# МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ <u>ИЗЗВЕССТИЛЯ</u> ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ № 7, 2015 Мадается с января 1958 г. ежемесячно Мадается с января 1958 г. ежемесячно

## ИЗБЕСПИЯ 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

DEJIOD D.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)

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

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

# UZVESTYA 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 Indusrtry" (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:



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

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

National Research Technological University "MISIS"

### СОДЕРЖАНИЕ

Памяти Юсфина Юлиана Семеновича 465	МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ	<b>Лаптев А.И.</b> Влияние сплавов-катализаторов с различными по отношению к углероду адгезионными характеристиками на
Юсфин Ю.С., Малышева Т.Я. Влияние структурных особеннос- тей кристаллов магнетита на процесс спекания агломера- тов	синтез поликристаллических алмазов «карбонадо»
Максимов А.Б., Гуляев М.В. Распределение деформации по тол-	Fe – 3 % Si 520
щине широкого бруса при циклическом пластическом из-	ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
гибе         486           Зенкин Р.Н., Зенкин Н.Н., Вальтер А.И. Разработка пробного         486	И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
сухопутного стенда для артиллерийских установок АК-230 и	Шварц Д.Л. Теоретическое исследование прокатки рельсового
АК-230м из высокопрочного чугуна	профиля в универсальном калибре. Сообщение 2
ИНЖИНИРИНГ	ления легированного брикета 531
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ
Бородина М.Б., Мироненко С.В. К расчету параметров гидроме-	Макаров М.А., Александров А.А., Дашевский В.Я. Влияние во-
ханических муфт с дифференциальным планетарным переда-	дорода на процесс десульфурации железа порошкообразным
точным механизмом	флюсом

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7

### CONTENTS

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Yusfin Yu.S., Malysheva T.Ya. Influence of structural features of mag-		
netite crystals on the process of agglomerate sintering		
Yachikov I.M., Kostyleva E.M. Behavior of the main electromagnetic		
forces acting on the arc in three-phase arc furnace		
Maksimov A.B., Gulyaev M.V. The deformations of distribution across		
the thickness of a wide balk under cyclic plastic bending 486		
Zenkin R.N., Zenkin N.N., Val'ter A.I. The development of a test land		
stand for artillery mounts AK-203 and AK-203m of high-strenth		
cast iron		
Zatsepin E.P., Galkin A.V. Modeling of distribution of the electromag-		
netic field in the slag's layer at ladle furnace		

### ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Borodina M.B., Mironenko S.V. The parameters calculation of hydro-	
mechanical couplings with the differential planetary transmission	
gear	501

### MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

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

#### **BRIEF COMMUNICATION**

 Уважаемые читатели!

Мы хотим почтить память нашего главного редактора Юлиана Семеновича Юсфина и отдать дань уважения его невероятной энергии, умению предвидеть ситуацию и делать верные акценты в стратегии развития – будь то научный коллектив или коллектив редакции, – и дать возможность его ближайшим соратникам, коллегам и друзьям поделиться своими воспоминаниями о нем.

## Памяти Юсфина Юлиана Семеновича



В мае 2015 года ушел из жизни наш коллега и друг, талантливый педагог и ученый, один из корифеев отечественной металлургической науки профессор Юлиан Семенович Юсфин.

Для нас это огромная, невосполнимая утрата, ведь НИТУ «МИСиС» трудно представить без Юлиана Семеновича. Вся его жизнь является ярким примером беззаветного служения родному университету. Поступив в 1951 г. в МИСиС и с отличием закончив его в 1956 г., он прошел путь от инженера, младшего научного сотрудника до доктора технических наук, профессора, академика РАЕН. Почти 60 лет в стенах нашего университета профессор Юсфин занимался передовыми разработками и исследованиями в области металлургии, создавал новые учебные и научные специальности, руководил легендарной кафедрой экстракции и рециклинга черных металлов, готовил инженеров-металлургов. Его биография не изобилует крутыми жизненными поворотами и авантюрными сюжетами, но это классический пример жизни, прожитой для людей, прожитой во имя любимого дела, для родной страны. Юлиан Семенович был ярким представителем российской технической интеллигенции, тех самых знаменитых «ученых-шестидесятников», которые составили славу России, совершили множество прорывов в самых разных областях научного знания и, в конечном итоге, сделали нашу Родину современной передовой державой, способной на равных соперничать с другими в самых сложных и наукоемких областях человеческой деятельности.

Как и любой настоящий «шестидесятник», Юлиан Семенович был исключительно разносторонним человеком – увлеченным театралом, истовым любителем литературы, поэзии, авторской песни, заядлым футболистом, много лет выступавшим за сборную университета, и страстным поклонником этой игры. Но при этом главным делом его жизни всегда оставалась наука, именно ей он отдавался целиком, без остатка.

Его талант ученого проявился очень рано. В начале 60-х годов в стране начинается промышленное производство железорудных окатышей - нового перспективного сырья для черной металлургии. Молодой кандидат технических наук Ю.С. Юсфин увлекся этим новым направлением металлургии, и результатом его исследований стала докторская диссертация. Защитив ее в 35 лет, Юлиан Семенович стал сначала одним из самых молодых в стране докторов технических наук, а затем самым молодым профессором – металлургом. На основании данных, полученных в ходе работы над диссертацией, была написана и опубликована ставшая позже классической монография Ю.С. Юсфина в соавторстве с Т.Н. Базилевич «Обжиг железорудных окатышей». Эта книга на долгие годы стала настольной для нескольких поколений специалистов в области металлургии чугуна, а основные постулаты теории спекания и восстановления окатышей актуальны и в наше время.

В 1978 г. увидел свет учебник для высших учебных заведений «Металлургия чугуна», одним из авторов которого, наряду с Е.Ф. Вегманом, Б.Н. Жеребиным, А.Н. Похвисневым, был и Ю.С. Юсфин. Учебник оказался очень удачным и качественным – «Металлургию чугуна» штудировало не одно поколение студентов-металлургов, книга выдержала три издания, была переведена на ряд иностранных языков. И это было только начало – за свою долгую жизнь Юлиан Семенович выпустил множество научных и методических работ. Всего на счету профессора Юсфина более 550 опубликованных работ, в том числе 24 книги, 110 патентов и авторских свидетельств на изобретения.

Нельзя не сказать и еще об одном чрезвычайно важном вкладе Юлиана Семеновича в развитие отечественного промышленного производства. Он одним из первых в стране осознал особую важность экологического направления, с его именем связано появление нового направления в черной металлургии – металлургии вторичных ресурсов. Именно Юлиан Семенович Юсфин разработал и опубликовал результаты пионерских работ в области ресурсо-экологических проблем – прогнозные расчеты процессов формирования выбросов в металлургических агрегатах, экобалансов производства черных металлов, сравнительной эколого-ресурсной оценки металлургических агрегатов. Результатом этой сферы его деятельности явились монографии «Ресурсо-экологические проблемы XXI века и металлургия», «Промышленность и окружающая среда». Именно по инициативе Ю.С. Юсфина в университете появились новые учебные и научные специальности «Металлургия техногенных и вторичных ресурсов» и «Рециклинг черных металлов».

Трудно, почти невозможно описать все то, что успел сделать этот неординарный человек. Нельзя не сказать о его участии в строительстве и запуске в эксплуатацию Оскольского электрометаллургического комбината – профессор Ю.С. Юсфин курировал этот проект со стороны МИСиС. Как измерить тот вклад в науку, который был сделан им на посту главного редактора двух ведущих металлургических научных журналов: «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия» и «Черные металлы»? А его деятельность в ВАК РФ, где он 14 лет был бессменным экспертом, рецензировавшим десятки диссертационных работ в области





экстракции и рециклинга черных металлов? Многие защищавшиеся в те годы ученые до сих пор вспоминают его взыскательный подход к представленным работам, сопряженный с глубочайшими и обширнейшими знаниями, безукоризненной логикой рассуждений.

Юлиан Семенович действительно умел и любил учить, он был преподавателем от бога. Под его руководством были защищены 42 кандидатских и 3 докторских диссертации, сотни выпускников руководимой им кафедры из 35 стран мира с гордостью называют себя его учениками.

Конечно же, деятельность профессора Юсфина не осталась незамеченной, заслуги Юлиана Семеновича были отмечены высокими наградами и званиями как в России, так и за рубежом. Профессор Юсфин был удостоен званий «Заслуженный деятель науки Российской Федерации», «Почетный металлург России», избран действительным членом Нью-Йоркской Академии наук, Российской инженерной академии, Российской академии естественных наук, почетным профессором Национальной металлургической академии Украины. Его труды были отмечены Премией Президента РФ в области образования, Премией Правительства РФ в области науки и техники, Премией им. И.П. Бардина РАН, Премией РАЕН «Во славу и пользу отечества», правительственными наградами.

Но самой главной наградой для него всегда оставалось искреннее уважение и признание коллег, репутация одного из лучших ученых-металлургов страны. До последних дней жизни он оставался невероятно живым, увлеченным человеком; общаясь с ним, я всегда поражалась его жизнелюбию, невероятной энергетике этого человека. Для нашего университета его уход – огромная, невосполнимая утрата. Я хотела бы выразить искренние соболезнования родным и близким Юлиана Семеновича, его коллегам, ученикам, всем, в чьей жизни оставил свой след этот выдающийся ученый и педагог. Светлая память о нем навсегда сохранится в наших сердцах.

> Черникова Алевтина Анатольевна, ректор НИТУ «МИСиС»

о прихода в МИСиС мне говорили о великом человеке, одно знакомство с которым уже честь – это Юлиан Семенович Юсфин. Имя в истории металлургии и истории университета, имя в сердцах тех, кто его знал.

Я в первый раз увидела его на совещании – острый ум, точные формулировки, юмор, интеллигентность, по великому прост.

Мы сразу подружились, как будто давно друг друга знали. Пили чай, обсуждая планы на 5 лет вперед и завтрашний день журнала «Известия вузов. Черная металлургия», который для него был «живым», говорили об истории университета, металлургии, его выпускниках.

И как бы ему сложно не было, он бежал спринтерскую эстафету, обгоняя, подбадривая и помогая молодым. У него не было отдельно дел своих и дел университета, свои дела = дела университета, его журнала, его сотрудников. Он не жаловался на жизнь, плохую погоду и внешние обстоятельства, он никогда не просил за себя, он делал Дело.

Мне его очень не хватает, не хватает его советов, его драйва, наших душевных разговоров и рассказов о том, каким был МИСиС и каким будет.

