит, что ПС деформируется по ме-

ханизму малоциклового усталости. Такая деформация приводит к его структурным изменениям и происходит образование слоя ВС. Этот слой представляет собой композит, содержащий FeO, α -Fe, γ -Fe и квазиаморфную фазу. Параметры решетки фаз α -Fe и γ -Fe и их объемное соотношение не зависят от режима трения и от напряженного состояния первичной структуры. Можно также предположить, что их пластичность и пластичность квазиаморфной фазы также одинаковы в слое ВС образцов, т. е. эти фазы могут одинаково релаксировать напряжения за счет пластической деформации и не создают существенное различие свойств (например, твердости) слоя ВС образцов. Содержание FeO в слое ВС наклепанного образца 2 (HB = 2740 МПа) выше, чем содержание FeO в слое ВС менее твердого образца 1 (HB = 1960 МПа) (см. таблицу). Это должно привести к более высокой твердости слоя ВС наклепанного образца, т. е. более твердые микрообъемы слоя ВС образца 2 оказывают более высокое сопротивление циклической пластической деформации. Это значит, что в одинаковых условиях трения слой ВС образца 2 испытывает пластическую деформацию более низкую, чем слой ВС образца 1. Значение этой деформации должно иметь смысл амплитуды деформации микрообъема в момент его контакта в условиях циклических нагрузок. Отсюда следует, что амплитуда деформации слоя ВС образца 2 всегда ниже амплитуды деформации слоя ВС образца 1. Усталостное разрушение происходит в результате накопления дефектов и исчерпания запаса пластичности. Очевидно, что относительно высокая амплитуда деформации слоя ВС образца 1 приводит к относительно высокой скорости накопления структурных дефектов и к более быстрому разрушению слоя ВС. Это обуславливает более низкую долговечность образца 1 по сравнению с долговечностью образца 2 при любом одинаковом режиме трения. Следует учесть, что высокая износостойкость достигается при высокой локальной сдвиговой неустойчивости слоя ВС в местах появления концентраторов напряжений [6], т. е. пластический сдвиг должен легко произойти на микро- и мезомасштабных уровнях, но не в масштабе слоя ВС (макромасштабный уровень). Если непрерывная пластическая деформация охватывает большие объемы слоя ВС, то он релаксирует напряжения образованием большого количества трещин и изнашивание становится катастрофическим. Не исключено, что разрушение таких больших объемов

Параметры решетки кристаллических структурных составляющих слоя вторичных структур

Crystal lattice parameters of structural components of the secondary structures layer

$J = 300 - 320 \text{ A/cm}^2$					$J = 500 - 510 \text{ A/cm}^2$				
HB, МПа	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	$a_{\gamma\text{-Fe}}$, нм	a_{FeO} , нм	$A_{\gamma\text{-Fe}}$	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	$a_{\gamma\text{-Fe}}$, нм	a_{FeO} , нм	$A_{\gamma\text{-Fe}}$	A_{FeO}
2740	0,2867	0,3595	0,4307	0,10	0,2866	0,3602	0,4300	0,12	0,24
1960	0,2864	0,3598	0,4301	0,12	0,2867	0,3600	0,4296	0,13	0,19

слоя ВС стали Ст3 проявляется при одной контактной плотности тока $j_c = 420 - 430 \text{ А/см}^2$. Эта плотность тока соответствует началу катастрофического изнашивания и не зависит от напряженного состояния первичной структуры (см. рис. 2). Однако это проявилось только в условиях эксперимента, проведенного в настоящей работе. Изменение условий трения приводит к изменению температурного поля в зоне контакта и значения j_c могут измениться или может проявиться зависимость j_c от напряженного состояния. Но в целом следует отметить, что упрочнение первичной структуры металла наклепом приводит к увеличению его износостойкости в тяжелых условиях трения.

Эти данные о взаимосвязи износостойкости и упрочнения наклепом целесообразно сравнить с данными о взаимосвязи износостойкости стали, упрочненной другими способами. В работе [3, 7] показано, что упрочнение первичной структуры стали карбидами и закалкой (быстрорежущая сталь Р6М5) вызывает низкую износостойкость вследствие невысокой пластичности при тяжелом режиме трения. Упрочнение первичной структуры стали легированием и закалкой (без специального введения карбидов) приводит к более высокой износостойкости [подшипниковая сталь ШХ15 (1,5 % Cr), нержавеющая сталь Х13М2 и сталь Гадфильда (13 % Mn)] по сравнению с износостойкостью быстрорежущей стали, что связано с более высокой пластичностью легированных и закаленных сталей. Сталь Ст3 (НВ = 1960 МПа), содержащая 0,2 % С, проявляет более высокую износостойкость, чем вышеприведенные закаленные стали и закаленная сталь У12. Это обусловлено, в первую очередь, присутствием углерода в закаленных сталях, который совместно с легирующими атомами препятствует легкому пластическому течению материала ПС в зонах появления концентраторов напряжений. Низкое содержание углерода в стали Ст3 обуславливает реализацию ее относительно высокой износостойкости. Это является следствием удовлетворительной релаксации напряжений в слое ВС за счет легкой локальной пластической деформации. Следует отметить, что износостойкость сталей, упрочненных твердыми фазами, легирующими атомами и/или закалкой [3, 7] ниже износостойкости стали Ст3, упрочненной наклепом (см. рис. 2). Это значит, что наклеп относительно слабо препятствует релаксации напряжений в слое ПС, которая происходит за счет структурных изменений или пластической деформации. Слабое влияние наклепа на пластичность ПС дает возможность утверждать, что узлы трения, где происходит большая пластическая деформация слоя ПС за счет высокоэнергетического воздействия, должны быть оснащены материалами, упрочненными, в основном, деформационными дефектами и малым количеством перлита, но не твердыми фазами, не легирующими атомами и не закалкой. Не исключено, что это утверждение справедливо не для всех видов

трибосопряжений. Скользящие контакты при высоком давлении или с электрическим током высокой плотности без смазки являются видами высокоэнергетического внешнего воздействия.

Выше отмечено, что высокая износостойкость достигается при стабилизации структуры ПС, т. е. при удовлетворительной релаксации напряжений в ПС. Эта релаксация может осуществляться не только за счет пластических сдвигов в микрообъемах ПС, но также за счет пластического течения по механизму вязкой жидкости (см. рис. 1, б). Динамические воздействия в пятнах контакта близки к воздействию ударной волны, когда подвижность атомов в волне близка к подвижности атомов жидкости. Кроме того, большое количество вакансий обеспечивает аномально высокую диффузию, в первую очередь, в микрообъемах пятен контакта. В результате образуется тонкий контактный слой возбужденных атомов, где диффузионная подвижность атомов может достичь уровня подвижности атомов в расплаве материала этого слоя. Рельеф изношенной поверхности, имеющий следы пластического течения по механизму вязкой жидкости (см. рис. 1, б), не имеет аналогов в многочисленных публикациях, например [8 – 10]. Это связано с тем, что применяются, как правило, сложные составы материалов, где напряжения в ПС релаксируются за счет появления трещин вследствие адгезии.

Выводы. Упрочнение первичной структуры стали наклепом приводит к тому, что релаксация напряжений в слое вторичных структур происходит легче, чем в случае упрочнения стали твердыми фазами, легирующими атомами и закалкой. Это проявляется в относительно высокой износостойкости при скольжении с контактной плотностью тока более 100 А/см^2 по стальному контртелу без смазки. Удовлетворительная релаксация напряжений в слое вторичных структур проявляется также в том, что тонкий контактный слой вторичных структур имеет признаки локального образования жидкой фазы вследствие возникновения высокой диффузионной подвижности атомов. Слой вторичных структур толщиной более 20 мкм образуется на поверхности трения. Вторичные структуры содержат кристаллические фазы: FeO, α -Fe и γ -Fe.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – Киев: Наукова думка, 1980. – 404 с.
2. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
3. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova V.A. Contact Characteristics of Metallic Materials in Conditions of Heavy Loading by Friction or by Electric Current// Friction and Wear Research (FWR). 2014. Vol. 2. P. 22 – 28.
4. Yao B., Han Z., Li Y.S. etc. Dry sliding tribological properties of nanostructured copper subjected to dynamic plastic deformation. Wear. 2011. Vol. 271. P. 1609 – 1616.

5. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков и др. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
6. Панин В.Е., Почивалов Ю.И. и др. Трибоконтакт в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 6. С. 27 – 34.
7. Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Куликова О.А. Влияние твердости на износостойкость материала в условиях экстремального воздействия электрическим током и трением // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. URL: <http://www.science-education.ru/119-14840> (дата обращения: 10.10.2014).
8. Bares J.A., Argibay N. etc. High current density copper-on-copper sliding electrical contact at low sliding velocities. *Wear*. 2009. Vol. 267. P. 417 – 424.
9. Wang Y.A., Li J.X. etc. Effect of electrical current on tribological behavior of copper-impregnated metallized carbon against a Cu-Cr-Zr alloy // *Tribology International*. 2012. Vol. 50. P. 26 – 34.
10. Huang Sh., Feng Yi etc. Electrical sliding friction and wear properties of Cu-MoS₂-graphite-WS₂ nanotubes composites in air and vacuum conditions // *Materials Science & Engineering: A*. 2013. Vol. 560. P. 685 – 692.

Поступила 9 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 434–438.

COLD WORK HARDENING EFFECT ON WEAR OF 0,2% C STEEL IN DRY SLIDING CONTACT AT HIGH CURRENT DENSITY

Aleutdinova M.I.^{1,2}, *Cand. Sci. (Eng.), Researcher*
(aleut@ispms.tsc.ru)

Fadin V.V.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher*

Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University (65, Kommunisticheskii ave., Seversk, Tomsk Region, 636036, Russia)

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (2/4, Akademicheskii ave., Tomsk, 634021, Russia)

Abstract. The current dependences of wear intensity and specific surface electric conductance of sliding electric contact 0,2 % C steel/0,45 % C steel are represented at contact current density higher than 100 A/cm² without lubricant. It was shown that the steel having stronger cold work hardening realized has higher wear resistant than the low hardening steel. This fact is represented as a result of the realization of lower cycle stress amplitude in conditions of low cycled fatigue of the material adjoining to real contact spots of stronger hardened steel. It was marked that the contact characteristics of 0,2 % C steel are some higher than known contact characteristics of quenched steels. This is caused by higher plasticity reserve of 0,2 % C steel surface layer comparing with that of quenched steels. Structure changes of sliding surface were observed as a formation of friction induced structure layer containing crystal phases namely oxide FeO, α -Fe and γ -Fe. The optical image of worn surface having the signs of liquid phase appearance is shown. This phase is not a result of melting but it is a result of strong excited atoms appearance in thin surface layer.

Keywords: surface layer plasticity, fatigue deterioration, real contact spots, friction, wear intensity, electric conductance of sliding contact.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-434-438

REFERENCES

1. Fedorchenko I.M., Pugina L.I. *Kompozitsionnye spechennye antifriktsionnye materialy* [Composite sintered antifriction materials]. Kiev: Naukova dumka, 1980. 404 p. (In Russ.).
2. Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Basics of calculations of friction and wear]. Moscow: Mashinostroenie, 1977. 526 p. (In Russ.).
3. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova V.A. Contact Characteristics of Metallic Materials in Conditions of Heavy Loading by Friction or by Electric Current. *Friction and Wear Research (FWR)*, 2014, Vol. 2, pp. 22–28.
4. Yao B., Han Z., Li Y.S., Tao N.R., Lu K. Dry sliding tribological properties of nanostructured copper subjected to dynamic plastic deformation. *Wear* 271. 2011, pp. 1609–1616.
5. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya* [Crystallography, X-ray and electron microscopy]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 632 p. (In Russ.).
6. Panin V.E., Pochivalov Yu.I., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Bikineev G.Sh. Tribocontact in friction couples as a multilevel hierarchical organized system. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2010. Vol. 13, no. 6, pp. 27–34. (In Russ.).
7. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Kulikova O.A. Effect of hardness on the wear resistance of the material in conditions of extreme exposure at electrical shock and friction. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*. 2014, no. 5. Available at URL: <http://www.science-education.ru/119-14840>. (In Russ.).
8. Bares J.A., Argibay N. etc. High current density copper-on-copper sliding electrical contact at low sliding velocities. *Wear* 267. 2009, pp. 417–424.
9. Wang Y.A., Li J.X. et al. Effect of electrical current on tribological behavior of copper-impregnated metallized carbon against a Cu-Cr-Zr alloy. *Tribology International* 50. 2012, pp. 26–34.
10. Huang Sh., Feng Yi et al. Electrical sliding friction and wear properties of Cu-MoS₂-graphite-WS₂ nanotubes composites in air and vacuum conditions. *Materials Science & Engineering A* 560. 2013, pp. 685–692.

Acknowledgements. This work was financially supported by the grant of RFFI no. 13-08-00076.

Received December 09, 2014

УДК 1082

ОБРАЗОВАНИЕ НИТРИДОВ ТИТАНА В СТАЛЬНЫХ РАСПЛАВАХ – ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ НА ОСНОВЕ УТОЧНЕННЫХ СПРАВОЧНЫХ ДАННЫХ

Лысенкова Е.В., ассистент кафедры металлургии стали и ферросплавов

Стомахин А.Я., д.т.н., профессор кафедры металлургии стали и ферросплавов (alstom@isis.ru)

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

Аннотация. С использованием новых, уточненных авторами ранее справочных данных после дополнительной проверки их адекватности рассчитаны термодинамические условия образования включений TiN в расплавах сталей типов X18H12T (18/12) и X20H20T (20/20). Определены условия снижения загрязненности указанных сталей скоплениями нитридов титана. Для упрощения расчетов создан общедоступный интерактивный сайт. Для расплава 20/20 условия образования TiN рассчитаны также с помощью системы Thermo-Calc. Полученные при этом значения растворимостей TiN значительно превышают результаты указанных выше расчетов, которые согласуются с известными экспериментальными данными. Эти расхождения связаны в основном с уточнением величин коэффициентов активности титана в расплавах на основе железа, которое в системе Thermo-Calc пока не учтено. Даны рекомендации по использованию результатов на практике.

Ключевые слова: TiN, азот, титан, нитрид титана, растворимость нитрида, коэффициент активности, параметр взаимодействия.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-439-443

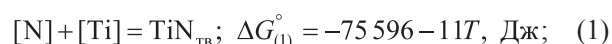
Знание температур образования включений TiN в расплавах сталей (при их охлаждении) в зависимости от концентраций титана и азота имеет большое значение для дальнейшей работы по повышению качества металла и разработки новых высокоэффективных марок стали. Это особенно важно для активно ведущихся исследований [1, 2], направленных на создание новых высокожаропрочных аустенитных сталей, способных работать при все более высоких температурах и напряжениях в энергетических паросиловых установках, рассчитанных на суперсверхкритические параметры пара. При температурах 650 – 720 °С и давлениях до 37 МПа такие установки имеют КПД до 50 % [1] (вместо 35 % в установках, применяющихся в настоящее время).