И невозможно принять, что его нет, что не откроется дверь и не войдет Юлиан Семенович – Человеклегенда, Личность, мой Друг, мой Наставник. Работать и дружить с ним – это честь и счастье, и мне оно выпало.

Он верил, что его «живой» журнал сможет быть лучшим в мире. И мы обязаны эстафетную палочку донести до цели.

### Ирина Евсюкова,

Директор офиса управления проектами НИТУ «МИСиС»



лиан Семенович был учителем и наставником для многих из нас, молодых специалистов. Было не просто стать его учеником. Юлиан Семенович обладал потрясающей способностью предвидеть возможности каждого из своих воспитанников. Из той молодежи, которая работала и сейчас продолжает работать на кафедре, большинство не помышляло серьезно заниматься наукой. Юлиан Семенович мог предложить именно то направление в работе, которое наиболее полно способствовало раскрытию потенциала каждого из своих учеников. Он сделал из нас разносторонних специалистов, ученых, руководителей. Его прогрессивный склад ума и желание делиться знаниями и опытом с молодыми специалистами позволили реализовать ту самую преемственность, которая обеспечила развитие, будь то научный коллектив или редакция научного журнала. Будучи разносторонним специалистом, Юлиан Семенович доверял молодым са-

мый широкий и ответственный спектр работ. Это дало возможность многим из нас, не пугаясь проблем и трудностей, браться за несвойственные направления и виды деятельности, стать профессионалами в разных сферах жизни вуза. В своей работе мы стараемся использовать принципы, которыми с нами щедро поделился Юлиан Семенович, мы с гордостью и по праву можем назвать себя его преемниками, с благодарностью и чтя традиции, мы будем передавать эти обобщенные знания и опыт уже своим ученикам.

> Директор института ЭкоТех, к.т.н., доцент кафедры ЭиРЧМ **Травянов** А.Я.

Ответственный секретарь журнала «Известия высишх учебных заведений. Черная металлургия доцент кафедры ЭиРЧМ, к.т.н. Полулях Л.А.



лиан Семенович был сильным человеком! Он имел собственный взгляд на многие научные проблемы и умел увлечь и доказать свою правоту как членам кафедры и студентам, так и руководителям любого уровня. Наблюдая за развитием современного этапа цивилизации, он считал, что в 21 веке нельзя рассматривать металлургию отдельно от остальных сфер деятельности людей, в частности, от проблем состояния окружающей природной среды, ресурсосбережения в металлургии. Такой аспект развития традиционной науки приходилось отстаивать в непростой борьбе и Юлиан Семенович смог это сделать. Благодаря ему появились новые направления металлургического образования, связанные с экологией, новые предметы в учебных программах, в соавторстве им создан один из первых учебников в рамках данного направления. Юлиан Семенович являлся идеологом появления научной специальности «Металлургия техногенных и вторичных ресурсов», по которой защитили свои кандидатские и докторские диссертации ведущие специалисты в этой области со всей страны.

Юлиан Семенович умел прекрасно вести дискуссии и споры, которые давали пищу для дальнейшего развития и движения вперед. Обладая удивительным даром образного изложения мыслей, он увлекал окружающих своими идеями и вовлекал в решение задач большинство коллег.

Юлиан Семенович был инициатором различных праздничных кафедральных встреч. В коллективе проходили поэтические вечера, обязательно с его участием, совместные праздники, которые до сих пор остаются в нашей памяти.

Трудно себе представить, что Юлиан Семенович покинул нас, мы привыкли к тому...

Что лишь откроешь кабинет, Уложит он в цепочку факты И вновь блеснет – в последнем акте... Жаль... у него в нем роли нет...

> От преподавательского коллектива профессор кафедры ЭиРЧМ, д.ф.-м.н., **Петелин А.Л.**

сентября 1951 г. впервые собрались и познакомились друг с другом студенты группы МЧ-51-1. Среди студентов были выпускники школ из Москвы, с Урала, из Казахстана, из центральных районов и даже два участника Великой Отечественной Войны. Следует отметить, что потомственных металлургов в нашей группе не было. Время было послевоенное: жили тяжело и бедно, кто-то дома в Москве – в сложных бытовых условиях, приезжие – в разных общежитиях. Однако коллектив группы был дружным, помогали друг другу в учебе. Среди студентов особенно выделялся Юлиан Юсфин, который с первых месяцев обучения был центром группы студентов – будущих доменщиков. Особенно мне запомнился период третьего-четвертого курсов. В это время заведующий кафедрой Анатолий Николаевич Похвиснев организовал научный кружок по разработке новых технологий подготовки железорудного сырья к доменной плавке, главной движущей силой которого стали студенты кафедры. Совместно с преподавателями кафедры из подручного материала была собрана лабораторная установка по производству окатышей, нового вида окускованного доменного сырья. Наиболее активными участниками этих работ были Юлиан Юсфин, Александр Вагин и другие.

На этой примитивной установке нашими руками под руководством А.Н. Похвиснева впервые в России были получены железорудные окатыши и показана эффективность их применения в доменной плавке. Я считаю, что с этого дня родился будущий ученый – специалист в области подготовки руд к плавке и металлургии чугуна – Юлиан Семенович Юсфин.

Необходимо отметить, что Юлиан Семенович, несмотря на большую загруженность работой в институте, был в курсе проблем практически всех металлургических комбинатов страны, через своих выпускников принимал активное участие в решении заводских задач, участвовал в работе агломерационно-доменной секции Научно-технического совета Министерства черной металлургии СССР, организовывал и принимал участие в конференциях (конгрессах) доменщиков страны с участием ведущих ученых и специалистов в области металлургии чугуна из других стран.

Юлиан Семенович был инициатором и ведущим организатором проходивших каждые пять лет встреч выпускников всех кафедр института. В этих встречах принимали участие наши преподаватели. Проводилась конференция по новым направлениям в черной металлургии, выступали бывшие сокурсники с сообщениями по своим работам.

Таких встреч было десять, последняя прошла в 2013 году...

**В.И. Губанов**, выпускник группы МЧ-51-1, к.т.н., член совета директоров ПАО «Косогорский металлургический завод»





В ремя вечно и неумолимо. Жизнь человека в этом масштабе – незримая точка. Но эта точка может оставаться и быть видимой пока человека помнят знавшие его люди и пока о нем знают последующие поколения по оставшимся результатам его деятельности.

Жизнь Юлиана Семеновича не прошла бесследно. Его, блестящего лектора, слушали сотни студентов, у него были десятки дипломников и аспирантов, многим докторам наук он помогал получить эту степень. Не одно поколение студентов изучали и будут изучать металлургию железа по учебникам и монографиям, написанным с участием и под редакцией Юлиана Семеновича. Его знали руководители многих металлургических предприятий, научно-исследовательских институтов и вузов.

Мне довелось работать на одной кафедре с Юлианом Семеновичем в течение 40 лет, начиная с обуче-

ния в аспирантуре под руководством профессора Анатолия Николаевича Похвиснева, который пятью годами ранее был научным руководителем и у Юлиана Семеновича Юсфина. Это были незабываемые годы, наполненные событиями, интересной работой, экспериментами на заводах, лабораторными исследованиями, спортом, кафедральными тусовками, субботними походами в Московские бани. Юлиан Семенович, разносторонне развитый, начитанный, эрудированный человек, всегда был лидером. Он был интересным рассказчиком и собеседником, острым полемистом в научных дискуссиях, азартным футболистом, любителем русской бани. Ничто человеческое не было ему чуждым. Он любил жизнь во всех ее проявлениях.

> **И.Ф. Курунов**, главный доменшик ОАО НЛМК





ы простились с замечательным человеком, крупным ученым, отличным организатором научной и педагогической работы, добрым, отзывчивым товарищем и другом.

Юлиан Семёнович был необычайно эрудированным во многих вопросах.



Как ученый-металлург он великолепно разбирался не только в фундаментальных основах и практике аглодоменного производства, чем долгое время специализированно занималась его родная кафедра, но и прекрасно владел вопросами бескоксовой металлургии, переработки вторичных ресурсов, защиты окружающей среды от негативного воздействия металлургических процессов.

По его инициативе кафедра расширила номенклатуру специальностей подготовки студентов, в перечень специальностей по защите диссертаций введены вопросы переработки техногенных отходов и охраны окружающей среды.

При этом он был человеком высокой культуры, блестящим политическим аналитиком и серьезно разбирался в экономических вопросах.

И все же главное его качество – человечность. Она проявлялась и в отношениях с подчиненными, и в общении с коллегами. Он был признанным экспертом в металлургии, ему приходилось быть арбитром во многих вопросах, от которых зависело будущее исследователей и даже предприятий. Своё компетентное мнение он всегда высказывал аргументированно, предлагая оптимальный путь решения.

Юлиан Семёнович был верным другом многие, многие годы – нам, знавшим его, кажется, всю жизнь.

Память о нём будет жива в наших сердцах.

От друзей академик **Л.И.Леонтьев** 

Редакция благодарит Губанова Валентина Игнатьевича, Подгородецкого Геннадия Станиславовича и кафедру экстракции и рециклинга черных металлов НИТУ «МИСиС» за предоставленные фотографии.

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 473 – 478. © 2015. Юсфин Ю.С., Малышева Т.Я.

УДК 669.162.1: 669.046

### ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ КРИСТАЛЛОВ МАГНЕТИТА НА ПРОЦЕСС СПЕКАНИЯ АГЛОМЕРАТОВ

*Юсфин Ю.С.*, д.т.н., профессор кафедры «Экстракция и рециклинг черных металлов» Малышева Т.Я., к. г.-м. н., профессор кафедры

«Экстракция и рециклинг черных металлов» (igivgu@mail.ru)

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

Аннотация. Применительно к железорудным агломератам разной основности (CaO/SiO<sub>2</sub>) исследован процесс формирования железосиликатного расплава при спекании аглоруд с кристаллами магнетита различного строения – гомогенного и гетерогенного. Кристаллы магнетита гомогенного строения, по составу близкого к стехиометрии, принимают активное участие в процессах формирования железосиликатного расплава. В агломератах низкой основности на месте расплава образуются связки рудных зерен в виде железокальциевого оливина. С ростом основности агломератов и при повышении окислительного потенциала газовой фазы вместо силикатных появляются связки высокожелезистого алюмосиликоферрита с образованием каркасной структуры агломератов. Кристаллы магнетита гетерогенного строения, представляющие собой продукт распада твердого раствора, препятствуют переходу железа магнетита в железосиликатный расплав. Низкое содержание в расплаве оксида железа расширяет в агломератах область кристаллизации силикатных связок и сокращает ферритных. Неспособность магнетита гетерогенного строения участвовать в процессе расплавообразования исключает возможность появления в связке агломератов высокожелезистого алюмосиликоферрита. В результате процесс ферритообразования в агломератах высокой основности начинается с появления высококальциевых ферритов.