Справочные термодинамические характеристики, необходимые для расчета равновесных температур образования включений TiN в расплавах сталей с заданными концентрациями титана и азота, были уточнены авторами настоящей работы на основе анализа специально созданных баз экспериментальных данных [3, 4]. Как было показано, использование найденных при этом уточненных термодинамических параметров обеспечивает хорошее согласование результатов расчетов и экспериментов – среднее отклонение не выходит за пределы $\pm 13\%$, тогда как при использовании обычно применяемых справочных данных, собранных в работе [5], отклонения значительно больше ($\pm 100\%$).

Задача настоящей работы состояла в дополнительной проверке адекватности найденных уточненных

термодинамических параметров применительно к аустенитным сталям путем сопоставления полученных расчетных результатов с данными экспериментов на близких по составу расплавах. Кроме этого, важно было сопоставить полученные результаты с данными расчетов на базе системы Thermo-Calc [6].

Для расчета концентраций азота в заданных расплавах сталей в условиях равновесия с нитридом TiN рассматривали реакцию



$$\lg K_1 = -\frac{\Delta G_{(1)}^{\circ}}{2,3RT} = \lg \frac{1}{f_{\text{N}}[\% \text{N}][\% \text{Ti}]f_{\text{Ti}}}. \quad (2)$$

Используя выражение константы реакции, можно получить расчетную формулу

$$\lg[\text{N}] = \frac{\Delta G_{(1)}^{\circ}}{2,3RT} - \lg f_{\text{Ti}} - \lg f_{\text{N}} - \lg[\text{Ti}]. \quad (3)$$

Величина $\Delta G_{(1)}^{\circ}$ была найдена с использованием данных работы [5] и выражения [4]

$$\lg \gamma_{\text{Ti}}^{\infty} = \frac{-14\,900}{T} + 6,73, \quad (4)$$

из которого следует значение $\gamma_{\text{Ti},1873}^{\infty} = 0,059$ (существенно выше приведенной в работе [5] величины 0,037).

Значения $\lg f_N$ и $\lg f_{Ti}$ рассчитывали с помощью уточненных параметров взаимодействия [3, 4], приведенных в табл. 1, 2.

Для упрощения расчетов (поиска исходных данных, выполнения вычислений, построения графиков) использовали модифицированный сайт www.nitridy.ru, подобный ранее предложенному для других целей в работе [3]. В сайт были внесены изменения с учетом новых данных [4], а также добавлена возможность расчета растворимости еще одного нитрида (кроме AlN, VN, TiN) – ZrN. Пример расчета с использованием указанного сайта представлен на рис. 1, 2. На рис. 1 показан ввод состава стали типа нитрида (TiN), расчетного

интервала концентраций титана (0,1 – 1,0 %) и шага изменения концентрации (0,1 %). После нажатия кнопки «рассчитать» на экране появляется кривая изменения растворимости TiN (равновесных значений [% N]) (см. рис. 2).

Расчеты растворимостей TiN в расплавах с использованием уточненных справочных характеристик проводили для сталей типа X18H12T (18/12) и X20H20T (20/20), состав которых приведен в табл. 3.

Предварительно проводили дополнительную проверку адекватности новых справочных характеристик применительно к таким сталям на близких к ним по составу расплавах, по которым имеются эксперименталь-

Таблица 1

Параметры взаимодействия азота e_N^j , r_N^j в расплавах на основе железа [3]

Table 1. Parameters of interaction of nitrogen e_N^j , r_N^j in iron-based melts [3]

Элемент j	$e_N^j = \frac{A}{T} + B$		$r_N^j = \frac{C}{T} + D$		$e_{N,1873}^j$	$r_{N,1873}^j$
	A	B	C	D		
Al	–293,6	0,093	50,9	–0,022	–0,063	0,0051
B	731,7	–0,292	68,2	–0,036	0,099	0,0009
C	216,1	–0,018	37,0	–0,012	0,097	0,0077
Cr	–230,8	0,076	2,9	–0,001	–0,048	0,00032
Mn	72,9	–0,065	–10,8	0,006	–0,026	0,00029
Mo	31,3	–0,024	–2,1	0,001	–0,0071	–0,00018
Nb	–284,9	0,073	31,3	–0,014	–0,079	0,00245
Ni	54,8	–0,019	–0,9	0,00045	0,010	–0,00001
P	3,13	0,030	10,8	–0,00205	0,031	0,0037
S	9392	–5,08	–8386	4,53	–0,066	0,0521
Si	145,6	–0,035	–37,5	0,021	0,043	0,00063
Ta	–243,3	0,091	18,3	–0,009	–0,038	0,00064
Ti	30 891	–16,9	–57 137	30,7	–0,391	0,166

Таблица 2

Параметры взаимодействия титана e_{Ti}^j , r_{Ti}^j в расплавах на основе железа [4]

Table 2. Parameters of interaction of titanium e_{Ti}^j , r_{Ti}^j in iron-based melts [4]

Элемент j	$e_{Ti}^j = \frac{A}{T} + B$		$r_{Ti}^j = \frac{A}{T} + B$		$e_{Ti,1873}^j$	$r_{Ti,1873}^j$	Литературные данные [5]	
	A	B	C	D			$e_{Ti,1873}^j$, табл.	$r_{Ti,1873}^j$, табл.
Cr	431,4	–0,213	–18,9	0,0097	0,017	–0,0003	0,055	–0,0001
Mo	6404	–3,26	–2197	1,12	0,159	–0,05	–	–
Nb	10 150	–5,14	–4066	2,08	0,280	–0,09	–	–
Si	4990	–2,53	–1611	0,81	0,134	–0,05	–	–
Ti	303	–0,13	–2,3	0,001	0,032	–0,0002	0,013	–0,1
N	105 900	–58,0	0	0	–1,46	0	–1,800	–
Ni	–74	–0,039	–2,93	0,0016	0,0005	0,00004	0,009	0,0005

Расчет растворимости нитридов в расплавах сталей

Состав стали

Марка стали:

Элемент	% масс.
C	0.03
Si	0.7
Mn	1.5
S	0.03
P	0.03
Cr	18
Ni	10
Mo	0.00
Nb	0.00
Al	0.00
V	0.00
W	0.00
Ti	0.00
B	0.00
Ta	0.00

Условия нитридообразования

Нитридообразующий элемент:

Пределы концентрации, % масс.

мин.	макс.	шаг
0.10	1.00	0.10

Температура расчета, К:

Рис. 1. Пример ввода исходных данных на сайте www.nitridy.ru

Fig. 1. An example of input of basic data on the site www.nitridy.ru

ные данные [7, 8]. Точки, отвечающие этим данным, показаны на рис. 3 в овалах вместе с пунктирными расчетными кривыми (5, 6) для соответствующих условий экспериментов. Видно, что отклонения расчетных значений [% N] от экспериментальных, как и ранее в работе [4] при проверке на более широком массиве данных, не превышают тех же вышеуказанных $\pm 13\%$, тогда как обычно применяемые справочные данные, собранные в работе [5], дают отклонения до 100 %. Таким образом, адекватность новых справочных характеристик можно считать достаточно подтвержденной.

Результаты расчетов для сталей, приведенных в табл. 3, показаны на рис. 3 кривыми 1 – 3.

Помимо этого для расплавов типа 20/20 при температуре 1600 °C был проведен расчет растворимостей

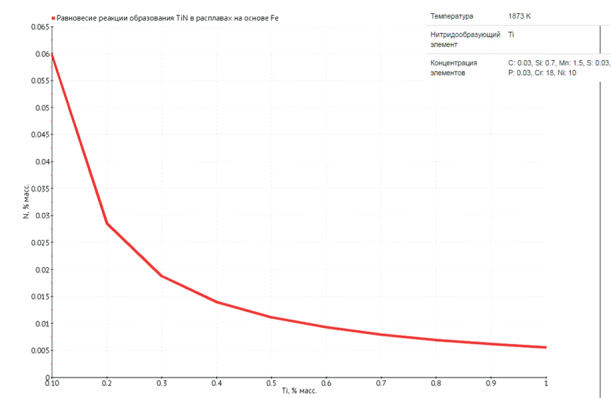


Рис. 2. Пример результатов расчета с помощью сайта www.nitridy.ru растворимостей TiN в расплавах заданного интервала при температуре 1873 K

Fig. 2. The results of calculations of TiN solubility for the set of steel melts at 1873 K using the site www.nitridy.ru

TiN с помощью системы Thermo-Calc¹ [6]. Результаты этого расчета показаны на рис. 3 (кривая 4).

Полученные с использованием системы Thermo-Calc значения растворимостей TiN в несколько раз превышают согласующиеся с экспериментом результаты расчетов, выполненных на основе уточненных справочных характеристик (см. рис. 3, кривая 3). Эти расхождения связаны, по-видимому, с тем, что значения, найденные ранее [4] на основе анализа обновленной базы экспериментальных данных величин коэффициентов активности титана в расплавах значительно выше коэффициентов, получаемых при использовании обычно применяемых справочных данных, собранных в работе [5] и, по-видимому, в системе Thermo-Calc.

Таким образом, при оценке растворимостей TiN в изученных расплавах и, с их помощью, концентраций азота, исключающих образование в металле большого количества крупных нитридов титана и их скоплений, более надежными можно считать расчеты с использованием уточненных справочных данных работ [3, 4]. Из этих расчетов следует, что для получения металла без большого количества вредных нитридов и их скоплений азот в стали типа 20/20 с 0,4 % Ti при кристаллизации должен быть на уровне 0,003 – 0,006 %. Расчет с использованием системы Thermo-Calc дает сильно

Таблица 3

Расчетные составы сталей, %

Table 3. Calculated compositions of steels, %

Сталь	[C]	[Si]	[Mn]	[S]	[P]	[Cr]	[Ni]	[Nb]	[Ti]
X18H12T (18/12)	0,03	0,35	1,7	0,007	0,01	18	12,8	0,02	0,3 – 0,9
X20H20T (20/20)	0,1	0,5	1	0,02	0,03	20	20	0	0,3 – 0,9

¹ Расчеты с использованием системы Thermo-Calc выполнены А.В. Хван, руководителем НИЦ «Термохимия материалов» НИТУ «МИСиС»

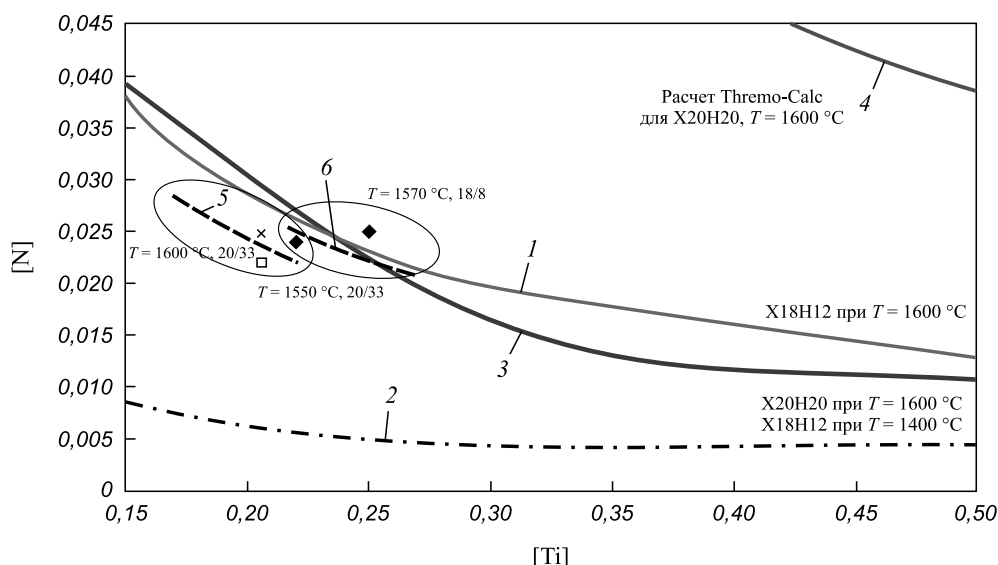


Рис. 3. Результаты расчетов растворимости TiN для расплавов некоторых аустенитных сталей (пояснения в тексте)

Fig. 3. The results of calculations of TiN solubility for steel melts of types (18/12) and (20/20), carried out by two methods: 1 – using the verified thermodynamic characteristics^{1,2} and 2 – using the Thermo-Calc [1] system

завышенный результат (при той же концентрации титана – около 0,05 % азота).

Для стали типа 18/12 при концентрациях титана 0,2 – 0,4 % для получения металла без большого количества вредных нитридов азот при кристаллизации должен быть на уровне 0,005 – 0,008 %.

Очевидно, что для получения такого металла требуются достаточно чистые исходные материалы и применение вакуумной плавки.

Одним из возможных путей практического применения результатов работы может стать создание способов получения сталей, легированных как азотом, так и титаном, но без образования в металле большого количества крупных нитридных включений и их скоплений.

С помощью обычных технологий такая задача не решается. Препятствием является активное нитридообразование уже при разливке и кристаллизации металла. Известно, что даже в обычных коррозионностойких сталях типа X18N10T (без специального легирования азотом и даже при посильном снижении азота в стали) крайне вредными оказываются скопления карбонитридных включений, значительно ухудшающих качество стали, в частности полируемость листа и тонкостенных труб [9]. В то же время получение стали с повышенной концентрацией азота при повышенном титане затрудняется, так как вводимый в расплав азот связывается в нитриды и уходит из расплава.

В некоторых случаях перспективным направлением является применение твердофазного азотирования стали (после кристаллизации в ходе дальнейшей обработки). Этот прием известен давно [10], но только для сталей, не содержащих титана. В сочетании с надежным методом определения допустимых начальных концентраций азота в стали (перед азотированием),

предотвращающих образование в ходе кристаллизации большого количества вредных нитридов, твердофазное азотирование может дать желаемый результат и для азото-титаносодержащих сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Самсонова М.А., Костина М.В., Блинов В.М. Структура и свойства жаропрочных аустенитных азотсодержащих сталей после испытаний длительностью 10^4 часов. // Сб. тр. V Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 6 – 29 ноября 2013 г.). – М.: ИМЕТ РАН, 2013. С. 356 – 358.
2. Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Хадыев М.С. Структура и свойства жаропрочных аустенитных низкоуглеродистых сталей 01X15N22Ag2B4TiO и 02X18N12Ag11MФБ // Металлы. № 5. 2011. С. 17 – 32.
3. Стомахин А.Я., Лысенкова Е.В., Кан М.Ю. и др. Оптимизация присадок в сталь нитридообразующих элементов // Черные металлы. 2010. № 2. С. 15 – 19.
4. Стомахин А.Я., Лысенкова Е.В. Коэффициент активности титана в расплавах на основе железа в условиях образования/растворения нитридов // Металлы. № 6. 2013. С. 30 – 35.
5. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
6. <http://www.thermocalc.se>
7. Wada H., Pehlke R.D. Nitrogen Solution and Titanium Nitride Precipitations in Liquid Fe-Cr-Ni Alloys // Met. Trans. 1977. Vol. 8B. September. P. 433 – 450.
8. Shahapurkar D.S., Small W.M. Effect of Titanium on the Nitrogen Solubility in Complex Liquid Fe-Cr-Ni Alloys // Materials Transactions. 1987. Vol. 18B. March. P. 231 – 235.
9. Бородулин Г.М., Мошквич Е.И. Нержавеющая сталь. – М.: Металлургия, 1973. – 320 с.
10. Рабинович А.В., Заславский Ю.Б., Милова И.М., Коростелев Г.Р. Разработка технологии твердофазного обезуглероживания и легирования азотом (ТОЛИА) проката из высокохромистых сталей // Тр. Первой Всесоюзной конф. «Высокоазотистые стали» (Киев, 18 – 20 апреля 1990). С. 91 – 97.

Поступила 15 января 2015 г.

FORMATION OF TIN INCLUSIONS IN STEEL MELTS – THERMODYNAMIC CALCULATIONS BASED ON THE VERIFIED DATA

Lysenkova E.V., Assistant of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”

Stomakhin A.Ya., Dr.Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys” (alstom@isis.ru)

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)
(4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. Using the new, verified by the authors earlier reference data after additional check of their adequacy thermodynamic conditions of formation of inclusions of TiN in steel melts Cr18Ni12T (18/12) and Cr20Ni20T (20/20) types were calculated. Conditions of decrease in impurity specified melts by congestions of TiN were defined. For simplification of calculations the public interactive site is created. For the melt of 20/20 conditions of formation of TiN were calculated also by means of known Thermo-Calc system. The values of TiN solubilities received thus considerably exceed results of the calculations stated above which are compatible with known experimental data. These divergences are connected generally with verification of titan activity coefficients in melts on the iron base which in Thermo-Calc system are not considered yet. The authors have given the recommendations about the use of the research results on practice.

Keywords: TiN, nitrogen, titan, titan nitride, solubility of nitride, activity coefficient, interaction parameter.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-439-443

REFERENCES

1. Samsonova M.A., Kostina M.V., Blinov V.M. The structure and properties of the nitrogen-containing heat resistant austenitic steels after test duration for 10^4 hours. In: *sb. trudov V Mezhdunarodnoi konferentsii “Deformatsiya i razrushenie materialov i nanomaterialov”* [Coll. of papers of the Vth International Conference “Deformation and Destruction of Materials and Nanomaterials”, November 26–29, 2013]. Moscow: IMET RAN, 2013, pp. 356–358. (In Russ.).
2. Blinov V.M., Kostina M.V., Blinov E.V., Khadyev M.S. Structure and properties of high-temperature austenitic low-carbon 01Kh15N22AG2V4TYu and 02Kh18N12AG11MFB steels. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2011, no. 9, pp. 798–812.
3. Stomakhin A.Ya., Lysenkova E.V., Kan M.Yu., Klachkov A.A., Kolesnikov V.A. Optimization of nitride forming additive elements in steel. *Chernye metally*, 2010 no. 2, pp. 15–19. (In Russ.).
4. Stomakhin A.Ya., Lysenkova E.V. Activity coefficient of titanium in iron-based melts under nitride formation/dissolution conditions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013, no. 11, pp. 834–839.
5. Grigoryan V.A., Belyanchikov L.N., Stomakhin A.Ya. *Teoreticheskie osnovy elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Theoretical foundations of EAF process]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 272 p. (In Russ.).
6. <http://www.thermocalc.se>
7. Wada H., Pehlke R.D. Nitrogen Solution and Titanium Nitride Precipitations in Liquid Fe-Cr-Ni Alloys. *Met. Trans.* Vol. 8B, September 1977, pp. 433–450.
8. Shahapurkar D.S. and Small W.M. Effect of Titanium on the Nitrogen Solubility in Complex Liquid Fe-Cr-Ni Alloys. *Materials Transactions*, Vol. 18B, March 1987, pp. 231–235.
9. Sigworth G.K., Elliott J.F. The Thermodynamics of Liquid Dilute Iron Alloys. *Metal Science*, Vol. 8, 1974, pp. 298–308.
10. Borodulin G.M., Moshkevich E.I. *Nerzhavyushchaya stal'* [Stainless steels]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 320 p. (In Russ.).
11. Rabinovich A.V., Zaslavskii Yu.B., Milova I.M., Korostelev G.R. Development of technology for the solid-state decarburization and nitrogen doping (TOLA) of rolling products of high-chromium steels. In: *Trudy 1-i Vsesoyuznoi Konferentsii «Vysokoazotistye stali»*. Kiev. 18-20 aprelya 1990 [Proceedings of the 1st All-Union Conference “High-Nitrogen Steels. Kiev, 1990], pp. 91–97. (In Russ.).

Acknowledgements. The calculations with the use of Thermo-Calc were performed by Hwan A.V., head of the Research Center “Thermochemistry of materials” of the National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS).

Received January 15, 2015

УДК 621.314

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА УПРАВЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЕМ ВАКУУМНОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ. СООБЩЕНИЕ 2

Александров А.Г.¹, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (alex7@ipu.ru)

Ливаткин П.А.^{1,2}, мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант

Положенцев К.А.², старший мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант СТИ НИТУ «МИСиС»

¹ Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова Российской академии наук
(117997, Россия, Москва, Профсоюзная ул., 65)

² ОАО «Металлургический завод «Электросталь»
(144002, Россия, Московская обл., Электросталь, ул. Железнодорожная, 1)

Аннотация. Выполнено экспериментальное исследование по управлению напряжением для вакуумной дуговой печи ДВС-3.2-Г1 в условиях металлургического завода «Электросталь». Используя коэффициенты, полученные в ходе эксперимента, проведено моделирование разработанной модели управления напряжением для вакуумной дуговой печи. Представлены результаты моделирования напряжения печи с капельными замыканиями для пятого часа переплава. Установлена близость разработанной модели управления с реальным объектом. Проведено сравнение с другими исследованиями по управлению напряжением для вакуумных дуговых печей. Сделано заключение, что разработанную модель в дальнейшем можно использовать для построения системы регулирования вакуумной дуговой печи.

Ключевые слова: вакуумная дуговая печь, математическая модель, экспериментальное моделирование, процесс переплава, ПИД-регулятор, программа переплава (рецепт), сравнительный анализ.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-444-447

Экспериментальные испытания разработанной модели управления напряжением проводились на вакуумной дуговой печи ДВС-3.2-Г1 металлургического завода «Электросталь».

Параметры, при которых осуществлялся эксперимент: диаметр кристаллизатора 320 мм, диаметр переплавляемого электрода 250 мм, марка стали переплавляемого электрода ПШРЗ ЭП718, ток плавления 3,8 кА, напряжение печи 26,4 В. В качестве регулятора на печи использовался ПИД-регулятор фирмы Siemens (CONT_C) [1] с отключенными интегральной и дифференциальной составляющими.

Напряжение печи, которое поступало на вход аналогово-цифрового преобразователя (АЦП) контроллера Siemens [2] (разрядность АЦП 14 бит, частота опроса входа 0,052 мс), снималось с шунтов согласно электрическим схемам подключения источника питания (выпрямитель Estel Electro AS ВД-0,5М). После сравнения полученного сигнала с заданным, контроллер посылал сигнал управления на цифро-аналоговый преобразователь (ЦАП) с разрядностью 12 бит и частотой передачи сигнала 0,8 мс. С контроллера сигнал передавался на привод Sprint Electric 340XRi, который управлял двигателем постоянного тока П-12 [3, 4], перемещающим шток с расходуемым электродом. Работа печи происходила по программе (рецепту), представленной на рис. 1.

После вакуумирования возбуждалась электрическая дуга между поддоном кристаллизатора и нижним торцом электрода и устанавливался дуговой зазор 20 мм. Далее в течение 5 мин производился прогрев расходуемого электрода при токе 2,5 кА, затем в течение 6 мин происходило повышение тока до 5 кА и наведение «жидкой» ванны. После наведения «жидкой»



Рис. 1. Программа переплава (рецепт) для сплава ПШРЗ ЭП718

Fig. 1. Melting receipt for the alloy EP718

ванны выходили на рабочий режим переплава при токе 3,8 кА [5, 6].

Полученные экспериментальным путем значения напряжения приведены на рис. 2 (0 по оси абсцисс соответствует пятому часу переплава).

Для решения уравнений (2) – (12), приведенных в работе [7], была использована функция ode23 программы Matlab.

Численные значения коэффициентов уравнений (2) – (12) [7] приведены ниже: интервал времени усреднения ошибки, $T = 6$ с; ток печи, $I_{\text{п}} = 3800$ А; сопротивление 1 мм промежутка дуги, $R_{\text{мм}} = 0,301$ Ом/мм; сопротивление якоря двигателя, $r_{\text{я}} = 10,61$ Ом; сопротивление 1 мм капли, $R_{\text{к}} = 0,111$ Ом/мм; сопротивление электрода и слитка, $R_{\text{эл}} = 0,00108$ Ом; плотность электрода, $\rho = 7874$ кг/м³; радиус слитка, $R = 0,16$ м; радиус электрода, $r_{\text{э}} = 0,125$ м; коэффициент передачи редуктора, $K_{\text{р}} = 2,47 \cdot 10^{-6}$ м; момент нагрузки, $M_{\text{п}} = 0,00691$ кг·м²/с²; приведенный к валу двигателя момент инерции механической системы (электрода, штока и груза), $J = 0,00106$ кг·м²; индуктивность якоря, $L_{\text{я}} = 0,19$ Гн; сопротивление якоря двигателя, $r_{\text{я}} = 10,61$ Ом; конструктивная постоянная двигателя, $k_{\text{б}} = 20$; конструктивная постоянная двигателя, $k_{\text{м}} = 1,4$ (кг·м²)/(с²·А); конструктивная постоянная двигателя, $k_{\text{е}} = 1,4$ В·с; постоянная времени выпрямителя, $T_{\text{в}} = 0,2$ с; постоянная времени сглаживающего фильтра, $T_{\text{ф}} = 6$ с; массы штока, груза и электрода соответственно, $m_{\text{ш}} = 440$ кг, $m_{\text{г}} = 370$ кг, $m_{\text{э}} = 1040$ кг; скорость роста капли, $v_1 = 0,03$ м/с; $v_2 = 0,03$ м/с; $v_4 = 0,06$ м/с; максимальная длина капли, $l_{\text{к1}} = 0,009$ м; длина капли, $h_{\text{к}} = 0,0074$ м; коэффициент регулятора, $|\varepsilon| \geq 0,4$, $K_{\text{рег}} = 12$, $|\varepsilon| < 0,4$, $K_{\text{рег}} = 80$; сглаженное значение напряжения, $u_{\text{ф}} > 10$, $u_{\text{ф}} = 10$; $u_{\text{ф}} < -10$, $u_{\text{ф}} = -10$.

$$J = J_{\text{вала}} + J_{\text{н}}, \quad (1)$$

где $J_{\text{вала}}$ – момент инерции вала двигателя, $J_{\text{вала}} = 0,00106$ кг·м²;

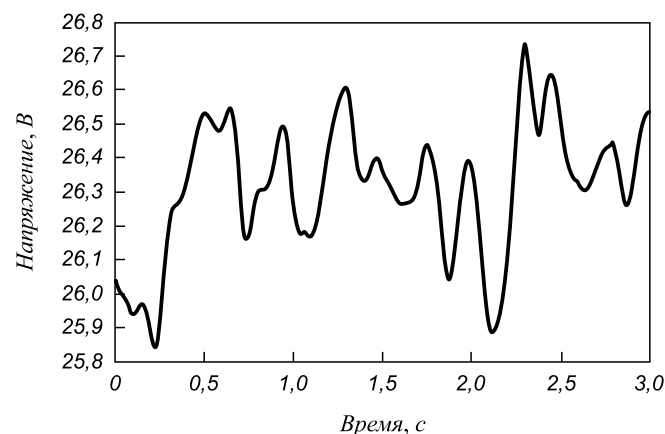


Рис. 2. Экспериментальное значение напряжения, снятое с печи

Fig. 2. Experimental voltage captured from the furnace

$$J_{\text{н}} = (m_{\text{ш}} + m_{\text{г}} + m_{\text{э}})K_{\text{р}}^2, \quad (2)$$

где $J_{\text{н}}$ – момент инерции нагрузки, $J_{\text{н}} = 1,13 \cdot 10^{-8}$ кг·м²;

$$F_{\text{мш}} = m_{\text{ш}}g; F_{\text{мг}} = m_{\text{г}}g; F_{\text{мэ}} = m_{\text{э}}g, \quad (3)$$

где $F_{\text{мш}}$, $F_{\text{мг}}$, $F_{\text{мэ}}$ – сила тяжести штока, груза и электрода соответственно, кг·м/с²; g – ускорение свободного падения, 9,81 м/с²;

$$M_{\text{н}} = (F_{\text{мш}} - F_{\text{мг}} + F_{\text{мэ}})K_{\text{р}}; \quad (4)$$

$$\delta_1 = \frac{l_{\text{к1}}}{v_1}, \quad (5)$$

где δ_1 – первый момент времени, $\delta_1 = 0,3$ с;

$$\delta_2 = \frac{l_{\text{к1}} - h_{\text{к}}}{v_2}, \quad (6)$$

где δ_2 – второй момент времени, $\delta_2 = 0,053$ с;

$$\delta_3 = 2\sqrt{\frac{2(l_{\text{п-1}} - l_{\text{к1}})}{g}}; \quad (7)$$

$$\delta_4 = \frac{h_{\text{к}}}{v_4}, \quad (8)$$

где δ_4 – четвертый момент времени, $\delta_4 = 0,123$ с.

Результаты моделирования напряжения печи представлены на рис. 3 (0 по оси абсцисс соответствует пятому часу переплава).