*Ключевые слова*: железорудные месторождения, природное рудообразование, кристаллы магнетита гомогенного и гетерогенного строения, агломераты, основность, силикатные и ферритные связки, холодная прочность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-473-478

Проблема получения высококачественного железорудного сырья была всегда главной в творческой биографии Юлиана Семеновича Юсфина. Темы, касающиеся техногенного сырья, обсуждались на вверенной ему кафедре и в статьях руководимого им журнала «Известия вузов. Черная металлургия». Юлиан Семенович постоянно обращался к своим коллегам с вопросом: «Почему процессы упрочнения техногенного сырья на различных металлургических комбинатах не одинаковы?». Он предлагал исследователям вернуться к истокам металлургии, ссылаясь на то, что «МЕТАЛЛУРГИЯ РОЖДАЕТСЯ В ЖЕРЛЕ ВУЛКАНА»... Это удивительно точное воссоздание единства двух процессов: магматического, подвластного только природе, и техногенного, создаваемого трудами человечества. Суть и общность природного и техногенного процессов в формировании конечного продукта с участием высокотемпературного структурообразующего расплава.

Юлиан Семенович собирался возглавить работы, появившиеся на стыке этих двух научных направлений: геологии и металлургии. Первые результаты в виде статьи под названием: «Влияние природного рудообразования на минеральный состав и холодную прочность офлюсованных железорудных агломератов» были опубликованы его коллегами и учениками в журнале «Известия вузов. Черная металлургия» [1]. С Юлианом Семеновичем неоднократно обсуждались материалы о влиянии генезиса железорудных месторождений и микроструктуры кристаллов магнетита на процесс формирования железорудного расплава в составе техногенных продуктов. По его предложению исследование механизмов упрочнения техногенного сырья должно быть дополнено имеющейся информацией о структурных особенностях природных кристаллов магнетита. Это статья, которую мы с Юлианом Семеновичем последний раз обсуждали, и которую он в окончательном виде не успел прочесть.

При агломерации железных руд определяющим является магнетит. В процессе природного рудообразования кристаллы магнетита имеют разную микроструктуру. Магнетиты, образовавшиеся при высокой температуре, способны содержать в своем составе целый ряд изоморфных примесей (Al, Mg, Ti, Mn, Cr, Co, Si и др.), а при низкой температуре рудообразования в кристаллах магнетита происходит распад твердых растворов, что сказывается на изменении его микроструктуры и физико-химических свойств.

На основании применения комплекса химических и минералогических методов исследования: электронной микроскопии, рентгеноспектрального микрозондирования и мессбауэровской спектроскопии были получены данные о структурных особенностях магнетитов большого числа железорудных месторождений [2 – 6].

окислительно-восстановительных В **VСЛОВИЯХ** агломерационного процесса магнетит претерпевает структурные изменения под влиянием меняющихся температуры и состава газовой фазы в слое спекаемой аглошихты. В настоящее время в агломерационном процессе используются магнетитовые руды, обладающие принципиально разными типами природного оруденения. В рудах железистых кварцитов и магматических скарных кристаллы магнетита имеют гомогенное строение и по своему составу близки к стехиометрии, % (по массе): 31 FeO и 69 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В их составе присутствуют десятые и сотые доли процентов Mg, Mn и Al, не влияющих на его физико-механические свойства. В ряде железных руд магматического происхождения магнетит имеет гетерогенное строение, поскольку он является продуктом распада твердых растворов в результате особых природных условий существования и охлаждения магматического очага. Магнетит таких железорудных месторождений всегда не одинаков по составу. Главные элементы-примеси в его составе всегда присутствуют в виде самостоятельных микрофаз. Так изоморфная примесь алюминия в составе магнетита присутствует в виде самостоятельной фазы герцинита FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, магний в виде шпинели MgFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, титан как ульвошпинель в виде TiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и каждая из этих микрофаз, в отличие от кристаллов магнетита стехиометрического состава, имеет только ей присущие физико-химические свойства [7-8].

Смысл процесса спекания железорудных агломератов в формировании в их составе железосиликатного расплава, при кристаллизации которого на его месте образуются минеральные связки – носители прочности готовой продукции. Железосиликатный расплав образуется в высокотемпературной зоне спекания. В его состав переходят кремнийсодержащие минералы исходной руды, продукты твердофазных реакций начала процесса спекания, часть мелкой фракции магнетита, флюс и компоненты металлургических отходов. Главными минералообразующими компонентами железосиликатного расплава являются оксиды железа, кальция и кремния. Их сочетание, наряду с показателем основности расплава CaO/SiO<sub>2</sub> и валентным состоянием железа, определяет минеральный состав связок готового агломерата. Оксиды магния, марганца, алюминия, титана и других составляющих железорудной шихты не образуют самостоятельных фаз в составе агломерата. Они входят в состав железорудных и силикатных минералов в виде твердых растворов.

Железосиликатный расплав в процессе спекания агломерата играет роль структурообразующего компонента. От его состава и физико-механических свойств в большой степени зависит состав и структура минеральных связок [9 – 10].

На примере промышленных аглошихт исследовано влияние различного количества гомогенного и гетерогенного магнетита в железных рудах на процесс спекания офлюсованных агломератов. Для большинства агломератов характерны близкие количественные соотношения в их составе основной рудной фазы магнетита и силико-ферритных связок как (80 - 75)/(20 - 25). В процессе спекания аглошихты основное количество магнетита крупной фракции преобразуется в твердопластическом состоянии, в то время как в железосиликатном расплаве формируются минеральные композиции связок рудных зерен [11 – 12]. Судить о химических процессах образования реальных железосиликатных расплавов, находящихся в высокотемпературных зонах спекания агломератов, практически невозможно. Поэтому изучать пути фазовых превращений в расплаве остается по конечному составу минеральных связок готового продукта. Наличие в составе железосиликатного расплава оксидов кальция, железа и кремния позволяет использовать известные диаграммы состояния CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> [13] и CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> [14] для анализа эволюции минерального состава связок. Минералы-связки, обнаруженные в железорудных агломератах, близко соответствуют полям кристаллизации минеральных фаз стехиометрического состава в диаграммах состояния.

Для офлюсованных агломератов, полученных из железных руд с магнетитом гомогенного строения, характерно наличие в расплаве большого количества оксидов железа. В агломератах низкой основности (1,0-1,4) процесс формирования железосиликатного расплава происходит в условиях низкого окислительного потенциала газовой фазы, где расплавообразующим компонентом является двухвалентное железо. Содержание в объемах силикатного расплава большого количества закиси железа делает его жидкотекучим, что дает ему возможность быстро пропитывать смежные участки шихты. При разных режимах охлаждения железосиликатный расплав застывает либо в виде стеклофазы, либо кристаллов или дендритов железокальциевого оливина, близкого по составу к стехиометрии CaFeSiO<sub>4</sub> (рис. 1). О составе железосиликатного расплава в момент его образования с достаточной достоверностью можно судить по наличию в нем оливиновой фазы, имеющей обширное поле кристаллизации в диаграмме состояния CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> [13]. Раскристаллизованные объемы железосиликатного расплава в составе агломератов в свою очередь позволяют сделать вывод о реально существующем процессе перераспределения расплавообразующих компонентов при его охлаждении между кристаллами оливина и стеклофазой. По данным рентгеноспектрального анализа на построение оливиновой фазы расходуется большая часть закиси железа, а остаточный расплав застывает обогащенным шлаковыми компонентами шихты CaO, SiO<sub>2</sub> и значительно обедненным оксидом железа (см. таблицу).



Рис. 1. Фрагмент агломерата низкой основности: дендриты железокальциевого оливина – светлые; стеклофаза – серая. Изображение снято во вторичных электронах

Fig. 1. Fragment of agglomerate of low basicity: iron and calcium containing olivine dendrites – light; glass phase – gray. Image was taken in secondary electrons

При исследовании агломератов более высокой основности (1,4-1,5) в составе связок появляется композиция двух силикатных минералов: оливина

### Химический состав минеральной композиции оливин/остаточный расплав в агломератах низкой основности по данным рентгеноспектрального микрозондирования

Table. Chemical compound of the mineral composition
of olivine/remaining melt in the agglomerates
of low basicity according to the X-ray microprobe

Номер	Точка	Химический состав, % (по массе)*		
образца	замера	CaO	SiO <sub>2</sub>	FeO
1	1	31,6/38,5	30,8/34,1	31,7/19,0
	2	30,0/38,2	30,7/35,4	32,0/19,8
	3	31,5/38,5	31,8/35,3	31,3/17,5
	4	30,1/37,9	31,1/34,8	32,2/18,4
2	1	33,5/38/1	31,6/35,0	26,5/19,3
	2	34,0/38,1	32,7/35,2	25,8/19,2
	3	33,1/38,6	31,9/36,4	26,4/18,0
Стехиометрический				
состав железокальцие-		29,8	32,0	38,2
вого оливина				

\* Содержание в составе оливина и остаточного расплава оксидов алюминия и титана одинаково и составляет 2,0-3,0 % (по массе). CaFeSiO<sub>4</sub> и двукальциевого силиката Ca<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>. Сочетание высокожелезистого и высококальциевого силикатов является причиной наличия в диаграмме состояния CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> общей границы полей кристаллизации этих двух минералов. В этом случае область существования железосиликатного расплава в диаграмме состояния ограничивается составом, % (по массе): 28 - 36 CaO; 30 - 40 FeO; 30 - 34 SiO<sub>2</sub> [13].