Сравнивая полученные результаты моделирования (рис. 3) с реальными показаниями напряжения процесса вакуумного дугового переплава (см. рис. 2) видно, что картина наличия капельных замыканий примерно сопоставима. Принимая это во внимание, можно считать, что модель удовлетворяет реальным показателям и параметрам исследуемой печи.

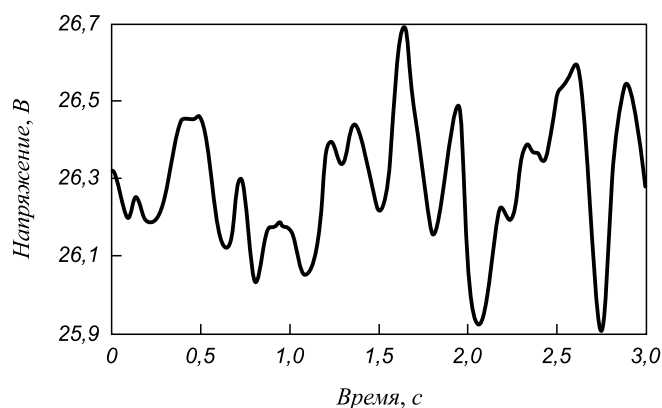


Рис. 3. Моделирование напряжения печи с капельными замыканиями

Fig. 3. Modeling of the furnace voltage with drip closures

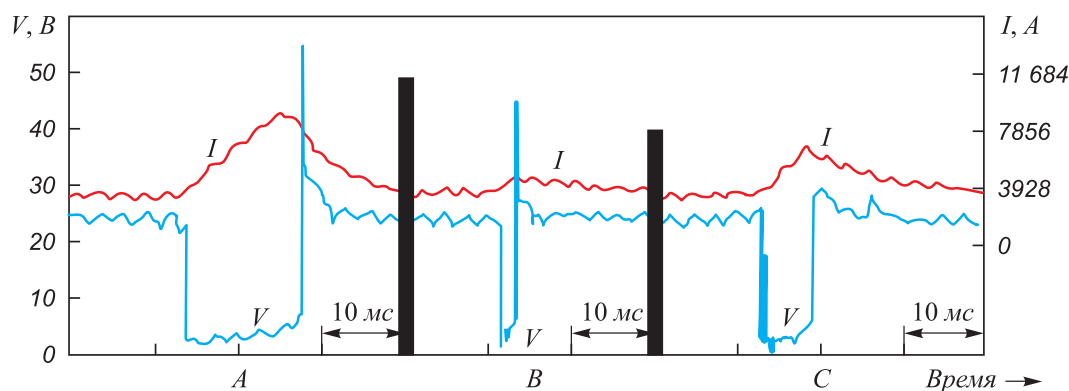


Рис. 4. Поведение напряжения и тока согласно работе [8]

Fig. 4. Diagram of voltage and current in accordance with the article [8]

Для большей схожести промоделируем модель управления напряжения [7] еще раз, используя полученные экспериментальные данные в ходе переплава сплава ПШРЗ ЭП718.

В работе [8] приведены графики, показывающие поведение сопротивления, напряжения и тока внутри вакуумной дуговой печи в момент образования, падения и слияния капли со слитком (рис. 4). Графики сопротивления и напряжения соответствуют друг другу.

Сравнивая показатели, полученные экспериментальным методом, с данными работы [8] видно, что снятые с печи ДВС-3,2-Г1 значения тока, напряжения и сопротивления с заданными интервалами соответствуют интервалам, показанным на рис. 4. Следует заметить, что данные, приведенные в работе [8], не позволяют определить диаметр кристаллизатора, а так же конструкцию самой печи и участок, на котором происходит переплав.

Выводы. Проведено экспериментальное исследование, осуществленное на вакуумной дуговой печи ДВС-3,2-Г1 металлургического завода «Электросталь». Результаты моделирования процесса управления напряжением вакуумной дуговой печи на основании уравнений (2) – (12) [7] и результаты эксперимента сопоставимы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. SIEMENS SIEMATIC. Системное ПО для систем S7-300/400 и стандартные функции: Руководство. Том 2/2. A5E00739858-01, 27-1 – 27-30 с.
2. Лапшин И.В. Автоматизация дуговых печей. – М.: Изд-во МГУ, 2004. – 165 с.
3. Михайлов О.П. Автоматизированный электропривод станков и промышленных роботов. – М.: Машиностроение, 1990. – 304 с.
4. Ташкинов А.Ю. Разработка математических моделей и алгоритмов и их применение для исследования и усовершенствования процессов вакуумного дугового переплава: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2003. – 21 с.
5. Нехамин И.С. Разработка системы управления дуговой печью постоянного тока: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2009. – 20 с.
6. Фомин А.В. Построение имитационной модели дуговой сталеплавильной печи // Изв. тульского госуд. университета. Техн. науки. 2009. № 3. С. 315 – 321.
7. Положенцев К.А., Ливаткин П.А., Александров А.Г. Построение модели процесса управления напряжением вакуумной дуговой печи. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 3. С. 203 – 206.
8. Zanner F.J., Williamson R.L., Harrison R.P. etc. Superalloy 718 – Metallurgy and Applications / Edited by Loria E.A. The Minerals, Metals & Materials Society, 1989. P. 17 – 32.

Поступила 6 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 444–447.

CREATING A MODEL OF VOLTAGE CONTROL IN VACUUM ARC FURNACE. REPORT 2

Aleksandrov A.G.¹, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Leading Researcher (alex7@ipu.ru)

Livatkin P.A.^{1,2}, Master of Shop Repairing, Postgraduate of V. A. Trapeznikov Institute of Control Sciences

Polozhentsev K.A.², Leading Master of Shop Repairing, Postgraduate of STI MISiS

¹ V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences of Russian Academy of Sciences (65, Profsoyuznaya str., Moscow, 117997, Russia)

² JSC “Metallurgical Plant” Electrostal” (1, Zheleznodorozhnaya str., Elektrostal, Moscow Region, 144002, Russia)

Abstract. The experimental studies of voltage control were performed on the vacuum arc furnace DVS-3.2-G1 of JSC “Metallurgical Plant” Electrostal”. Using the obtained coefficients the simulation model of voltage control was developed for the vacuum arc furnace. The simulation results of furnace voltage with a drip closures for 5th hour remelting are considered. The authors established the closeness of developed management model with the real object. The article describes the comparison with other studies on stress management for vacuum arc furnaces. It was concluded that the developed model can then be used as a model for the construction of the control system of the vacuum arc furnace.

Keywords: vacuum arc furnace, mathematical model, experimental modeling, remelting process, PID-controller, remelting program (recipe), comparative analysis.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-444-447

REFERENCES

1. SIEMENS SIEMATIC. *Sistemnoe PO dlya sistem S7-300/400 i standartnye funktsii: Rukovodstvo* [System software for systems S7-300 / 400 and standard functions: Manual]. Vol. 2/2. A5E00739858-01, pp. 27-1 – 27-30. (In Russ.).
2. Lapshin I.V. *Avtomatizatsiya dugovykh pechei* [Automation of arc furnaces]. Moscow: Izdatel'stvo MGU, 2004, 165 p. (In Russ.).
3. Mikhailov O.P. *Avtomatizirovannyi elektroprivod stankov i promyshlennykh robotov* [Automated electric drive of machines and industrial robots]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 304 p. (In Russ.).
4. Tashkinov A.Yu. *Razrabotka matematicheskikh modelei i algoritmov i ikh primeneniye dlya issledovaniya i usovershenstvovaniya protsessov vakuumnogo dugovogo pereplava: Avtoref. dis. ... kand. tekhn. nauk* [Development of mathematical models and algorithms and their application to research and process improvement of vacuum arc remelting. Cand. Tech. Sci. diss.]. Ekaterinburg, 2003. 21 p. (In Russ.).
5. Nekhamin I.S. *Razrabotka sistemy upravleniya dugovoi pech'yu postoyannogo toka: Avtoref. dis. ... kand. tekhn. nauk* [Development of control system of the arc furnace DC. Cand. Tech. Sci. diss.]. Moscow: 2009. 20 p. (In Russ.).
6. Fomin A.V. Creating a simulation model of the electric arc furnace. *Izvestiya tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*. 2009, no. 3, pp. 315–321. (In Russ.).
7. Polozhentsev K.A., Livatkin P.A., Aleksandrov A.G. Creating a model of voltage control in vacuum arc furnace. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 3, pp. 203–206. (In Russ.).
8. Zanner F.J., Williamson R.L., Harrison R.P., Flanders H.D., Thompson R.D. and Szeto W.C. Superalloy 718-Metallurgy and Applications Edited by Loria E.A., The Minerals, Metals & Materials Society, 1989, pp. 17–32. (In Russ.).

Received November 6, 2014

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОКАТКИ РЕЛЬСОВОГО ПРОФИЛЯ В УНИВЕРСАЛЬНОМ КАЛИБРЕ. СООБЩЕНИЕ 1*

Шварц Д.Л., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» (omd@mtf.ustu.ru)

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

Аннотация. На основе использования вариационного принципа минимума полной мощности и современных вычислительных средств разработана и реализована математическая модель формоизменения металла при прокатке рельсов в универсальных калибрах, отличающаяся равномерной деформацией всех элементов рельсового профиля. В частности, построены геометрическая модель очага деформации и кинематически возможное поле скоростей течения металла, определены граничные условия и составлена основная система уравнений, включающая уравнение энергетического баланса и условия минимума функционала. В отличие от известных вариационных решений, в предложенной математической модели все уравнения рассчитываются без каких-либо упрощений, что дает возможность повысить точность расчетов и характеризует новизну рассматриваемого решения. Применение созданной математической модели позволяет определить закономерности течения металла при прокатке в универсальных калибрах.

Ключевые слова: рельсовый профиль, универсальный калибр, формоизменение металла, очаг деформации, поле скоростей течения металла, граничные условия, функционал вариационного принципа минимума полной мощности.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-448-454

Основным достоинством универсальных четырех-валковых калибров, обуславливающим широкое применение их при производстве высококачественных рельсов на современных рельсобалочных станах [1, 2], является возможность получения равномерной деформации металла по всем элементам рельсового профиля. Однако такая возможность может быть реализована только при определенных режимах обжатия шейки и фланцев, поиск которых является предметом специального теоретического исследования закономерностей течения металла в универсальном рельсовом калибре.

Формоизменение металла при прокатке рельсового профиля в универсальном калибре однозначно характеризуют следующие безразмерные независимые параметры (рис. 1) [3]: $\frac{1}{\eta_{ш}} = \frac{d'}{d}$ – коэффициент обжатия

шейки профиля; $\frac{1}{\eta_{па}} = \frac{a'_п}{a_п}$ и $\frac{1}{\eta_{га}} = \frac{a'_г}{a_г}$ – коэффициенты

бокового обжатия подошвы и головки соответственно; φ – угол наклона внутренних граней фланцев (обычно одинаковый у головки и подошвы); $h_п/a_п$ и $h_г/a_г$ – относительная высота фланцев подошвы и головки; $l_ш/d$ – относительная длина шейки; $A = R_г/D$ – приведенный диаметр горизонтальных валков. При прокатке в универсальных калибрах обычно $l''_{ш} = l_{ш}$. Как показали экспериментальные исследования и моделирование процесса прокатки рельсов [4, 5], под действием обжатия шейки и

фланцев профиля наблюдается неравномерное по ширине изменение высоты подошвы и головки: на контакте с вертикальными валками получается приращение фланцев, а в месте контакта с боковой поверхностью горизонтального валка наблюдается утяжка. При этом контур свободной поверхности фланцев имеет криволинейную форму (см. рис. 1, кривые $m_п$ и $m_г$). Для упрощения задачи указанный криволинейный контур заменили усредненным прямолинейным контуром $q_п$ и $q_г$, соблюдая при этом равенство площади фланцев. Тогда изменение высоты фланцев будет характеризоваться величиной приращения – утяжки подошвы $\Delta h_п$ и головки $\Delta h_г$.

В качестве критерия равномерности деформации рельсового профиля приняли равенство коэффициентов вытяжки шейки $\lambda_{ш}$, подошвы $\lambda_п$ и головки $\lambda_г$:

$$\lambda_{ш} = \lambda_п = \lambda_г. \quad (1)$$

Таким образом, задачей теоретического решения является определение таких коэффициентов обжатия $\frac{1}{\eta_{ш}}$,

$\frac{1}{\eta_{па}}$ и $\frac{1}{\eta_{га}}$, а также таких значений приращения – утяжки $\Delta h_п$ и $\Delta h_г$, при которых достигается условие равенства вытяжек (1).

Для решения поставленной задачи применили вариационный принцип минимума полной мощности [6, 7], эффективно примененный ранее для решения задач по определению формоизменения и энергосиловых параметров при прокатке в калибрах. При решении задачи

* Работа выполнена в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности № 11.1369.2014/К от 18.07.2014 (номер государственной регистрации 114122470051).

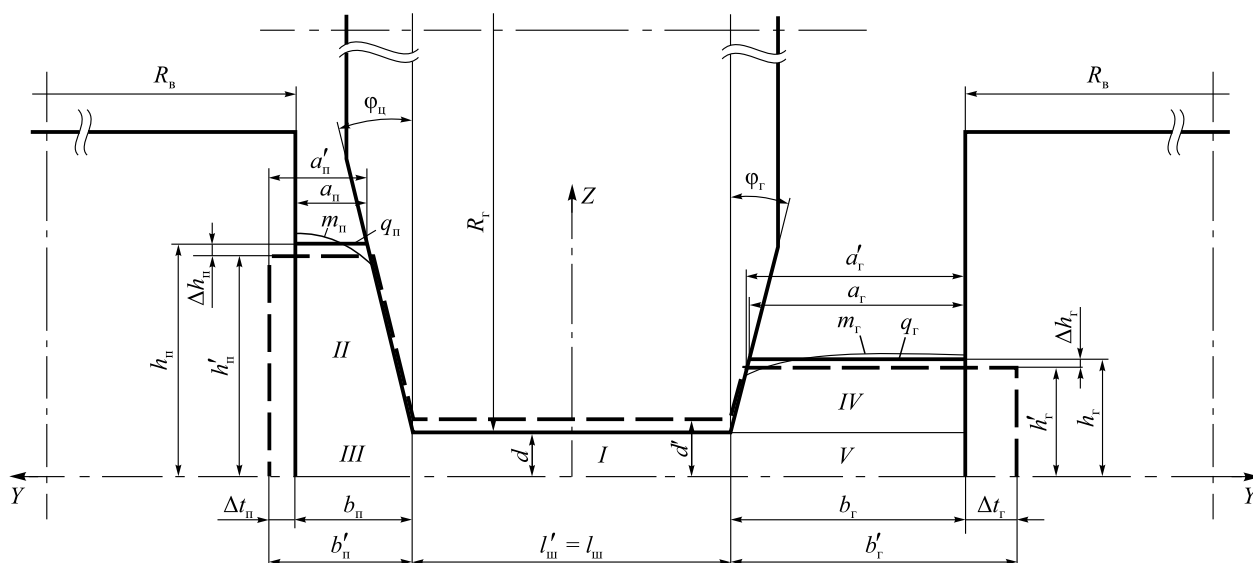


Рис. 1. Схема прокатки рельсового профиля в универсальном калибре (пунктирными линиями показан контур задаваемой полосы): m и q – фактический и усредненный контур свободной поверхности раската

Fig. 1. Scheme of rail profile rolling in a universal caliber (dashed lines show a contour of initial profile): m and q – the actual and average contours of the free surface of the profile

этим методом необходимо с точностью до неизвестных (варьируемых) параметров описать геометрическую модель очага деформации, построить кинематически возможное поле скоростей течения металла, определить граничные условия, составить систему основных уравнений и решить ее численным методом.

Геометрическая модель очага деформации

При постановке задачи принята геометрическая модель процесса прокатки, изображенная на рис. 1. Ввиду симметрии процесса относительно горизонтальной оси рассматривали половину очага деформации. При выполнении условия $\lambda_{ш} = \lambda_{п} = \lambda_r$, как показывают экспериментальные исследования [4], отсутствует перетекание металла между элементами профиля. Весь рельсовый профиль разбили на пять характерных участков. Далее рассматривали каждый выделенный участок.

Шейка (см. рис. 1, участок I) деформируется между двумя горизонтальными вальками в условиях плоского деформированного состояния ($l'_{ш} = l_{ш}$), поскольку отсутствует перетекание металла между элементами профиля. Уравнение контактной поверхности представили в следующем виде:

$$d_x = d + R_r - \sqrt{R_r^2 - x^2}. \quad (2)$$

Участок II подошвы деформируется между неподвижным вертикальным валком и горизонтальным валком переменного радиуса $R_{пн}$, который определили следующим выражением:

$$R_{пн} = R_r + d - z. \quad (3)$$

Толщина подошвы как до, так и после прокатки зависит от угла наклона ее внутренней грани и координаты Z , а абсолютное обжатие $\Delta t_{пн}$ остается постоянным по всей высоте. Полагали, что уклон внутренней грани в процессе прокатки не изменяется: $\varphi_{пн} = \varphi'_{пн} = \frac{b'_{пн} - a'_{пн}}{h'_{пн} - d'}$. Тогда толщину подошвы до и после прохода можно описать уравнениями

$$t'_{пн} = a'_{пн} + (h'_{пн} - d' - z) \operatorname{tg} \varphi_{пн}; \quad t_{пн} = t'_{пн} - \Delta t_{пн}, \quad (4)$$

а контактную поверхность раската с вертикальным валком уравнением

$$t_{пн} = t_{пн} + R_b - \sqrt{R_b^2 - x^2}. \quad (5)$$

Для обеспечения равенства коэффициентов вытяжки шейки и подошвы абсолютное обжатие $\Delta t_{пн}$ должно быть найдено из условия $\lambda_{ш} = \lambda_{пн}$ или $\frac{\omega'_{ш}}{\omega_{ш}} = \frac{\omega'_{пн}}{\omega_{пн}}$, где $\omega_{ш}$, $\omega_{пн}$ – площади поперечного сечения элементов профиля в плоскости выхода из валков, откуда

$$\frac{d'}{d} = \frac{0,5(a'_{пн} + b'_{пн})(h'_{пн} - d') + b'_{пн}d'}{0,5(a_{пн} + b_{пн})(h_{пн} - d) + b_{пн}d}. \quad (6)$$

В процессе деформации подошва получает приращение (утяжку) по высоте $\Delta h_{пн}$. С учетом выражений (4) определили толщину подошвы после прохода следующим образом: у основания $b_{пн} = b'_{пн} - \Delta t_{пн}$; у вершины $a_{пн} = b'_{пн} - (h'_{пн} - d' + \Delta h_{пн}) \operatorname{tg} \varphi_{пн} - \Delta t_{пн}$, а абсолютное обжатие подошвы $\Delta t_{пн}$ определили из выражения

$$\frac{d'}{d} = [0,5(a'_n + b'_n)(h'_n - d') + b'_n d'] / [0,5(2b'_n - (h'_n - d' + \Delta h_n) \operatorname{tg} \varphi_n - 2\Delta t_n) \times (h'_n - d' + \Delta h_n) + (b'_n - \Delta t_n) d]. \quad (7)$$

Функцию, описывающую изменение высоты подошвы, представили в виде

$$h_{nx} = (h'_n - d') \sqrt{\beta_n^2 - (\beta_n^2 - 1) \left(\frac{x^3}{l_n^3} \right) \left(10 - 15 \frac{x}{l_n} + 6 \frac{x^2}{l_n^2} \right)}, \quad (8)$$

где β_n – коэффициент приращения подошвы, $\beta_n = 1 + \frac{\Delta h_n}{h'_n - d'}$; l_n – длина очага деформации подошвы, $l_n = \sqrt{2R_b \Delta t_n - \Delta t_n^2}$.

Предположили, что при деформации участка III подошвы течение металла в направлении оси Z отсутствует. На указанном участке подошва обжимается на величину Δt_n неприводным вертикальным валком, и уравнение контактной поверхности записали в следующем виде:

$$t_{III} = b_n + R_b - \sqrt{R_b^2 - x^2}. \quad (9)$$

Деформация участков IV и V головки аналогична по характеру деформации участков II и III подошвы соответственно. Поэтому геометрическую модель очага деформации на этих участках описали выражениями (3) – (9), заменив в них индекс «п» на «г».

Кинематически возможное поле скоростей течения металла

При построении кинематически возможного поля скоростей полагали, что все элементы профиля выходят из очага деформации со скоростью V_1 , которую представили в виде

$$V_1 = v V_{\text{вр}}, \quad (10)$$

где v – коэффициент опережения по шейке; $V_{\text{вр}}$ – скорость вращения горизонтального вала на участке шейки.

Поле скоростей течения металла для каждого элемента профиля определяли с учетом гипотезы плоских сечений и гипотезы прямых вертикалей. Из условия постоянства секундных объемов имеем:

$$V_{\text{хш}} = V_1 \frac{d}{d_x}; \quad V_{\text{хп}} = V_1 \frac{\omega_n}{\omega_{\text{хп}}}; \quad V_{\text{хг}} = V_1 \frac{\omega_r}{\omega_{\text{хг}}}, \quad (11)$$

где $V_{\text{хш}}$, $V_{\text{хп}}$ и $V_{\text{хг}}$ – продольные составляющие скорости течения металла для шейки, подошвы и головки рельса соответственно; $\omega_{\text{ш}}$, $\omega_{\text{п}}$, $\omega_{\text{г}}$ – площади поперечного сечения элементов профиля в плоскости выхода из вал-

ков; $\omega_{\text{хш}}$, $\omega_{\text{хп}}$, $\omega_{\text{хг}}$ – текущие вдоль оси X площади поперечного сечения элементов профиля.

Поскольку шейка, участок III подошвы и участок V головки деформируются в условиях плоского течения, то $V_{\text{ysh}} = 0$, $V_{\text{znIII}} = 0$ и $V_{\text{znV}} = 0$, а для определения оставшейся проекции достаточно использовать условие несжимаемости:

$$\frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial V_z}{\partial z} = 0. \quad (12)$$

Подставив выражение (10) в (11), получили:

$$V_{\text{zш}} = -z \frac{\partial V_{\text{хш}}}{\partial x}; \quad V_{\text{ynIII}} = -y \frac{\partial V_{\text{хп}}}{\partial x}; \quad V_{\text{ynV}} = -y \frac{\partial V_{\text{хг}}}{\partial x}.$$

При определении проекций V_y и V_z на участке II подошвы и участке IV головки наряду с условием несжимаемости использовали кинематическое граничное условие, которое состоит в том, что полный вектор скорости течения металла на поверхности раската $\vec{V}_n = (V_{nx}, V_{ny}, V_{nz})$ лежит в касательной плоскости к этой поверхности, вследствие чего имеем

$$V_{nyi} = V_{nxi} \frac{\partial t_i}{\partial x} + V_{nzi} \frac{\partial t_i}{\partial z}, \quad (13)$$

где t_i – уравнение поверхности раската для соответствующего участка ($i = II, IV$).

С учетом изложенного получили:

$$V_{yi} = V_{nyi} \frac{y}{t_i}; \quad (14)$$

$$V_{zi} = -\frac{1}{t_i} \int_{d_x}^z \frac{\partial}{\partial x} (V_{xi} t_i) dz. \quad (15)$$

Таким образом, геометрическая модель очага деформации и кинематически возможное поле скоростей течения металла построены с точностью до трех неизвестных величин: коэффициента опережения v , приращения (утяжки) подошвы Δh_n и приращения (утяжки) головки Δh_r , которые необходимо определить в результате решения задачи.

Граничные условия

Принимаем допущение, что на всех контактных поверхностях происходит скольжение металла относительно валков, и среднее напряжение трения равно

$$\bar{\tau}_{\text{тр}} = \psi \tau_s,$$

где ψ – показатель трения, зависящий от температуры прокатки θ и состояния поверхности валков, который может быть определен по уравнению [7]

$$\psi = 0,802 \left(\frac{\theta}{1000} \right)^{-2,112}; \quad (16)$$

τ_s – сопротивление металла на сдвиг.

Известно, что напряжения трения в зонах отставания и опережения распределяются неравномерно, причем в зоне отставания они обычно больше, чем в зоне опережения. Чтобы это учесть, приняли гипотезу, согласно которой средние напряжения трения в зонах отставания $\bar{\tau}_{\text{тр.оти}}$ и опережения $\bar{\tau}_{\text{тр.опи}}$ распределяются пропорционально средним скоростям скольжения в этих зонах $\bar{V}_{\text{ск.оти}}$ и $\bar{V}_{\text{ск.опи}}$, а в каждой зоне полные напряжения трения постоянны (здесь индекс i соответствует номеру рассматриваемого участка рельсового профиля). В соответствии с принятой гипотезой имеем:

$$\bar{\tau}_{\text{тр.оти}} = \bar{\tau}_{\text{тр}i} \frac{\bar{V}_{\text{ск.оти}}}{\bar{V}_{\text{ски}}}; \quad \bar{\tau}_{\text{тр.опи}} = \bar{\tau}_{\text{тр}i} \frac{\bar{V}_{\text{ск.опи}}}{\bar{V}_{\text{ски}}}. \quad (17)$$

Средние скорости скольжения равны

$$\bar{V}_{\text{ск.оти}} = \frac{1}{F_{\text{оти}}} \int_{F_{\text{оти}}} V_{\text{ски}} dF; \quad \bar{V}_{\text{ск.опи}} = \frac{1}{F_{\text{опи}}} \int_{F_{\text{опи}}} V_{\text{ски}} dF; \quad (18)$$

$$\bar{V}_{\text{ски}} = \frac{1}{F_{\text{оти}} + F_{\text{опи}}} (\bar{V}_{\text{ск.оти}} F_{\text{оти}} + \bar{V}_{\text{ск.опи}} F_{\text{опи}}), \quad (19)$$

где $F_{\text{оти}}$ и $F_{\text{опи}}$ – площади контактной поверхности зон отставания и опережения соответственно.

Границей раздела контактной поверхности на зоны отставания и опережения является нейтральная линия, уравнение которой для приводного горизонтального вала определяется из условия равенства нулю проекции полной скорости скольжения на касательную к окружности вала $V_{\text{ски}}^*$.

С учетом принятых гипотез для участка I (шейки) нейтральная линия представляет собой прямую, параллельную оси Y , а координата ее $x_{\text{нш}}$ определяется уравнением

$$V_{\text{ски}}^* = 0 \text{ или } V_{\text{ск.ш}x} \cos \alpha_x + V_{\text{ск.ш}z} \sin \alpha_x = 0, \quad (20)$$

где $V_{\text{ск.ш}x}$ и $V_{\text{ск.ш}z}$ – проекции полной скорости скольжения на координатные оси:

$$V_{\text{ск.ш}x} = V_{\text{ш}} - V_{\text{вг}x}, \quad V_{\text{ск.ш}z} = V_{\text{ш}} - V_{\text{вг}z}; \quad (21)$$

α_x – текущий центральный угол горизонтального вала, $\sin \alpha_x = x/R_{\Gamma}$.

На поверхности контакта подошвы и головки с горизонтальным валом (участки II и IV) нейтральная линия имеет более сложный характер, а именно ее координата $z_{\text{нб}i}$ является функцией координаты x . Эту функцию необходимо найти из условия

$$V_{\text{ск.гв}ix} \cos \alpha_{xz} + V_{\text{ск.гв}iz} \sin \alpha_{xz} = 0 \quad (i = II, IV), \quad (22)$$

где α_{xz} – текущий центральный угол горизонтального вала, $\sin \alpha_{xz} = x/R_{\Gamma}$, здесь R_{Γ} описывается выражением (3); $V_{\text{ск.гв}ix}$ и $V_{\text{ск.гв}iz}$ – проекции полной скорости скольжения на рассматриваемом участке, например для участка II

$$V_{\text{ск.гв}IIx} = V_{\text{ш}} - V_{\text{вг}IIx}; \quad V_{\text{ск.гв}IIz} = V_{\text{ш}II} - V_{\text{вг}IIz}, \quad (23)$$

здесь $V_{\text{вг}IIx}$ и $V_{\text{вг}IIz}$ – проекции окружной скорости вращения вала, $V_{\text{вг}} = V_{\text{вг}} \frac{R_{\Gamma}}{R_{\Gamma}}$.

Численным решением установили, что нейтральная линия на участках II и IV имеет вид, представленный на рис. 2. Для определения положения точек M и M_1 уравнение (22) решали относительно координаты x при $z = d_x$ и $z = h_{ix}$. Таким образом, верхнюю границу зоны отставания на контактной поверхности участков II и IV с горизонтальным валом описали следующим образом:

$$z_{\text{от.гв}i} = \begin{cases} z_{\text{нб}i} & \text{при } x_M < x < x_{M_1} \\ h_{ix} & \text{при } x_{M_1} < x < l_i \end{cases}, \quad (24)$$

а нижнюю границу зоны опережения

$$z_{\text{оп.гв}i} = \begin{cases} d_x & \text{при } 0 < x < x_M \\ z_{\text{нб}i} & \text{при } x_M < x < x_{M_1} \end{cases}, \quad (25)$$

при этом нижней границей зоны отставания будет являться функция d_x , а верхней границей зоны опережения – функция h_{ix} .