Для агломератов из железных руд с кристаллами магнетита гомогенного строения в узком интервале основности 1,5-1,7 при возросшем окислительном потенциале газовой фазы в составе железосиликатного расплава структурообразующим компонентом вместо двухвалентного железа становится трехвалентное. В результате изменения валентного состояния оксида железа железосиликатный расплав из области совместной кристаллизации оливина и двукальциевого силиката в диаграмме состояния CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> перемещается в область низкотемпературной эвтектики, расположенной в железном углу диаграммы состояния CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> на границу полей кристаллизации двукальциевого силиката и полукальциевого феррита СаFe<sub>4</sub>O<sub>7</sub>. В реальном составе агломератов вместо полукальциевого феррита при охлаждении железосиликатного расплава образуется сложный по составу высокожелезистый алюмосиликоферрит [15-17]. При кристаллизации в его составе концентрируются практически все элементы, содержащиеся в железосиликатном расплаве. Появление в агломератах алюмосиликоферрита свидетельствует о росте окислительного потенциала газовой фазы, меняющего направление минералообразования в слое шихты. Связками рудных зерен вместо силикатных становятся алюмосиликоферритные. Кристаллы алюмосиликоферрита появляются и растут с окисляющейся поверхности магнетитовых зерен вглубь железосиликатного расплава. При этом в составе агломератов образуется кристаллическая каркасная микроструктура связок, определяющая свойства готовой продукции (рис. 2).

Такой путь фазовых превращений присущ агломератам, в составе которых используются железные руды с магнетитом гомогенного строения.

Иной механизм минералообразования присущ агломератам, полученным из смеси железных руд с гомогенным и гетерогенным строением магнетитовых кристаллов. В данной работе приводится информация о механизме образования железосиликатных расплавов агломератов при соотношении руд с магнетитом гомогенного и гетерогенного строения, близком к 60/40.

При спекании агломератов низкой основности, как и в случае с магнетитовыми рудами гомогенного строения, связками рудных зерен являются дендриты оливинового состава. Аналогия с процессами минералообразования связок при спекании руд с магнетитами гомогенного строения свидетельствует о том, что на построение высокожелезистых оливиновых связок при спекании аглошихты в интервале той же основности 1,0 – 1,4 предположительно расходуется практически все железо магнетита гомогенного строения. По данным мессбауэровской спектроскопии в остаточном железосиликатном расплаве после образования оливиновой связки остается не более 1,0 – 1,5 % (по массе) оксида железа.

В отличие от агломератов из руд с магнетитом гомогенного строения, где с ростом окислительного потенциала газовой фазы при основности 1,6 происходит резкая смена связок от силикатных к ферритным, в аналогичных условиях при спекании шихт с гетерогенным магнетитом состав связок с ростом основности агломератов до 2,0 остается силикатным. В этом случае происходит смена одних силикатов - высокожелезистых оливинов другими силикатами - высококальциевыми мелилитами. Увеличение области кристаллизации силикатных связок вместо ферритных объясняется недостатком в железосиликатном расплаве оксида железа. В результате расплавообразующим компонентом становится оксид кальция, а железо магнетита в минералах силикатных связок остается в виде изоморфной примеси. Широкая область существования в агломератах высококальциевых расплавов заканчивается при основности 2,0 с образованием мелилитовых связок. При основности шихты выше 2.0 в составе агломерата появляются ферритные фазы. Однако неспособность магнетита гетерогенного строения участвовать в процессах расплавообразования препятствует появлению в связке высокоофлюсованных агломератов высокожелезистого алюмосиликоферрита. Поэтому в составе связки агломератов сразу после высококальциевого силиката – мелилита образуются два высококальциевых феррита – однокальциевый и двукальциевый.



Рис. 2. Фрагмент агломерата высокой основности: магнетит – белый; алюмосиликоферрит – серый; стеклофаза – черная. Изображение снято во вторичных электронах

Fig. 2. Fragment of agglomerate of high basicity: magnetite – white; aluminum silicoferrite – gray; glass phase – black. Image was taken in secondary electrons Механизм расплавообразования с широким интервалом существования силикатных связок, заторможенным процессом начала ферритообразования и отсутствием в связках высокожелезистого алюмосиликоферрита, свидетельствует об ограниченной возможности участия гетерогенных кристаллов магнетита в процессах формирования железосиликатного расплава.

Это общая схема минералообразования связок для шихт с гомогенным и гетерогенным магнетитом составлена путем сравнения процессов спекания промышленных аглошихт различных металлургических комбинатов. Схема требует дополнительного уточнения температурно-временных и газовых режимов спекания, более подробного анализа состава и структуры силикатных и ферритных фаз и установления зависимости прочности агломерата от минерального состава его связок.

**Выводы.** Проведен сравнительный анализ влияния железных руд с кристаллами магнетита гомогенного и гетерогенного строения на механизм формирования железосиликатного расплава и фазовый состав связок рудных зерен готового агломерата.

Установлено, что содержание оксида железа в железосиликатном расплаве определяется структурой кристаллов природного магнетита. Магнетит гомогенного строения при спекании агломерата легко переходит в железосиликатный расплав, выполняя роль расплавообразующего компонента. В агломератах низкой основности и низком окислительном потенциале газовой фазы в составе агломератов образуется узкая область высокожелезистого силикатного расплава с появлением на его месте силикатной связки в виде железокальциевого оливина. В агломератах высокой основности и высоком окислительном потенциале газовой фазы появляется общирная область ферритообразования. Связкой рудных зерен становится высокожелезистый алюмосиликоферрит.

Присутствие в аглошихте гетерогенного магнетита уменьшает количество оксида железа в составе железосиликатного расплава. При этом увеличивается область существования силикатных связок и меняется ее минеральный состав вплоть до появления в связках высокальциевых силикатов мелилитового состава. Низкое содержание оксида железа в расплаве затормаживает процесс ферритообразования, препятствуя появлению высокожелезистого алюмосиликоферрита.

Показано, что микроструктурная композиция минералов связок готового агломерата свидетельствует о реальном составе железосиликатного расплава в высокотемпературной зоне спекания. Следовательно, управление процессом получения агломерата заранее заданного состава и свойств может осуществляться путем сочетания основных компонентов расплава: оксидов кальция и кремния (основность), а также количеством и валентным состоянием железа с учетом их положения на соответствующих диаграммах состояния.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Малышева Т.Я., Павлов Р.М., Мансурова Н.Р., Деткова Т.В. Влияние природного рудообразования на минеральный состав и холодную прочность офлюсованных железорудных агломератов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 3. С. 180 – 185.
- Павлов Н.В., Чупрына Н.Н. О магнетитах как индикаторах глубинного оруденения // Докл. АН СССР. 1955. Т. 104. № 2. С. 298 – 301.
- Григорьев В.М. Элементы примеси в железных рудах и их генетическое значение // Минеральное сырье. 1971. Вып. 15. С. 3 – 12.
- Кудрявцева Г.П., Колесников Л.В. Химический и фазовый состав феррошпинелидов Ковдорского массива // Вестник Моск. ун-та. Серия геология. 1973. № 5. С. 88 – 93.
- Смелянская Г.А. К вопросу о кремнисто-кальциевом магнетите. // Записки Всесоюзн. минерал. об-ва. 1976. Т. 105. Вып. 4. С. 496 – 497.
- **6.** Техническая минералогия железных руд / Б.И. Пирогов, Г.С. Поротов, И.В. Холошин и др. Л: Наука, 1988. 304 с.
- Чернышева Л.В., Смелянская Г.А., Зайцева Г.М. Типоморфизм магнетита и его использование при поисках и оценке рудных месторождений. – М.: Недра, 1981. – 235 с.
- Гайдукова В.С. Электронная микроскопия для решения практических геолого-минералогических задач. – М.: Недра, 1983. – 225 с.
- Металлургия чугуна / Е.Ф. Вегман, А.Н. Похвиснев, Ю.С. Юсфин и др. – М.: Академкнига, 2004. – 774 с.
- Пузанов В.П., Кобелев В.А. Введение в технологию металлургического структурообразования. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 501 с.
- Малышева Т.Я., Долицкая О.А. Петрография и минералогия железорудного сырья. – М.: МИСИС, 2004. – 425 с.
- Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», 2003. – 400 с.
- Allen W.C., Snow R.B. The orthosilicate iron oxide portion of the system CaO – FeO – SiO<sub>2</sub> // J. Am. Ceram. Soc. 1955. Vol. 38. P. 264 – 280.
- Phillips B., Muan A. Phase Equilibria in the System CaO–Iron Oxide–SiO<sub>2</sub> in Air // J. Am. Ceram. Soc. 1959. Vol. 42. P. 413 – 23.
- Малышева Т.Я., Чугунов М.П., Чернышев А.М. и др. // Новое о ферритной фазе (результаты микрозондирования). Деп. в ВИ-НИТИ. М., № 1582. 1969. С. 5.
- 16. Малышева Т.Я., Лядова В.Я., Модель М.С. и др. Алюмосиликоферрит кальция из железорудного сырья. Деп. в ВИНИТИ, М., № 1017. 1973. С. 11.
- Модель М.С., Лядова В.Я., Чугунова Н.В. Ферритообразование в железорудном сырье. – М.: Наука, 1990. – 150 с.

Поступила 17 июня 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 473-478.

### INFLUENCE OF STRUCTURAL FEATURES OF MAGNETITE CRYSTALS ON THE PROCESS OF AGGLOMERATE SINTERING

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

Malysheva T.Ya., Dr. Sci. (Geologo-Mineralogical), Professor of Chair "Extraction and Recycling of Ferrous Metals" (igivgu@mail.ru)

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

- Abstract. Regarding to the iron ore agglomerates of various (CaO / SiO<sub>2</sub>) basicity the authors have investigated the formation of ferriferous silicate melt during sintering of sinter ore with magnetite crystals of different structures - homogeneous and heterogeneous. Magnetite crystals of homogeneous structure, with close to stoichiometry composition, take an active part in the formation of ferriferous silicate melt. The ore grains ligaments in the form of iron and calcium containing olivine are locally formed on the place of the melt in the agglomerates of low basicity. With the growth of the agglomerates basicity and increasing the oxidation potential of the gas phase instead of silicate the high-iron ligaments of aluminum silicoferrite appear to form a frame structure of the agglomerates. Magnetite crystals of heterogeneous structure, as a product of decomposition of the solid solution, impede the transition of magnetite iron into the ferriferous silicate melt. Low content of iron oxide in the melt expands the range of crystallization of silicate ligaments and reduces the area of ferritic ligaments in the agglomerate. Failure of magnetite of heterogeneous structure to participate in formation of a melt excludes the possibility of appearance of high-iron aluminum silicoferrite in agglomerates ligament. As a result, the process of ferrite formation in the agglomerates of high basicity begins with the appearance of high-calcium ferrites.
- *Keywords*: iron ore deposits, natural ore formation, magnetite crystals of homogeneous and heterogeneous structure, agglomerate, basicity, silicate and ferrite ligaments, cold strength.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-473-478

#### REFERENCES

- Malysheva T.Ya., Pavlov R.M., Mansurova N.R., Detkova T.V. Effect of natural ore formation on mineral composition and cold strength of iron ore fluxed agglomerates. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2015, no. 3, pp. 180 – 185. (In Russ.).
- Pavlov N.V., Chupryna N.N. Magnetite as an indicator for the deep mineralization. *Dokl. AN SSSR*. 1955. Vol. 104, no. 2, pp. 298–301. (In Russ.).
- **3.** Grigor'ev V.M. Impurity elements in iron ores and their genetic value. *Mineral'noe syr'e*. 1971. Issue 15, pp. 3–12. (In Russ.).