Нейтральная линия на контактной поверхности вертикальных валков с подошвой и головкой рельса представляет собой прямую, параллельную оси Z , а поскольку валки являются неприводными, координата $x_{\text{нб}i}$ ($i = II, III, IV$ и V) ее равна половине длины очага деформации (принято, что затраты мощности на преодоление сил трения в шейках валков значительно меньше мощности деформации, и этими затратами можно пренебречь).

Основная система уравнений

Принято, что деформируемый металл обладает свойствами жестко-пластической среды.

Для определения неизвестных параметров коэффициента опережения v , приращения (утяжки) подошвы $\Delta h_{\text{п}}$ и приращения (утяжки) головки Δh_{Γ} использовали:

– функционал принципа минимума полной мощности

$$J(v, \Delta h_{\text{п}}, \Delta h_{\Gamma}) = \sum_{i=I}^V N_{\text{вн}i} - \sum_{i=I}^V N_{\text{ски}} - \sum_{i=I}^V N_{\text{вал}i} + \sum N_{\text{ср}}; \quad (26)$$

– уравнение баланса мощности

$$J(v, \Delta h_{\text{п}}, \Delta h_{\Gamma}) = 0; \quad (27)$$

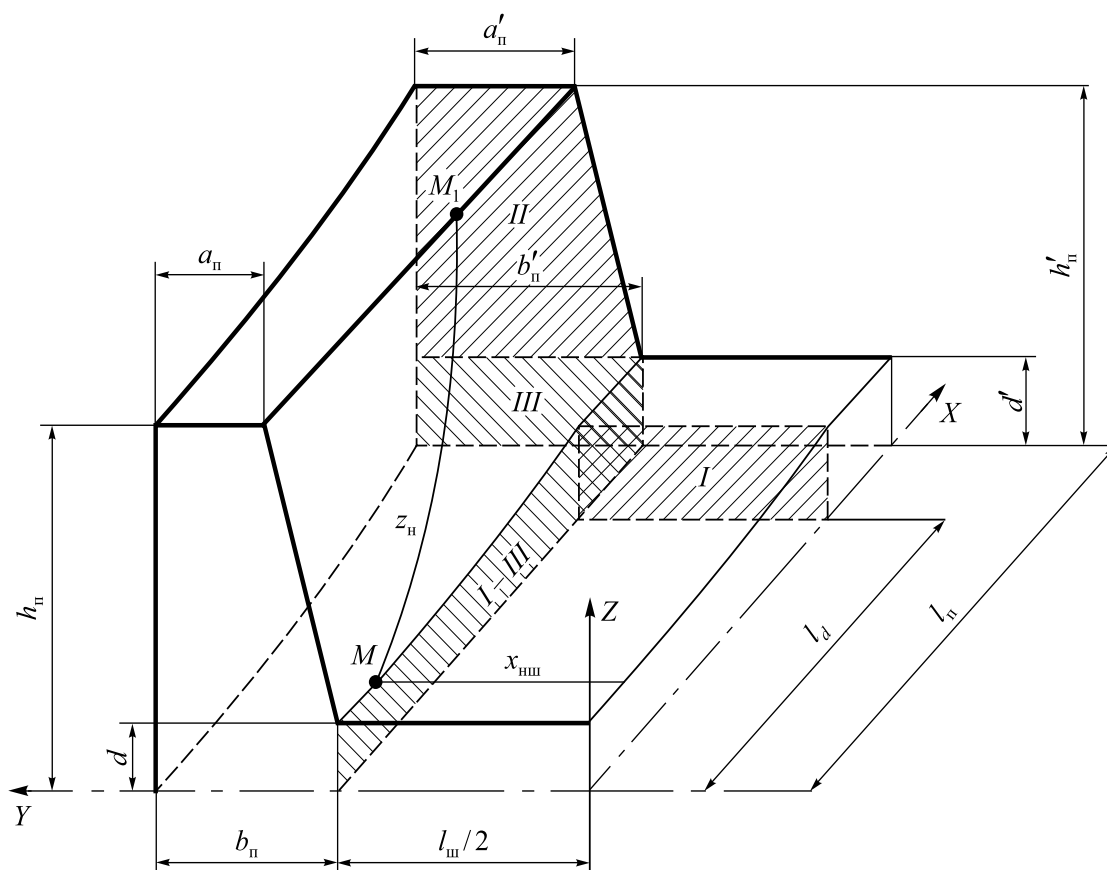


Рис. 2. Нейтральные линии x_{nn} и z_n на контактных поверхностях и плоскости среза (отмечены штриховкой) в очаге деформации при прокатке рельсового профиля в универсальном калибре

Fig. 2. The neutral line x_{nn} and z_n are on the contact surfaces and on the cutting plane (indicated by hatching) in the deformation zone during rolling of the rail profile in universal caliber

– условия минимума функционала

$$\frac{\partial J(v, \Delta h_n, \Delta h_r)}{\partial \Delta h_n} = 0 \text{ и } \frac{\partial J(v, \Delta h_n, \Delta h_r)}{\partial \Delta h_r} = 0. \quad (28)$$

В соответствии с принятой методикой, составляющие функционала (26) определяли следующим образом.

Мощность внутренних сил

$$N_{vni} = \int_{V_i} \tau_{si} H_i dV, \quad (29)$$

где H_i – интенсивность скоростей деформации сдвига.

Мощность сил среза

$$N_{cpi} = \int_{F_{cpi}} \tau_{si} |V_{cpi}| dF = \int_{F_{cpi}} \tau_{si} |V_i^+ - V_i^-| dF, \quad (30)$$

где V_i^+ и V_i^- – проекции скорости течения металла на касательную плоскость к поверхности среза F_{cpi} с внутренней и внешней сторон этой поверхности соответственно (некоторые поверхности среза представлены на рис. 2).

Мощность напряжений трения на скоростях скольжения

$$N_{cki} = - \int_{F_{oti}} \bar{\tau}_{тр.оти} V_{cki} dF - \int_{F_{они}} \bar{\tau}_{тр.они} V_{cki} dF. \quad (31)$$

Мощность, подводимая валками

$$N_{вали} = \int_{F_{оти}} \tau_{тр.оти}^* V_{vги} dF + \int_{F_{они}} \tau_{тр.они}^* V_{vги} dF, \quad (32)$$

где

$$\tau_{тр.оти}^* = -\bar{\tau}_{тр.оти} \left(\frac{V_{cki}^*}{V_{cki}} \right), \tau_{тр.они}^* = -\bar{\tau}_{тр.они} \left(\frac{V_{cki}^*}{V_{cki}} \right). \quad (33)$$

Величину τ_{si} определяли с учетом исследований сопротивления металла деформации, выполненных В.К. Смирновым, А.Р. Бондиным:

$$\tau_{si} = \frac{\sigma_s}{3} = \exp(8,9 + 0,47 \ln \varepsilon_i - 0,87 \varepsilon_i + 0,13 \ln u_i - 0,0032 \theta) / 3, \quad (34)$$

где ε_i и u_i – средняя степень и средняя скорость деформации для соответствующего участка.

Комплекс полученных выше уравнений (1) – (34) представляет математическую модель процесса равномерной деформации (вытяжки) элементов рельсового профиля при прокатке в универсальном калибре. Сформированная модель характеризуется весьма высокой степенью сложности и может быть практически реализована численным методом с использованием современных вычислительных средств, причем быстрое действие и точность решения существенно зависят от уровня развития технических и программных средств. В настоящей работе для вычисления использовали программный комплекс MathCAD 14. При этом для решения основной системы уравнений (26) – (28) применяли методику варьирования, разработанную ранее в Уральском политехническом институте [8]. При заданном коэффициенте вытяжки шейки и прочих исходных данных в результате решения определяют весь комплекс параметров деформации, необходимых для получения одинаковой вытяжки по всем элементам рельсового профиля: коэффициенты бокового обжатия фланцев, приращение или утяжку подошвы и головки, опережение. Указанные параметры используют при проектировании рациональных калибровок валков и режимов обжатий.

В отличие от известных вариационных решений, в предложенной математической модели все уравнения рассчитываются без каких-либо упрощений, что позволяет повысить точность расчетов и характеризует новизну рассматриваемого решения.

Выводы. На основе использования вариационного принципа минимума полной мощности и современных вычислительных средств разработана и реализована математическая модель формоизменения металла при прокатке рельсов в универсальных калибрах, отличающаяся равномерной деформацией всех элементов рельсового профиля.

Предложенная математическая модель, по сравнению с известными, позволяет повысить точность расчета параметров деформации.

Система расчетов с использованием разработанной математической модели может совершенствоваться по мере развития вычислительной техники и программных средств.

Применение созданной математической модели позволяет определить закономерности течения металла при прокатке в универсальных калибрах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Матвеев Б.Н. Современные рельсoproкатные станы // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2006. № 2. С. 40 – 43.
2. Свейковски У., Нерзак Т. Производство рельсов высокого качества с использованием компактных универсальных клетей и технологий Rail Cool // Металлургическое производство и технология (МРТ). Русское издание. 2006. № 2. С. 50 – 56.
3. Шилов В.А., Шварц Д.Л., Литвинов Р.А. Расчет формоизменения металла при прокатке рельсов в универсальных калибрах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 3. С. 51 – 54.
4. Смирнов В.К., Бондин А.Р., Михайленко А.М. Исследование прокатки рельсов в универсальных клетях // Производство проката. 2003. № 12. С. 24 – 30.
5. Шилов В.А., Литвинов Р.А., Шварц Д.Л. Моделирование процесса прокатки рельсов в универсальных калибрах // Производство проката. 2009. № 8. С. 20 – 25.
6. Смирнов В.К., Шилов В.А., Литвинов К.И. Деформации и усилия в калибрах простой формы. – М.: Металлургия, 1982. – 144 с.
7. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков. Учебное пособие для вузов. – М.: Теплотехник, 2008. – 490 с.
8. Методика решения вариационного уравнения численным методом при исследовании прокатки в калибрах / В.К. Смирнов, И.Я. Тарновский, В.А. Шилов и др. // Теория и технология прокатки: Сб. науч. тр. – Магнитогорск, 1970. Вып. 67. С. 92 – 98.

Поступила 21 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 448–454.

THEORETICAL INVESTIGATION OF RAIL PROFILE ROLLING IN UNIVERSAL CALIBER. REPORT 1

Shvarts D.L., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming” (omd@mtf.ustu.ru)

Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. Based on the use of the variational principle of minimum total power and modern mathematic modelling tools a mathematical model of metal forming in the universal rail rolling pass was developed and implemented, in which there is a uniform deformation of all elements of the rail profile. In particular, it was constructed a geometric model of the deformation zone and kinematically possible velocity field of the metal flow, defined boundary conditions and built a basic system of equations, including the energy balance equation and the condition of the minimum of the functional. In contrast to the well-known variational solutions in

the proposed mathematical model, all the equations are calculated without any simplifications, which improve the accuracy of calculations and characterizes the novelty of the solution in question. Application of the created mathematical model allows determining the principles of metal flow during rolling in universal passes.

Keywords: rail profile, universal caliber, metal forming, deformation zone, velocity field of metal flow, boundary conditions, functional of the variational principle of minimum total power.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-448-454

REFERENCES

1. Matveev B.N. Modern rail rolling mills. *Byull. “Chernaya metallurgiya”*. Moscow: OAO “Chermetinformatsiya”. 2006, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).

2. Sveikovski U., Nerzak T. Manufacture of rails of high quality with a compact universal stands and technologies Rail. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya (MRT)*. 2006, no. 2, pp. 50–56. (In Russ.).
 3. Shilov V.A., Shvarts D.L., Litvinov R.A. The calculation of metal forming at rails rolling in universal calibers. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 3, pp. 51–54. (In Russ.).
 4. Smirnov V.K., Bondin A.R., Mikhailenko A.M. The research of rails rolling in universal. *Proizvodstvo prokata*. 2003, no. 12, pp. 24–30. (In Russ.).
 5. Shilov V.A., Litvinov R.A., Shvarts D.L. The modeling of rails rolling in universal calibers. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 8, pp. 20–25. (In Russ.).
 6. Smirnov V.K., Shilov V.A., Litvinov K.I. *Deformatsii i usiliya v kalibrakh prostoi formy* [Deformation and efforts in calibers of simple form]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 144 p. (In Russ.).
 7. Smirnov V.K., Shilov V.A., Inatovich Yu.V. *Kalibrovka prokatnykh valkov. Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Grooving of rolls. Textbook for universities]. Moscow: Teplotekhnika, 2008. 490 p. (In Russ.).
 8. Smirnov V.K., Tarnovskii I.Ya., Shilov V.A. etc. *Metodika resheniya variatsionnogo uravneniya chislennym metodom pri issledovanii prokatki v kalibrakh* [Methods of solution of variational equations by numerical method in the study of rolling in calibers]. In: *Teoriya i tekhnologiya prokatki: Sb. nauch. tr.* [Theory and technology of rolling: Coll. of scientific papers]. Magnitogorsk, 1970. Issue 67, pp. 92–98. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was performed under the design part of the state task in the sphere of scientific work no. 11.1369.2014/K from 18.07.2014 (state registration no. 114122470051).

Received October 21, 2014

УДК 536.2: 539.3

РАСЧЕТЫ ПЛАВЛЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ПЛОСКИХ БРИКЕТОВ В ЖИДКОЙ ВАННЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО АГРЕГАТА. СООБЩЕНИЕ 1. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ

Постольник Ю.С., д.т.н., профессор

Тимошпольский В.И.¹, д.т.н., профессор, директор по науке и новой технике (tree-89@mail.ru)

¹ ЗАО ПИИ СИТ «Нефтегазстройизоляция»
(04136, Украина, Киев, ул. Маршала Гречко, 14)

Аннотация. Сформулирована математическая модель нагрева и плавления термомассивной плиты (плоского стального брикета) с переменными теплофизическими характеристиками при краевых условиях III рода. Задание граничных условий III рода позволяет анализировать влияние коэффициента внешнего теплообмена на процесс расплавления брикета. Решение задачи реализовано методом эквивалентных источников для схемы термического слоя. Получены расчетные выражения для определения времени прогрева пластины (инерционный этап), нагрева (упорядоченный этап) и на стадии плавления. Выполнено сравнение полученного решения при использовании метода эквивалентных источников и численной реализации поставленной задачи нагрева и плавления пластины, которое показало удовлетворительную сходимость. Доказана возможность использования полученных математических соотношений в теплотехнических расчетах при плавлении кусковых материалов в сталеплавильных технологиях (например, при использовании брикетов в процессе выплавки стали в дуговой электропечи).

Ключевые слова: нагрев и плавление кусковых материалов, брикет, метод эквивалентных источников, выплавка в дуговой сталеплавильной печи.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-455-459

Вопросы плавления технологических материалов в жидких стальных расплавах всегда привлекали внимание специалистов металлургов-теплофизиков и металлургов-технологов. Этому исключительно важному направлению в металлургических технологиях уделено значительное внимание многих научных школ. По мнению авторов, наибольший вклад с точки зрения основ теории этого направления внесли видные представители российской (московской и уральской) и украинской (днепропетровской) научных теплотехнических школ [1 – 7].

Если проследить эволюцию развития аналитических методов при расчетах динамики плавления различных материалов, становится очевидным, что аналитическая теория плавления вполне конкурентна с численными методами и прежде всего с точки зрения физического и математического осмысления исследуемого процесса.

При детальном изучении плавления различных материалов в жидкой стали первостепенной инженерной задачей является определение следующих показателей: как и с какой скоростью меняются размеры плавящегося материала и какова будет фактическая температура тела в момент завершения расплавления.

В связи с этим, по аналогии с работой [8], в качестве математического аппарата выбран классический в

современной металлургической теплофизике метод эквивалентных источников (МЭИ) Ю.С. Постольника, который зарекомендовал себя как высокоэффективный математический аппарат при решении различных, в том числе существенно нелинейных задач металлургической теплотехники и теплофизики [8 – 10].

Настоящая работа посвящена изучению важного вопроса в сталеплавильных технологиях – применению стальных брикетов в процессе плавления в связи с тем обстоятельством, что использование стружки в ходе плавки в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) является неэффективной операцией. Следует отметить, что еще в середине 80-х годов прошлого века в связи с широкомасштабным внедрением ДСП различной электрической и тепловой мощности техническим управлением Минчермета СССР была разработана типовая технологическая инструкция, где исключалась возможность применения металлической стружки в сталеплавильных технологиях более 10 % в завалку в связи со значительными потерями шихтовочной стружки (на уровне от 40 до 50 %) в ходе всего технологического процесса.

В связи с этим, при использовании технологии высшего технического уровня в ДСП широко стали внедряться различные способы брикетирования отходов черных металлов: производство холодных и «горячих» (с подогревом) брикетов.

Безусловно, применение брикета с плотностью на уровне 5000 – 6000 кг/м³ в жидкой ванне является перспективным направлением. В связи с этим теоретическое исследование плавления этого плоского брикета представляется весьма важной задачей как с точки зрения изучения динамики плавления, так и с точки зрения практического применения брикета соответствующего марочного состава в сталеплавильных теплотехнологиях.

В соответствии с принятой ранее методологией [8, 9] сформулируем математическую модель плавления брикета для переплава в жидкой ванне сталеплавильного агрегата.

Рассмотрим дважды нелинейную задачу теплопроводности при плавлении брикета в общем виде

$$\frac{1}{\rho^T} \frac{\partial}{\partial \rho} \left[\rho^T (1 + \varepsilon_\lambda \theta_j) \frac{\partial \theta_j}{\partial \rho} \right] = (1 + \varepsilon_c \theta_j) \frac{\partial \theta_j}{\partial \tau}, \quad (1)$$

где ρ – безразмерная текущая координата; ε_λ , ε_c – безразмерные величины, характеризующие переменность теплопроводности и теплоемкости от температуры (в линейной зависимости); θ , τ – безразмерные температура и время с краевыми условиями на стадии предварительного нагрева ($j = 1, 2$) ($0 \leq \tau \leq \tau_2$, $0 \leq \rho \leq 1$):

$$(1 + \varepsilon_\lambda \theta_2) \frac{\partial \theta_2}{\partial \rho} \Big|_{\rho=1} = Ki(\tau), \quad \frac{\partial \theta_2}{\partial \rho} \Big|_{\rho=1} = 0, \quad \theta_2(\rho, 0) = 0 \quad (2)$$

и на стадии плавления ($j = 3$) ($\tau_2 \leq \tau \leq \tau_3 = \tau_\phi$, $0 \leq \rho \leq \beta_3(\tau) \leq 1$):

$$\begin{aligned} (1 + \varepsilon_\lambda \theta_2) \frac{\partial \theta_3}{\partial \rho} \Big|_{\rho=\beta_3(\tau)} &= Ki(\tau) + Ko\beta_3(\tau), \\ \frac{\partial \theta_3}{\partial \rho} \Big|_{\rho=1} &= 0, \quad \theta_3(\rho, \tau) \Big|_{\rho=\beta_3(\tau)} = 1, \\ \theta(\rho, \tau) &= \frac{T(\rho, \tau) - T_0}{T_\phi - T_0}; \quad Ki(\tau) = \frac{q_n(\tau)R}{\lambda_0(T_\phi - T_0)}; \\ Ko &= \frac{q_\phi}{c_0(T_\phi - T_0)}, \end{aligned} \quad (3)$$

где β_3 – положение фронта кристаллизации; Ki – критерий Кирпичева; Ko – критерий Косовича; q_n – значение теплового потока на поверхности; q_ϕ – скрытая теплота плавления; T_0 – начальная температура; T_ϕ – температура плавления.

При этом полагаем:

- загрузка брикета осуществляется с холодного состояния, т. е. принимаем нагрев куска материала с холодного состояния до достижения температуры плавления на его поверхности и догрев при мгновенном удалении расплава с поверхности тела;
- принимается линейная зависимость теплофизических характеристик (ТФХ) теплообрабатываемого кускового материала от температуры;

- в качестве расчетной схемы используется теплофизическая модель термического слоя [8 – 10], предложенная в 30-е годы прошлого века профессором И.Д. Семикиным, где выделены инерционный ($j = 1$) ($0 \leq \tau \leq \tau_0$, $\beta_1(\tau) \leq \rho \leq 1$), здесь β_1 – толщина нерасплавившейся пластины в конце инерционного этапа, и упорядоченный (регулярный) ($j = 2$) ($\tau_0 \leq \tau \leq \tau_2 = \tau_\phi$, $0 \leq \rho \leq 1$) этапы (периоды) нагрева (см. рисунок);
- расплав непрерывно удаляется с поверхности тела, растворяясь в общей массе жидкого металла.

Для инерционного периода нагрева имеем:

$$\theta_1(\rho, \tau) = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \left\{ \sqrt{1 + \frac{\varepsilon_\lambda Ki(\tau)}{1 - \beta_1(\tau)}} [\rho - \beta_1(\tau)]^2 - 1 \right\}, \quad (4)$$

продолжительность τ_0 инерционного этапа предварительного прогрева определяется из уравнения

$$\int_0^{\tau_0} Ki(\tau) d\tau = \frac{Ki(\tau_0)}{6(1+m)} [\rho - 0,15(\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c)Ki(\tau_0)], \quad (5)$$

где m – коэффициент формы ($m = 0, 1, 2$ для пластины, цилиндра, сферы соответственно).

На упорядоченном этапе нагрева в первом приближении МЭИ получено следующее решение:

$$\theta_2(\rho, \tau) = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \left\{ \sqrt{[1 + \varepsilon_\lambda \theta_{2n}(\tau)]^2 - \varepsilon_\lambda Ki(\tau)(1 - \rho^2)} - 1 \right\}. \quad (6)$$

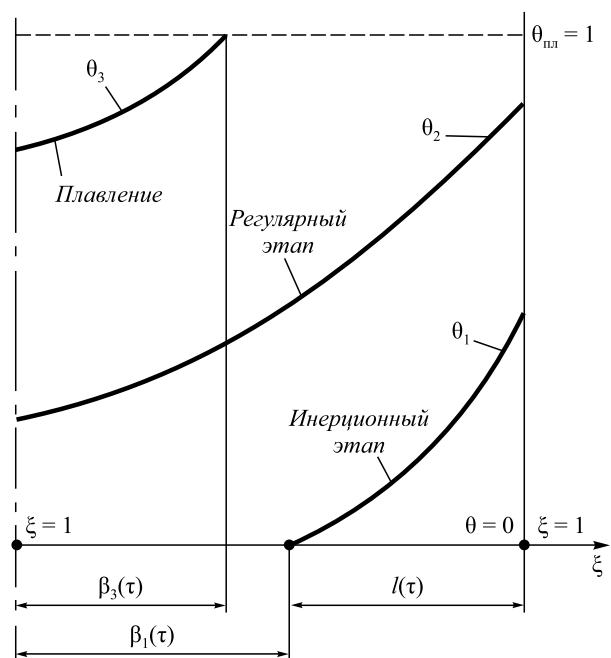


Схема термического слоя для процесса нагрева и плавления брикета (ξ – dimensionless coordinate)

Scheme of thermal layer for the process of heating and melting of briquette (ξ – безразмерная координата)

Время $\tau_2 = \tau_\phi^0$ нагрева поверхности тела до температуры плавления T_ϕ находим по выражению

$$(1+m) \int_0^{\tau_\phi^0} Ki(\tau) d\tau = \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c} \left[\frac{(1+\varepsilon_\lambda)^2 - 1 + 2(1+\varepsilon_\lambda) \left(1 - \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c}\right)}{2\varepsilon_\lambda} - \frac{Ki(\tau_\phi^0)}{3} \right] + \left(1 - \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c}\right) \frac{Ki(\tau_\phi^0)}{6}. \quad (7)$$

В момент $\tau = \tau_2 = \tau_\phi^0$ относительная избыточная температура $\theta_{2n}(\tau_\phi^0) = \theta_2(0, \tau_\phi^0)$ центра сечения тела определяется по формуле

$$\theta_{2n}^0 = \theta_{2n}(\tau_\phi^0) = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \left[\sqrt{(1+\varepsilon_\lambda)^2 - \varepsilon_\lambda Ki(\tau_\phi^0)} - 1 \right]. \quad (8)$$

Следует подчеркнуть, что полученные выше решения имеют силу при выполнении условия

$$0 \leq \tau_0 \leq \tau_\phi^0 < \tau_\phi, \quad (9)$$

где τ_ϕ – время полного плавления тела.

На этапе плавления ($\tau_\phi^0 < \tau \leq \tau_\phi$) получаем

$$\theta_3(\rho, \tau) = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \times \left\{ \sqrt{(1+\varepsilon_\lambda)^2 - \frac{\varepsilon_\lambda}{\beta_3(\lambda)} [Ki(\tau) + Ko\dot{\beta}_3(\tau)] [\beta_3^2(\tau) - \rho^2]} - 1 \right\}, \quad (10)$$

где положение фронта кристаллизации и его скорость определяются соотношениями

$$\beta_3(\Delta\tau) \left[1 + \frac{1+\varepsilon_c}{1+\varepsilon_\lambda} \frac{Ki(\Delta\tau) + Ko\dot{\beta}_3^0}{3(1+m)Ko} \beta_3^0(\Delta\tau) \right] = 1 + \frac{1+\varepsilon_c}{1+\varepsilon_\lambda} \frac{Ki(\tau_\phi^0) + Ko\dot{\beta}_3^0}{3(1+m)Ko} - \frac{1}{Ko} \int_0^{\Delta\tau} Ki(\tau) d\tau. \quad (11)$$

Этим выражением и определяется закон продвижения фронта плавления.

Дифференцируя по времени τ равенство (11), находим скорость продвижения фронта плавления

$$\dot{\beta}_3(\Delta\tau) = - \left[3(1+m)Ki(\Delta\tau) + \frac{1+\varepsilon_c}{1+\varepsilon_\lambda} Ki(\Delta\tau)\beta_3^{n+1}(\Delta\tau) \right] / \left[3(1+m)Ko + \frac{1+\varepsilon_c}{1+\varepsilon_\lambda} (n+1) [Ki(\Delta\tau) + Ko\dot{\beta}_3^0] \beta_3^n(\Delta\tau) \right]. \quad (12)$$

При расчетах продолжительности $\Delta\tau_\phi$ плавления величина погрешности прежде всего зависит от того, насколько близко определены исходные теплофизические параметры процесса. В связи с этим полученное в работе [10] и приведенное выше общее решение позволяет установить меру влияния на исследуемый процесс зависимости ТФХ материала от температуры, а поверхностного теплового потока – от времени.

Следует отметить, что следуя данным работы [10] и полагая для конкретного случая $q_n = \text{const}$, имеем

$$Ki(\tau) = Ki = \frac{q_n R}{\lambda(T_\phi - T_0)},$$

где граничное условие II рода переходит в граничное условие III рода для пластины

$$\frac{\partial}{\partial \xi} \left[(1+\varepsilon_\lambda \theta_j) \frac{\partial \theta_j}{\partial \xi} \right] = (1+\varepsilon_c \theta_j) \frac{\partial \theta_j}{\partial \tau}; \quad (13)$$

– инерционный этап ($j = 1, 0 \leq \tau \leq \tau_0; \beta_1(\tau) \leq \xi \leq 1; \theta_1(\xi, 0) = \theta_0 = 0$)

$$\left. \begin{aligned} (1+\varepsilon_\lambda \theta_{1n}) \frac{\partial \theta_1}{\partial \xi} \Big|_{\xi=1} &= Bi[\theta_c - \theta_{1n}(\tau)] \\ \theta_1(\xi, \tau) \Big|_{\xi=\beta_1(\tau)} &= 0; \quad \frac{\partial \theta_1}{\partial \xi} \Big|_{\xi=\beta_1(\tau)} = 0 \end{aligned} \right\}; \quad (14)$$

– упорядоченный этап ($j = 2, \tau_0 \leq \tau \leq \tau_\phi^0; 0 \leq \xi \leq 1; \theta_{1n}^0 = \theta_{1n}(\tau_0) \leq \theta_{2n}(\tau) \leq 1$)

$$\left. \begin{aligned} (1+\varepsilon_\lambda \theta_{2n}) \frac{\partial \theta_2}{\partial \xi} \Big|_{\xi=1} &= Bi[\theta_c - \theta_{2n}(\tau)] \\ \theta_2(\xi, \tau_0) \Big|_{\xi=0} &= \theta_{2n}^0 = 0; \quad \frac{\partial \theta_2}{\partial \xi} \Big|_{\xi=0} = 0 \end{aligned} \right\}; \quad (15)$$

– на стадии плавления ($j = 3, \tau_\phi^0 \leq \tau \leq \tau_\phi; 0 \leq \xi \leq \beta_3(\tau); \theta_{3n} = 1$)

$$\left. \begin{aligned} (1+\varepsilon_\lambda) \frac{\partial \theta_3}{\partial \xi} \Big|_{\xi=\beta_3(\tau)} &= BiK_T + Ko\beta_3(\tau) \\ \frac{\partial \theta_3}{\partial \xi} \Big|_{\xi=0} &= 0 \end{aligned} \right\}, \quad (16)$$

где K_T – безразмерный параметр ($K_T = (T_0 - T_\phi)/(T_\phi - T_c)$, где T_0 – начальная температура; T_c – температура внешней среды; T_ϕ – температура плавления).