- Kudryavtseva G.P., Kolesnikov L.V. The chemical and phase composition of Kovdor ferrospinels. *Vestnik Moskovskogo universiteta*. *Seriya geologiya*. 1973, no. 5, pp. 88 – 93. (In Russ.).
- Smelyanskaya G.A. On the issue of silica-calcium magnetite. Zapiski Vsesoyuznogo mineralogicheskogo obshchestva. 1976. Vol. 105. Issue 4, pp. 496 – 497. (In Russ.).
- Pirogov B.I., Porotov G.S., Kholoshin I.V., Tarasenko V.N. *Tekhnicheskaya mineralogiya zheleznykh rud* [Technical mineralogy of iron ores]. Leningrad: Nauka, 1988. 304 p. (In Russ.).
- Chernysheva L.V., Smelyanskaya G.A., Zaitseva G.M. *Tipomorfizm* magnetita i ego ispol'zovanie pri poiskakh i otsenke rudnykh mestorozhdenii [Typomorphism of magnetite and its use in the search and evaluation of mineral deposits]. Moscow: Nedra, 1981. 235 p. (In Russ.).
- Gaidukova V.S. Elektronnaya mikroskopiya dlya resheniya prakticheskikh geologo-mineralogicheskikh zadach [Electron microscopy to solve practical problems in Geology and Mineralogy]. Moscow: Nedra, 1983. 225 p. (In Russ.).
- Vegman E.F., Zherebin B. P., Pokhvisnev A.N., Yusfin Yu.S., Kurunov I. F., Paren'kov A. E., Chernousov P. I. *Metallurgiya chuguna* [Cast iron metallurgy]. Yusfin Yu.S. ed. Moscow: Akademkniga, 2004. 774 p. (In Russ.).
- Puzanov V.P., Kobelev V.A. Vvedenie v tekhnologiyu metallur gicheskogo strukturoobrazovaniya [Introduction to the technology of metallurgical structure formation]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2005. 501 p. (In Russ.).
- 11. Malysheva T.Ya., Dolitskaya O.A. *Petrografiya i mineralogiya zhelezorudnogo syr'ya* [Petrography and mineralogy of iron ore]. Moscow: MISiS, 2004. 422 p. (In Russ.).
- **12.** Korotich V.I., Frolov Yu.A., Bezdezhskii G.N. *Aglomeratsiya rud-nykh materialov* [Agglomeration of ore materials]. Ekaterinburg: GOU VPO «UGTU-UPI», 2003. 400 p. (In Russ.).
- Allen W.C., Snow R.B. The orthosilicate iron oxide portion of the system CaO – FeO – SiO<sub>2</sub>. J. Am. Ceram. Soc. 1955. Vol. 38, pp. 264 – 280.
- Phillips B., Muan A. Phase Equilibria in the System CaO–Iron Oxide–SiO<sub>2</sub> in Air. J. Am. Ceram. Soc. 1959. Vol. 42, pp. 413 – 423.
- **15.** Malysheva T.Ya., Chugunov M.P., Chernyshev A.M. etc. New about the ferrite phase (results of microprobe). *Dep. V VINITI*. 1969, no. 1582, p. 5. (In Russ.).
- Malysheva T.Ya., Lyadova V.Ya., Model' M.S. etc. Aluminum silicoferrite of calcium from iron ore. *Dep. VINITI*. 1973, no. 1017, pp. 11. (In Russ.).
- Model' M.S., Lyadova V.Ya., Chugunova N.V. *Ferritoobrazovanie* v zhelezorudnom syr'e [Ferrite formation in iron ore]. Moscow: Nauka, 1990. 150 p. (In Russ.).

Received June 17, 2015

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 479 – 485. © 2015. Ячиков И.М., Костылева Е.М.

УДК 621.365.2

### ПОВЕДЕНИЕ ОСНОВНЫХ ЭЛЕКРОМАГНИТНЫХ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА ДУГУ В ТРЕХФАЗНОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ

Ячиков И.М., д.т.н., доцент, профессор кафедры

*вычислительной техники и программирования*(jachikov@mail.ru)

Костылева Е.М., аспирант кафедры вычислительной техники и программирования

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (455000, Россия, Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. Дана математическая модель для определения основных локальных и среднеинтегральных электромагнитных сил, действующих на дуговые разряды в условиях трехфазной дуговой печи. Это силы, действующие на столб дуги от токов, протекающих через жидкий металл, силы электромагнитного взаимодействия дуги с другими дугами и токами, протекающими через графитированные электроды и силы взаимодействия дуги с собственным магнитным полем. Посредством компьютерного моделирования показано, что в трехфазной дуговой печи при расстоянии между электродами меньше 1,5 – 2,5 длины дуги наиболее существенное влияние на поведение электрической дуги и ее форму оказывают силы электромагнитного взаимодействия дуг с токами, протекающими через дуги и графитированные электроды, а при больших расстояниях силы взаимодействия дуг с токами, протекающими через жидкий металл. Установлено, что средняя результирующая электромагнитная сила, действующая на дугу, может существенно отклонять ее в сторону от прямой, соединяющей центр распада электродов и ось электрода.

*Ключевые слова*: трехфазная дуговая печь, электрическая дуга, столб электрической дуги, электромагнитная сила, выпрямляющая сила, пинчэффект.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-479-485

В настоящее время трехфазные электродуговые печи применяются для выплавки черных, цветных металлов и их сплавов. Источником тепла в них служат электрические дуги. От положения, формы и динамики дуги во многом зависят тепловое состояние металла и шлака, стойкость футеровки печи. Эти факторы необходимо учитывать при конструировании и эксплуатации печей, а также автоматизации их работы.

Дуга представляет собой легкоподвижный проводник, на который действуют электромагнитные силы:

- со стороны токов, протекающих между дугами через жидкий металл;
- со стороны токов, протекающих через графитированные электроды и другие дуги;
- сжатия дуги посредством пинч-эффекта;
- выпрямляющие дугу при ее изгибе.

Поведение и влияние каждой из этих четырех сил на электрическую дугу рассматривалось как отечественными, так и зарубежными исследователями.

Немецкий инженер И. Вочке определил силу сжатия дуги посредством пинч-эффекта и силу, действующую на металл в трехфазной дуговой печи со стороны тока дуги. Назвав ее угловой силой, он установил, что наибольшее ее значение достигается в зонах привязки дуги на расплав [1]. А.В. Егоров получил зависимость средней электромагнитной силы  $F_{\rm M}$  взаимодействия дуги с полем тока, протекающего через жидкий металл перпендикулярно току дуги, и зависимость средней

силы  $F_{\rm d}$  взаимодействия дуги с током, протекающим через соседнюю дугу и параллельный графитированный электрод [2]. Им было также показано, что  $F_{\rm d}$  составляет 2-5 %  $F_{\rm d}$  и снижается с уменьшением длины дуги.

В работах [3-5] было показано, что в трехфазной печи при изменении полярности тока возникают две различные формы дуги, которые ведут себя по разному. При их усреднении во времени было установлено, что дуги отклоняются от вертикали на угол  $\theta = 45 - 65^{\circ}$ . Ю.М. Миронов рассмотрел силы, действующие на электрическую дугу в дуговой печи постоянного тока от горизонтального и вертикального участков токоподвода. Им получены зависимости для определения сил, действующих на дугу у поверхности металла (максимальное значение) и у конца электрода (минимальное значение) и приведено значение угла отклонения дуги от зеркала ванны  $\chi = 90^{\circ} - \theta = 25 - 45^{\circ}$  [6].

При рассмотрении этих и других работ осталось не совсем понятным, как получены формулы для расчета некоторых сил, нет детального анализа поведения и роли отдельных электромагнитных сил, воздействующих на дугу в условиях трехфазной печи переменного тока в зависимости от расположения и геометрии электродов, токов, длин дуг и прочих параметров. Однако для электрометаллургической теории и практики важно знать методы расчета как локальных электромагнитных сил, действующих на элементы дуги, так и среднеинтегральных сил, действующих на дугу. Целью данной работы является описание математической модели для расчета основных электромагнитных локальных и среднеинтегральных сил, действующих на дугу, анализ влияния этих сил на поведение электрической дуги в условиях трехфазной дуговой печи.

Рассмотрим электромагнитную силу, действующую на столб дуги, от токов, протекающих через жидкий металл в трехфазной дуговой печи переменного тока. Будем считать, что оси дуг горят перпендикулярно поверхности металлической ванны (оси их совпадают с осями электродов), действующее значение линейных токов одинаковое. Электрическая ось токопроводящего слоя между дугами расположена на глубине  $\Delta$  от поверхности металла [2]. Для жидкой стали эту величину можно принять примерно равной половине глубины проникновения поля промышленной частоты

$$\Delta \approx \Delta_0 / 2 = 3, 2 - 3, 6$$
 см,

где  $\Delta_0 = \sqrt{\rho / (\pi \mu_0 \nu)}; \rho$  – удельное электросопротивление жидкой стали;  $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} (B \cdot c) / (A \cdot m)$  – магнитная постоянная;  $\nu = 50 \Gamma \mu$  – промышленная частота.