Для учета термической чувствительности стали принимаем линейную зависимость теплофизических свойств от температуры [10]:

$$\left. \begin{aligned} \lambda(T) &= \lambda_0 + \delta_\lambda (T - T_0) = \lambda_0 (1 + \varepsilon_\lambda \theta); \\ \varepsilon_\lambda &= \frac{\delta_\lambda}{\lambda_0} (T_\phi - T_0); \\ c(T) &= c_0 + \delta_c (T - T_0) = c_0 (1 + \varepsilon_c \theta); \\ \varepsilon_c &= \frac{\delta_c}{c_0} (T_\phi - T_0) \end{aligned} \right\}, \quad (17)$$

где используются безразмерные величины

$$\left. \begin{aligned} \theta(\xi, \tau) &= \frac{T(\xi, \tau) - T_0}{T_\phi - T_0}; \quad \xi = \frac{x}{h}; \quad \beta_j(\tau) = \frac{B_j(\tau)}{h}; \quad \tau = \frac{a_0 t}{h^2}; \\ \text{Bi} &= \frac{\alpha_k h}{\lambda_0}; \quad \text{Ko} = \frac{q_\phi}{c_p^0 (T_\phi - T_0)}; \quad K_T = \frac{T_c - T_\phi}{T_\phi - T_0}, \end{aligned} \right\}, \quad (18)$$

где T_0 , $T_\phi = T_{\text{ликв}}$, T_c – температуры: начальная, плавления и перегрева расплава, К; q_ϕ – скрытая теплота плавления, кДж/кг; α_k – коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м²·К); $\alpha_0 = \lambda_0 / (c_p \gamma)$ – коэффициент температуропроводности, м²/ч; γ – плотность кг/м³; c_p – удельная теплоемкость, кДж/(кг·К); x – координата, м; $H = 2h$ – толщина пластины, м; τ – время, ч; $B_j(\tau)$ – непрогретая ($j = 1$) или неоплавившаяся ($j = 3$) зона, м.

В отличие от ранее опубликованных работ [8, 10] сформулирована математическая задача о нагреве и плавлении термомассивной пластины при граничных условиях III рода, что в итоге позволяет более качественно вести выполнение расчетов, варьируя коэффициентом внешнего теплообмена α и толщиной расплавленного куска.

Далее, в соответствии с основной идеей метода эквивалентных источников, получим для периодов инерционного (τ_0), регулярного (τ_ϕ^0) этапов и периода плавления (τ_ϕ) следующие соотношения:

$$\tau_0 = \frac{1 - 0,15(\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c) \text{Bi} K_T}{6}; \quad (19)$$

$$\Delta \tau_\phi^0 = \tau_\phi^0 - \tau_0 = \frac{1 - \theta_n^0}{\text{Bi} K_T} \sum_{i=1}^3 \delta_{\phi i}, \quad (20)$$

где

$$\delta_{\phi 1} = 1 + \varepsilon_c \frac{1 + \theta_n^0}{2}; \quad \delta_{\phi 2} = \frac{\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c}{3(1 + \varepsilon_\lambda)} \frac{\text{Bi} K_T}{1 + \varepsilon_\lambda \theta_n^0};$$

$$\delta_{\phi 3} = \frac{\varepsilon_\lambda \varepsilon_c}{5(\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c)} \left[2 + \varepsilon_\lambda (1 + \theta_n^0) \right] \delta_{\phi 2}^2;$$

$$\theta_n^0 = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \left(\sqrt{1 + \varepsilon_\lambda \text{Bi} K_T} - 1 \right); \quad \Delta \tau_\phi = \frac{1}{3} \frac{1 + \varepsilon_c}{1 + \varepsilon_\lambda} + \frac{\text{Ko}}{\text{Bi} K_T}.$$

При этом продвижение фронта $\beta_3(\tau)$ плавления, исходя из работы [10], определяется уравнением

$$\frac{\text{Ko}}{\text{Bi} K_T} [1 - \beta_3(\tau)] + \frac{1}{3} \frac{1 + \varepsilon_c}{1 + \varepsilon_\lambda} [1 - \beta_3^n(\tau)] = \tau - \tau_\phi^0, \quad (21)$$

$$\text{где } n = 2 \left(1 + 3 \frac{1 + \varepsilon_\lambda}{1 + \varepsilon_c} \frac{\text{Ko}}{\text{Bi} K_T} \right).$$

Например, при данных, приведенных в работе [11]: $T_c = 1973$ К; $T_\phi = 1773$ К; $T_0 = 293$ К; $q_\phi = 209$ кДж/кг; $q_n = 15,3$ кВт/м²; $\lambda_0 = 40,7$ Вт/(м·К); $c_0 = 0,7$ кДж/(кг·К); $\gamma = 7860$ кг/м³ для плиты $2h = 0,4$ м имеем $n = 4,4$.

В работах [1, 4, 10] показано, что закон продвижения фронта плавления носит нелинейный по времени характер только в начальной стадии процесса (примерно при $\beta_3(\tau) > 0,7$), что подтверждает высокая степень n нелинейного члена. Эта закономерность позволяет опустить начальную стадию процесса и представить выражение (21) в упрощенном виде:

$$\frac{\text{Ko}}{\text{Bi} K_T} [1 - \beta_3(\tau)] + \frac{1}{3} \frac{1 + \varepsilon_c}{1 + \varepsilon_\lambda} = \tau - \tau_\phi^0. \quad (22)$$

Вместе с этим, если рассмотреть числовой пример при $\text{TФХ} = \text{const}$; $\text{Bi} = 10$ (высокая степень массивности); $K_T = 0,2$; $\text{Ko} = 4,1$ при использовании неявной конечно-разностной аппроксимации для линейного участка продвижения фронта $\beta_3(\tau)$, приходим к следующему уравнению:

$$(\tau - \tau_\phi^0) + 2,05\beta_3(\tau) - 2,341 = 0. \quad (23)$$

При тех же данных решение уравнения (22) по МЭИ дает выражение

$$(\tau - \tau_\phi^0) + 2,05\beta_3(\tau) - 2,383 = 0. \quad (24)$$

Здесь, даже на первый взгляд, очевидно, что уравнения (23) и (24) практически совпадают (расхождение во времени $\Delta \tau_\phi$ (при $\beta_3 = 0$) составляет 1,76 %). Этот случай свидетельствует о том, что приведенные здесь формулы не искажают имеющиеся представления об исследуемом процессе.

При выводе расчетных соотношений (19), (20) полагали $\tau_0 \leq \tau_\phi^0$, что обусловило время окончания инерционного этапа до начала процесса плавления плиты. С учетом $\theta_n^0 \leq 1$, приходим соответственно к неравенству $\text{Bi} K_T \leq 2 + \varepsilon_\lambda$, которое автоматически всегда выполнимо. В частности, если воспользоваться данными работы [11], получим размер куска $H = 2h = 1,56$ м, что не может быть реализовано в реальном процессе, например, в электросталеплавильных технологиях.

Выводы. Рассмотрена математическая модель нагрева и плавления пластины с переменными ТФХ при граничных условиях III рода. В качестве аналитического метода решения сформулированной задачи применен метод эквивалентных источников Ю.С. Постольника [10]. При этом термофизическая модель исследуемых процессов теплообмена рассмотрена для схемы термического слоя с разбиением процесса внутреннего теплообмена на три этапа: инерционный; регулярный;

период плавления. Доказана возможность использования математических соотношений (19), (20) в теплотехнических расчетах при плавлении кусковых материалов в сталеплавильных технологиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Глинка М.А. Мартеновская печь как теплотехнический агрегат. – М.: Сverdlovsk: Metallurgizdat, 1944. – 167 с.
2. Metallurgicheskie pechi: Uchebnik dlya metallurgicheskikh vuzov / V.A. Baum, D.V. Budrin, A.I. Vashenko i dr.; pod red. M.A. Glinkova. – M.: GNTIL po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1951. – 975 с.
3. Бровкин Л.А. Расчет процессов плавления простейших тел // Изв. вуз. Энергетика. 1958. № 2. С. 79 – 86.
4. Гольдфарб Э.М. Динамика плавления шихты в плавильных печах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1960. № 11. С. 156 – 166.
5. Невский А.С. Дифференциальные уравнения процесса плавления шихты со стеканием и намерзанием расплава: Сб. науч. тр. ВНИИМТ. – М.: Metallurgizdat, 1963. № 3. С. 150 – 157.
6. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов – М.: Металлургия, 1967. – 439 с.
7. Свинолобов Н.П., Семикин И.Д. Динамика процесса плавления // Изв. вуз. Черная металлургия. 1963. № 1. С. 185 – 194.
8. Постольник Ю.С. Расчет динамики плавления тел различной формы // Тепло- и массообмен в ваннах сталеплавильных агрегатов: Сб. науч. тр. МИСиС. – М.: Металлургия, 1979. № 120. С. 59 – 62.
9. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, А.Б. Стеблов, И.А. Павлюченков; Под общ. ред. В. И. Тимошпольского – Минск: Высшая школа, 1992. – 218 с.
10. Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Д.Н. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии – Минск: Бел. наука, 2005. – 560 с.
11. Волков В.Н., Рыбаков Г.Н., Смирнов Г.М. Об одном простом методе расчета динамики плавления неограниченной пластины: Сб. «Исследования по теплопроводности». – Минск: Наука и техника, 1967. С. 293 – 297.

Поступила 21 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 6, pp. 455–459.

THE CALCULATIONS OF STEEL FLAT BRIQUETTES MELTING IN LIQUID BATH OF A STEELMAKING UNIT. REPORT 1. MATHEMATICAL FORMULATION OF THE PROBLEM AND ITS ANALYTICAL SOLUTION

Postol'nik Yu.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor

Timoshpol'skii V.I., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of science and new equipment (tree-89@mail.ru)

CJSC PII SIT “NEFTEGAZSTROIZOLYATSIYA” (14, Marshala Grechko str., Kiev, 04136, Ukraine)

Abstract. A mathematical model of heating and melting sequences of thermo-massive slabs (flat steel briquettes) with variable thermal and physical properties (TPP) at boundary conditions of genus III, was formulated. Setting the genus III boundary conditions allows to analyze the impact of the external heat exchange coefficients of briquette melting processes. The calculation technique for solving the stated problem is the equivalent sources method (MES) as applied to a thermal layer scheme. Predictive expressions for slab through-heating (thermal lag stage), heating (ordered stage) time and at the time of melting, were derived. A comparison of solutions was obtained with the MES method and numerical realization of heating and melting the slab with a satisfactory convergence. It was proved that the obtained mathematical relations may be used in steelmaking practices to perform calculations for lump materials melting in thermal engineering (e.g., when using briquettes in arc-furnaces).

Keywords: heating-up and melting of lump materials, briquette, method of equivalent sources, melting in steelmaking arc furnace.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-455-459

REFERENCES

1. Glinkov M.A. *Martenskovskaya pech' kak teplotekhnicheskii agregat* [Open-hearth furnace as a thermal unit]. Moscow – Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1944. 167 p. (In Russ.).
2. Baum V.A., Budrin D.V. etc. *Metallurgicheskie pechi. Uchebnik dlya metallurgicheskikh vuzov* [Metallurgical furnaces. Textbook for metallurgical universities]. Glinkov M.A. ed. Moscow: GNTIL po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1951. 975 p. (In Russ.).
3. Brovkin L.A. The calculation of melting of simple bodies. *Izvestiya vuzov. Energetika*. 1958, no. 2, pp. 79–86. (In Russ.).
4. Gol'dfarb E.M. Dynamics of charge melting in melting furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1960, no.11, pp. 156–166. (In Russ.).
5. Nevskii A.S. *Differentsial'nye uravneniya protsessov plavleniya shikhity so stekaniem i namerzaniem raspava* [Differential equations of charge melting process with trickling and freezing of the melt]. In: *Sb. nauch. tr. VNIIMT*. Moscow: Metallurgizdat. 1963, no. 3, pp. 150–157. (In Russ.).
6. Gol'dfarb E.M. *Teplotekhnika metallurgicheskikh protsessov* [Heat engineering of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1967. 439 p. (In Russ.).
7. Svinolobov N.P., Semikin I.D. Dynamics of melting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1963, no. 1, pp. 185–194. (In Russ.).
8. Postol'nik Yu.S. *Raschet dinamiki plavleniya tel razlichnoi formy* [Calculation of the dynamics of melting of bodies of various shapes]. In: *Teplo- i massoobmen v vannakh staleplavil'nykh agregatov: Sb. nauch. tr. MISiS* [Heat and mass transfer in the baths of steelmaking units: Collection of scientific papers of MISiS]. Moscow: Metallurgiya. 1979, no. 120, pp. 59–62. (In Russ.).
9. Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Steblov A.B., Pavlyuchenkov I.A. *Teploobmen i teplovye rezhimy v promyshlennykh pechakh* [Heat transfer and thermal modes in industrial furnaces]. Timoshpol'skii V.I. ed. Minsk: Vyssh. shkola, 1992. 218 p. (In Russ.).
10. Timoshpol'skii V.I., Postol'nik Yu.S., Andrianov D.N. *Teoreticheskie osnovy teplofiziki i termomekhaniki v metallurgii* [Theoretical foundations of thermal physics and thermal mechanics in metallurgy]. Minsk: Bel. nauka. 2005. 560 p. (In Russ.).
11. Volkov V.N., Rybakov G.N., Smirnov G.M. *Ob odnom prostom metode rascheta dinamiki plavleniya neogranichennoi plastiny* [A simple calculating method for the dynamics of infinite plate melting]. In: *Sb. Issledovaniya po teploprovodnosti* [Studies on the thermal conductivity]. Minsk: Nauka i tekhnika. 1967, pp. 293–297. (In Russ.).

Received January 21, 2015

Над номером работали:

Юсфин Ю.С., главный редактор

Полулях Л.А., ответственный секретарь

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 26.06.2015. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4599. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35