Проанализируем электромагнитную силу, действующую на ток дуги  $i_0$  со стороны тока, протекающего через металл от другой дуги  $i_1$  (рис. 1). Для этого найдем напряженность магнитного поля в точке A, находящейся на дуге длиной  $l_{a}$ , создаваемого прямым горизонтальным отрезком провода *CB* длиной *l*, через который протекает ток  $i_1$ . Ее можно определить как [6]

$$H = \frac{i_1}{4\pi(\Delta + z)} \Big( \cos(\alpha) - \cos(\alpha_0) \Big).$$

Вектор напряженности магнитного поля перпендикулярен плоскости *ABC* (см. рис. 1). Подставляя

$$\alpha_0 = \pi/2$$
 и  $\cos(\alpha) = \frac{l}{\sqrt{l^2 + (\Delta + z)^2}},$  получим



Рис. 1. К расчету напряженности магнитного поля и электромагнитной силы на проводник со стороны перпендикулярного проводника конечной длины

Fig. 1. To the calculation of the magnetic field and the electromagnetic force acting on the conductor, from the perpendicular conductor of finite length

$$H = \frac{i_1}{4\pi(\Delta + z)} \frac{l}{\sqrt{l^2 + (\Delta + z)^2}}.$$
 (1)

Сила, действующая на элемент дуги dl в точке A, совпадает с направлением тока  $i_1$ , и модуль ее определяется как  $dF = \mu_0 i_0 dl H$ . Локальная электромагнитная сила, действующая на единицу длины дуги

$$\frac{dF}{dl} = f_{\rm M} = \frac{i_1 i_0 \mu_0}{4\pi (\Delta + z)} \frac{l}{\sqrt{l^2 + (\Delta + z)^2}}.$$
 (2)

Это уравнение совпадает с уравнением, полученным Ю.М. Мироновым [6]. Полная сила, действующая на проводник  $l_{_{\rm II}}$ 

$$F = \frac{\mu_0 i_1 i_0 l}{4\pi} \int_0^{l_{\pi}} \frac{1}{(\Delta + z)\sqrt{l^2 + (\Delta + z)^2}} dz.$$
 (3)

Интеграл в этом выражении можно взять по частям, получим

$$F = \frac{\mu_0 i_1 i_0}{4\pi} \ln \left[ \frac{\left(\sqrt{l^2 + \Delta^2} + l\right) (\Delta + l_{\pi})}{\Delta \left(\sqrt{(l_{\pi} + \Delta)^2 + l^2} + l\right)} \right].$$
 (4)

Найдем токи, протекающие через жидкий металл в трехфазной дуговой печи переменного тока. Считаем, что в электрической схеме замещения три фазы приемника имеют одинаковые фазные сопротивления  $Z_{AB} = Z_{BC} = Z_{CA}$ , которые соединены по схеме «треугольник». Тогда, независимо от характера нагрузки, напряжение на каждой фазе приемника равно линейному напряжению  $U_n = U_{\phi}$ , но фазные и линейные токи не равны между собой [7].

При заданном напряжении и сопротивлении фаз нагрузки фазные токи можно определить как

$$\begin{split} i_{AB} &= \frac{U_{AB}}{Z_{AB}} = I\sin(\omega t); \ i_{BC} = \frac{U_{BC}}{Z_{BC}} = I\sin\bigg(\omega t - \frac{2\pi}{3}\bigg);\\ i_{CA} &= \frac{U_{CA}}{Z_{CA}} = I\sin\bigg(\omega t + \frac{2\pi}{3}\bigg), \end{split}$$

где *I* – амплитудное значение фазного тока. Соответственно линейные токи:  $i_1 = i_A = i_{AB} - i_{CA}$ ;  $i_2 = i_C = i_{CA} - i_{BC}$ ;  $i_3 = i_B = i_{BC} - i_{AB}$ . Сила тока, проходящего через фазу *A*  $i_A = i_1 = i_{AB} - i_{CA} = I\sqrt{3}\sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right)$ .

Рассмотрим электромагнитную силу, действующую на ток дуги  $i_1 = i_A$  со стороны трех фазных токов  $i_{AB}$ ,  $i_{BC}$ ,  $i_{CA}$ , протекающих через металл. Результирующая сила есть векторная сумма трех сил  $F_{AB}$ ,  $F_{BC}$ ,  $F_{CA}$ , модуль каждой из которых зависит от среднего значения про-изведения токов [8]:

$$\frac{1}{T}\int_{0}^{T}i_{AB}i_{A}dt = \frac{3}{4}I^{2}; \ \frac{1}{T}\int_{0}^{T}i_{CA}i_{A}dt = -\frac{3}{4}I^{2}; \ \frac{1}{T}\int_{0}^{T}i_{BC}i_{A}dt = 0.$$

Данные выражения говорят о том, что на дугу фазы *A* действуют только силы со стороны фазных токов  $i_{AB}$ и  $i_{CA}$ . Направление сил  $\vec{F}_{AB}$ ,  $\vec{F}_{CA}$  и их равнодействующая  $\vec{F}_{\rm M1}$ , а также направления подобных сил на дуги других фаз показаны на рис. 2. Модуль равнодействующей силы пропорционален  $3I^2/4$ . С учетом действующего значения линейного тока  $I_{\rm дл} = \frac{\sqrt{3}I}{\sqrt{2}}$ , получим средне-интегральное значение силы, действующей на дугу

$$F_{\rm M} = \frac{\mu_0 I_{\rm JJI}^2}{8\pi} \ln \left[ \frac{\left( \sqrt{l^2 + \Delta^2} + l \right) (\Delta + l_{\rm J})}{\Delta \left( \sqrt{\left(l_{\rm J} + \Delta\right)^2 + l^2} + l \right)} \right],\tag{5}$$

и локальное среднее значение электромагнитной силы, действующей на единицу длины дуги

$$f_{\rm M}(z) = \frac{\mu_0 I_{\rm JU1}^2}{8\pi} \frac{1}{(\Delta + z)} \frac{l}{\sqrt{l^2 + (\Delta + z)^2}}.$$

Уравнение (5) совпадает с полученным в работе [2] с точностью до коэффициента перед логарифмом.

Рассмотрим вторую электромагнитную силу, действующую на столб дуги – силу электромагнитного взаимодействия с другими дугами и токами, протекающими



Рис. 2. Направления средних электромагнитных сил, действующих на электрические дуги в трехфазной печи:

 $\vec{F}_{_{\rm Mi}}$  – силы со стороны токов, протекающих между дугами через жидкий металл;  $\vec{F}_{_{\rm Mi}}$  – силы со стороны токов, протекающих через дуги и графитированные электроды;  $\vec{F}_{_{\rm PE3i}}$  – результирующие силы

Fig. 2. Directions of the average electromagnetic forces acting on the three-phase electric arc furnace:

 $\vec{F}_{\rm Mi}$  – the forces from the currents flowing between arcs through the liquid metal;  $\vec{F}_{\rm Ai}$  – the forces from the currents flowing through the arc and graphite electrodes;  $\vec{F}_{\rm PE3i}$  – the resultant forces

через графитированные электроды. Она действует на ток дуги  $i_0$  со стороны другого тока  $i_1$ , протекающего по графитированному электроду длиной  $l_{3,1}$  и дуге длиной  $l_{,1}$  (рис. 3). Найдем напряженность магнитного поля, создаваемого прямым вертикальным отрезком провода *BC* длиной  $l_{,1} + l_{,3,1}$ , через который протекает ток  $i_1$ , в точке *A*, находящейся на дуге. Вектор напряженности магнитного поля перпендикулярен плоскости *ABC*. Подставляя в уравнение (1)

$$\cos(\alpha_{1}) = \frac{z}{\sqrt{l^{2} + z^{2}}};$$
  

$$\cos(\alpha_{2}) = \cos(\pi - \alpha_{3}) = -\cos(\alpha_{3}) = -\frac{l_{\pi} + l_{3\pi} - z}{\sqrt{l^{2} + (l_{\pi} + l_{3\pi} - z)^{2}}},$$

получим

$$H = \frac{i_1}{4\pi l} \left( \frac{z}{\sqrt{l^2 + z^2}} + \frac{l_{_{\mathcal{I}}} + l_{_{\mathcal{I}}} - z}{\sqrt{l^2 + (l_{_{\mathcal{I}}} + l_{_{\mathcal{I}}} - z)^2}} \right).$$
(6)

Сила, действующая на элемент дуги dl в точке A, перпендикулярна направлению тока  $i_1$  и модуль ее определяется как  $dF = \mu_0 i_0 dl H$ . Локальная электромагнитная сила, действующая на единицу длины дуги

$$\frac{dF}{dl} = f_{\pi} = \frac{i_{1}i_{0}\mu_{0}}{4\pi l} \left( \frac{z}{\sqrt{l^{2} + z^{2}}} + \frac{l_{\pi} + l_{3\pi} - z}{\sqrt{l^{2} + (l_{\pi} + l_{3\pi} - z)^{2}}} \right)$$

и суммарная сила, действующая на проводник  $l_{_{\!\scriptscriptstyle \Pi}}$ 

$$F_{\mu} = \frac{\mu_0 i_1 i_0}{4\pi l} \int_{0}^{l_{\mu}} \left( \frac{z}{\sqrt{l^2 + z^2}} + \frac{l_{\mu} + l_{\mu} - z}{\sqrt{l^2 + (l_{\mu} + l_{\mu} - z)^2}} \right) dz. \quad (7)$$



Рис. 3. К расчету напряженности магнитного поля и электромагнитной силы на проводник со стороны параллельного проводника конечной длины

Fig. 3. To the calculation of the magnetic field and the electromagnetic force acting on the conductor from the side of the parallel conductor of finite length

Найдем силу взаимодействия одной из дуг трехфазной дуговой печи переменного тока с двумя другими дугами. Токи, протекающие по дугам:

$$i_1 = I\sin(\omega t); \ i_2 = I\sin\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right); \ i_3 = I\sin\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right),$$

где *I* – амплитудное значение линейного тока. Среднеинтегральные силы взаимодействия первого и второго токов по периоду  $F_{12}$  и первого и третьего токов по периоду  $F_{13}$  пропорциональны  $\frac{1}{T} \int_{0}^{T} i_1 i_2 dt = -\frac{I^2}{2}$  и  $\frac{1}{T} \int_{0}^{T} i_1 i_3 dt = -\frac{I^2}{2}$  соответственно. Силы  $F_{12}$  и  $F_{13}$  направле-

ны под углом 60°, поэтому векторная сумма этих сил *F* пропорциональна  $\frac{\sqrt{3}I^2}{2}$ . Таким образом, можно получить среднюю результирующую силу на дугу с <u>уч</u>етом

действующего значения линейного тока  $I_{\rm дл} = I/\sqrt{2}$ 

$$F_{\pi} = \frac{\sqrt{3\mu_0 I_{\pi\pi}^2}}{4\pi l} \left( \sqrt{l^2 + l_{\pi}^2} - l - \sqrt{l^2 + l_{3\pi}^2} + \sqrt{l^2 + \left(l_{\pi} + l_{3\pi}\right)^2} \right) (9)$$

и локальную электромагнитную силу, действующую на единицу длины дуги

$$f_{\pi}(z) = \frac{\sqrt{3}\mu_0 I_{\pi\pi}^2}{4\pi l} \left( \frac{z}{\sqrt{l^2 + z^2}} + \frac{l_{\pi} + l_{\pi\pi} - z}{\sqrt{l^2 + (l_{\pi} + l_{\pi\pi} - z)^2}} \right)$$

Уравнение (9) совпадает с полученным в работе [2] с точностью до коэффициента перед скобкой и знаков сложения и вычитания.

Из рис. 2 видно, что векторы  $\vec{F}_{\rm M}$  и  $\vec{F}_{\rm R}$  расположены под прямым углом, поэтому модуль результирующей силы  $F_{\rm PE3} = \sqrt{F_{\rm M}^2 + F_{\rm R}^2}$ . Она направлена под углом  $\varphi$  к прямой, проходящей через центр распада электродов и ось электрода.

При отклонении формы дуги от прямой линии возникает третья электромагнитная сила  $\vec{F}_{c}$  взаимодействия тока дуги с собственным магнитным полем, которая старается выпрямить дугу. Эта сила вместе с центробежной компенсирует сумму сил  $\vec{F}_{M} + \vec{F}_{R}$  и во многом определяет средний угол отклонения  $\theta$  и среднюю форму дуги. Подробно алгоритм расчета формы дуг был рассмотрен в работе [9]. На основе него создана компьютерная программа, позволяющая находить среднюю форму оси столба дуги по заданным геометрическим и технологическим параметрам горения дуг [10]. В алгоритме программы учитывается действие центробежной силы потока газа на форму оси столба дуги, однако эта сила не электромагнитной природы, поэтому в данной работе она не рассматривается.

В работах [9, 10] показано, что в первом приближении форму дуги можно описать параболой  $y = \frac{ax^2}{l^2}$  (рис. 4), где *а* – горизонтальное отклонение дуги от вертикальной оси.

Напряженность магнитного поля в точке A от тока i, проходящего через элемент  $dl_2$ , находим по формуле Био-Савара-Лапласа  $dH = \frac{idl_2r}{4\pi r^3}$ , где

$$\vec{r} = (x_0 - x, y_0 - y); \ dl_2 = \left(1, \frac{2ax}{l_{\pi}^2}\right) dx;$$
$$|\vec{r}| = r = |\vec{B}A| = \sqrt{(x_0 - x)^2 + (|y_0 - y| + \overline{y}_0)^2}.$$

Среднее геометрическое расстояние  $\overline{y}_0$  площади сечения дуги в ее цилиндрической части от самой себя  $\overline{y}_0 = 0.778 r_0$ , где  $r_0$  – радиус дуги в цилиндрической части столба. Распишем векторное произведение

$$dl_{2}dr = \begin{vmatrix} \overline{i} & \overline{j} & \overline{k} \\ dx & \frac{2ax}{l_{\pi}^{2}}dx & 0 \\ x_{0} - x & y_{0} - y & 0 \end{vmatrix} = \\ = \overline{k} \left( y_{0} - y - \frac{2ax(x_{0} - x)}{l_{\pi}^{2}} \right) dx = \overline{k} \frac{a}{l_{\pi}^{2}} (x_{0} - x)^{2} dx \\ dH = \frac{ia(x_{0} - x)^{2}}{4\pi l_{\pi}^{2} r^{3}} dx.$$

Полную напряженность магнитного поля в точке *А* от тока всей дуги получаем интегрированием



Рис. 4. К расчету силы взаимодействия дуги с собственным магнитным полем

Fig. 4. To the calculation of the interaction force of the arc with its own magnetic field

Элементарная сила, действующая на элемент тока дуги  $dl_1$ , находится в плоскости yOz, направлена перпендикулярно  $d\vec{l}_1$ , а ее модуль равен  $dF = i\mu_0 dl_1 H$ . Направление элемента дуги  $dl_1$  определяется вектором  $dl_1 = \left(1, \frac{2ax_0}{l_{\pi}^2}\right) dx_0$ . Проекции сил, действующих на всю дугу  $i = I_{\pi\pi}$ :

$$F_{x} = \frac{I_{\pi\pi}^{2} a\mu_{0}}{4\pi l_{\pi}^{2}} \int_{0}^{l_{\pi}l_{\pi}} \frac{2ax_{0}}{l_{\pi}^{2}} \times \frac{(x_{0} - x)^{2} dx}{\left(\left(x_{0} - x\right)^{2} + \left(\frac{a}{l_{\pi}^{2}} \left|x_{0}^{2} - x^{2}\right| + \overline{y}_{0}\right)^{2}\right)^{3/2}} dx_{0}; \quad (10)$$

$$F_{y} = \frac{I_{\pi\pi}^{2} a\mu_{0}}{4\pi l_{\pi}^{2}} \int_{0}^{l_{\pi}l_{\pi}} \frac{(x_{0} - x)^{2} dx}{\left(\left(x_{0} - x\right)^{2} + \left(\frac{a}{l_{\pi}^{2}} \left|x_{0}^{2} - x^{2}\right| + \overline{y}_{0}\right)^{2}\right)^{3/2}} dx_{0}. \quad (11)$$

Полная сила, отклоняющая дугу от вертикали  $F_{\rm c} = \sqrt{F_x^2 + F_y^2}$ . Интегралы, стоящие в выражениях (10) – (11), можно определить только численно.

Четвертая сила сжимает дугу в радиальном направлении посредством пинч-эффекта. Интегральное значение этой силы рассчитано во многих работах и ее можно записать как [5]

$$F_{\rm n} = \frac{\mu_0 I_{\rm gan}^2}{8\pi}.$$
 (12)

Все рассмотренные электромагнитные силы пропорциональны квадрату действующего значения тока, поэтому для анализа характера зависимостей сил от длины дуги удобно выбирать комплекс  $F/I_{дл}^2$ . На рис. 5, *а* показаны графики зависимости  $F_n/I_{дл}^2$  от без-

размерного расстояния между дугами при разных безразмерных длинах электрода. Величина  $F_{\mu}/I_{\mu\pi}^2$  находится в пределах от 0,1 до 0,2 Н/кА<sup>2</sup> при  $l/l_{\mu} \approx 1$ , убывает с увеличением расстояния между дугами по закону, близкому к обратной пропорциональности и существенно зависит от безразмерной длины электрода  $l_{au}/l_{u}$ в диапазоне от 0 до 5. На этом же рисунке приведена зависимость  $F_{\rm M}/I_{\rm дu}^2$  от безразмерного расстояния между дугами, величина  $F_{\rm M}/I_{\rm дл}^2$  находится в пределах от 0 до 0,08 Н/кА<sup>2</sup>. Видно, что с увеличением расстояния между дугами от 0 до  $l_{\pi}$ , сила  $F_{\mu}$  резко возрастает от 0 до некоторого значения и далее увеличивается очень незначительно. На рис. 5, б показаны зависимости соотношения сил  $F_{\rm _{M}}/F_{\rm _{M}}$  от безразмерного расстояния между дугами. Видно, что при относительном расстоянии между дугами менее 1,5 – 2,5, более существенной оказывается сила  $F_{\rm d}$ , чем  $F_{\rm m}$ .

Направление результирующей средней силы  $\vec{F}_{PE3}$ определяется углом  $\phi$ , который зависит от соотношения модулей сил  $|\vec{F}_{M}|$  и  $|\vec{F}_{R}|$ . На рис. 6 показано поведение угла  $\phi$  в зависимости от безразмерного расстояния между дугами при разных безразмерных длинах электрода в трехфазной дуговой печи. Видно, что дуги могут существенно отклоняться в сторону от прямой, соединяющей центр распада электродов и ось электрода. Например для печи, имеющей среднюю длину дуги 0,2 м и расстояние между электродами 0,6 м, угол  $\phi$  может иметь значение 45 – 60°.

На рис. 7 представлена зависимость выпрямляющей силы, деленной на квадрат тока  $F_c/I_{\mu\pi}^2$ , от безразмерного отклонения дуги от вертикальной оси. Видно, что при отклонении дуги  $\theta = 0 - 45^{\circ} (a/l_{\pi} = 0 - 1)$  сила  $F_c$  в зависимости от длины дуги имеет максимальное значение при  $a/l_{\pi} = 0, 1 - 0, 4$ . Средняя выпрямляющая дугу сила  $\vec{F_c}$  по величине сопоставима с силами  $\vec{F_m}$  и  $\vec{F_n}$ .



Рис. 5. Зависимости электромагнитных сил, деленных на квадрат тока  $F_{\pi}/I_{\pi\pi}^2$  (линии 1-3);  $F_{\mu}/I_{\mu\pi}^2$  (линия 4) (a) и соотношения сил  $F_{\pi}/F_{\mu}$  при безразмерной длине электрода,  $l_{3\pi}/l_{\pi}$ : 1-0; 2-5; 3-20 (6) от безразмерного расстояния между дугами

Fig. 5. Dependences of electromagnetic forces divided by the square of the current  $F_{\pi}/I_{\pi\pi}^2$  (lines I-3);  $F_{\pi}/I_{\pi\pi}^2$  (line 4) (a) and ratio  $F_{\pi}/F_{\pi}$  when the dimensionless length of the electrode,  $l_{3\pi}/I_{\pi}$ : I-0; 2-5; 3-20 ( $\delta$ ) from the dimensionless distance among the arcs



Рис. 6. Зависимость угла  $\varphi$  между средним значением результирующей силы и прямой, проходящей через центр распада электродов и ось электрода, от безразмерного расстояния между дугами при безразмерной длине электрода,  $l_{_{33}}/l_{_{R}}$ : 1-0; 2-5; 3-20

Fig. 6. Dependence of the angle  $\phi$  between the average value of the resultant force and the straight line passing through the center of the disintegration of the electrodes and the axis of the electrode, and the dimensionless distance between the arcs at the dimensionless length of

the electrode, 
$$l_{_{93}}/l_{_{12}}$$
:  
  $1 - 0; 2 - 5; 3 - 20$ 

Сила, сжимающая дугу, деленная на квадрат тока имеет относительно большое значение 0,05 H/кA<sup>2</sup>, т. е. ее значение сравнимо с остальными тремя силами, однако она не оказывает существенного влияния на отклонение оси столба дуги от вертикали.

Выводы. Получена математическая модель для расчета основных локальных электромагнитных сил, действующих на дугу, и оценки их среднеинтегральных значений в условиях трехфазной дуговой печи. Показано направление векторов электромагнитных сил и приведена оценка их средних значений в зависимости от токов дуг и геометрических параметров печи. Установлено, что наиболее существенное влияние на среднее отклонение электрической дуги от вертикали и форму дуг в трехфазной дуговой печи оказывают электромагнитные силы от токов, протекающих через дуги и графитированные электроды, а также электромагнитные силы от токов, протекающих через жидкий металл. При расстоянии между дугами менее 1,5 – 2,5 длины дуги наибольшее влияние оказывает сила электромагнитного взаимодействия между дугами, а при больших расстояниях значительное влияние на форму дуги оказывает сила взаимодействия дуги с токами, протекающими через жидкий металл.



Рис. 7. Зависимость выпрямляющей силы, деленной на квадрат тока, от безразмерного отклонения дуги от вертикальной оси при плине тиги / м:

$$l = 0,1; 2 = 0,2; 3 = 0,3; 4 = 0,5$$

Fig. 7. Dependence of the straightening force divided by the square of the current, and the dimensionless deflection of the arc from the vertical axis when the arc length is  $l_{\perp}$ , m:

1 - 0,1; 2 - 0,2; 3 - 0,3; 4 - 0,5

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Вочке И. Электрическая плавильная печь: Пер. с нем. / Под ред. А.Н. Соколова. – Ленинград; Москва: Онти. Глав. ред. лит-ры по черной металлургии, 1936. – 540 с.
- Егоров А.В. Электроплавильные печи черной металлургии. – М.: Металлургия, 1985. – 280 с.
- Макаров А.Н. Теплообмен в дуговых сталеплавильных печах. – Тверь: ТГТУ, 1998. – 184 с.
- Макаров А.Н., Свенчанский А.Д. Оптимальные тепловые режимы дуговых сталеплавильных печей. М.: Энергоатомиздат, 1992. 96 с.
- Никольский Л.Е., Смоляренко В.Д., Кузнецов Л.Н. Тепловая работа дуговых сталеплавильных печей. – М.: Металлургия, 1981. – 320 с.
- **6.** Миронов Ю.М. Электрическая дуга в электротехнологических установках. Чебоксары: Изд. Чуваш. ун-та, 2013. 238 с.
- 7. Общая электротехника. / Под. ред. В.С. Пантюшина. М.: Высш. школа, 1970. 568 с.
- Ячиков И.М., Зарецкая Е.М. Анализ поведения магнитного поля вблизи электродов дуговых печей посредством математического моделирования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 1. С. 18 – 21.
- 9. Ячиков И.М., Костылева Е.М. Математическое моделирование формы дуг при их электромагнитном взаимодействии. Сообщение 1. Форма двух дуг постоянного тока, горящих между катодами и токопроводящей поверхностью // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 1. С. 59 – 64.
- Ячиков И.М., Костылева Е.М. Взаимодействие дуг // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2013619388. БПБТ. 2013. № 4. С. 324.

Поступила 10 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 479-485.

### BEHAVIOR OF THE MAIN ELECTROMAGNETIC FORCES ACTING ON THE ARC IN THREE-PHASE ARC FURNACE

Yachikov I.M., Dr.Eng., Professor of the Chair of Computer Engineering and Applied Mathematics (jachikov@mail.ru) Kostyleva E.M., Postgraduate of the Chair of Computer Engineering and Applied Mathematics

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov (38, Lenina ave., Magnitogorsk, 455000, Russia)

- Abstract. The mathematical model to determine the key local and average integral electromagnetic forces acting on the arc discharges in the threephase arc furnace has been given. There are the forces acting on the arc column, which are caused by currents flowing through the liquid metal, the forces of the electromagnetic interaction of the arc with other arcs and currents flowing through the graphite electrodes and the forces of the interaction of the arc with its own magnetic field. Through computer simulations it is shown that in three-phase arc furnace, when the distances between the electrodes are less than 1.5 - 2.5 of the arc lengths the most significant influence on the behavior of the electric arc and its form have the forces of the electromagnetic interaction between the currents flowing through the arc and graphite electrodes, and at large distances the most significant influence on the behavior of the electric arc and its form have the force of interaction of the arcs with currents flowing through the liquid metal. It was found that average resultant electromagnetic force acting on the arc can significantly deflect it from a straight line connecting the center of the electrodes and the axis of the electrode.
- *Keywords*: three-phase arc furnace, electric arc, electric arc column, electromagnetic force, straightening force, pinch effectening force, pinch effect.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-479-485

#### REFERENCES

1. Wotschke Johannes. Crundlagen des elektrischen schmelzofens. Haale 1933. (Russ.ed.: Vochke Iogan. Elektricheskaya plavil'naya pech'. Sokolov A.N. ed. Leningrad – Moscow: Onti. Glav. red. lit-ry po chernoi metallurgii, 1936. 540 p.).

- Egorov A.V. *Elektroplavil'nye pechi chernoi metallurgii* [Electric smelting furnaces in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1985. 280 p. (In Russ.).
- **3.** Makarov A.N. *Teploobmen v dugovykh staleplavil'nykh pechakh* [Heat transfer in electric arc furnaces]. Tver: TGTU, 1998. 184 p. (In Russ.).
- 4. Makarov A.N., Svenchanskii A.D. *Optimal'nye teplovye rezhimy dugovykh staleplavil'nykh pechei* [Optimal thermal modes of arc furnaces]. Moscow: Energoatomizdat, 1992. 96 p. (In Russ.).
- Nikol'skii L.E., Smolyarenko V.D., Kuznetsov L.N. *Teplovaya* rabota dugovykh staleplavil'nykh pechei [Thermal work of arc furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 320 p. (In Russ.).
- Mironov Yu.M. Elektricheskaya duga v elektrotekhnologicheskikh ustanovkakh: Monografiya [The electric arc in the electro-technological installations: Monograph]. Cheboksary: Izd. Chuvash.un-ta, 2013. 238 p. (In Russ.).
- Obshchaya elektrotekhnika [General Electrical Engineering]. Pantyushin V.S. ed. Moscow: Vyssh. shkola, 1970. 568 p. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Zaretskaya E.M. Magnetic field behavior close to electric arc furnace electrodes analysis with mathematical modeling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 1, pp. 18–21. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Kostyleva E.M. The mathematical modeling of form of arcs with their electromagnetic coupling. Report 1. *Izvestiya VU-Zov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 1, pp. 59–64. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Kostyleva E.M. *Vzaimodeistvie dug*. Svidetel'stvo o gosudarstvennoi registratsii programmy dlya EVM no. 2013619388 [Arcs interaction. Certificate of state registration of a computer program]. *BPBT*. 2013, no. 4, p. 324. (In Russ.)

Received December 10, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 486 – 490. © 2015. Максимов А.Б., Гуляев М.В.

УДК 621.771.23.09

### РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПО ТОЛЩИНЕ ШИРОКОГО БРУСА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ

*Максимов А.Б.*, к.т.н., доцент (aleksandrmks@yandex.ru) *Гуляев М.В.*, к.воен.н., доцент кафедры информатики и прикладной математики

> ФГБОУ «Государственный морской технологический университет» (298309, Россия, Республика Крым, Керчь, ул. Орджоникидзе, 82)

Аннотация. Рассмотрено распределение деформации по толщине широкого бруса при циклическом изгибе с амплитудой деформации 15 и 5 %. Установлено, что вследствие смещения нейтральной линии деформации в сторону сжатых волокон деформация на растянутой стороне больше, чем на сжатой. Смещение нейтральной линии деформации объяснено тем, что сопротивление деформации сжатия больше, чем сопротивление растяжения. С увеличением числа циклов изгиба деформация на растянутой стороне возрастает, а на сжатой уменьшается. Вследствие отмеченных закономерностей при циклическом изгибе в центральной части бруса возникает слой с накоплением деформации растяжения. Ширина этого слоя с увеличением числа циклов изгиба до разрушения возрастает, приближаясь к толщине бруса.

Ключевые слова: широкий брус, циклический изгиб, амплитуда деформации, сжатие, растяжение, нейтральная линия деформации, сталь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-486-490

При упругом чистом или поперечном изгибе прямого бруса нейтральная линия деформации совпадает с геометрически средней линией сечения бруса [1]. Деформация по сечению бруса имеет линейный характер симметрично относительно нейтральной линии деформации. Нормальные напряжения по толщине бруса распределены симметрично относительно нейтральной линии по степенной функции. При расчете на прочность кривого бруса (предварительно изогнутого) большой кривизны учитывается смещение нейтральной линии деформации. Нормальные напряжения по толщине образца в этом случае распределены по гиперболическому закону. Нейтральная линия деформации смещается в сторону сжатых волокон. Однако в работе [2] показано, что смещение нейтральной линии происходит и для прямого бруса малой кривизны. Авторы данной работы исследовали особенности пластического изгиба стального широкого бруса. Экспериментально установлено смещение нейтральной линии деформации при изгибе в сторону сжатых волокон. При циклическом изгибе по симметричному циклу и жесткой схеме нагружения вследствие смещения нейтральной линии по обе стороны относительно геометрически средней линии образуется слой металла некоторой толщины с накоплением остаточной деформации растяжения. Смещение нейтральной линии деформации в сторону сжатых волокон объяснено тем, что сопротивление сжатию больше, чем сопротивление растяжению. Наличие остаточной деформации растяжения свидетельствует о растяжении образца. Таким образом, циклическое деформирование при чистом изгибе по жесткой схеме нагружения приводит к увеличению длины образца.

В частности, в работе [3] исследовано изменение поперечной деформации сталей 10ХСНД и 17Г1С при циклическом растяжении – сжатии с амплитудой деформации 2 и 5 % по жесткой схеме нагружения в продольном направлении. Показано, что с увеличением амплитуды деформации и числа циклов деформирования происходит накопление остаточной деформации сжатия в поперечном направлении.

При циклическом кручении цельных цилиндрических образцов кругового сечения с амплитудой угла закручивания в интервале 180 – 720° происходит удлинение образцов с уменьшением их диаметра [4], причем при одностороннем кручении накопление остаточной деформации в продольном направлении больше, чем при циклическом.

Эффект увеличения длины стержня при кручении и уменьшения толщины образца при изгибе был обнаружен Пойнтингом более 100 лет назад. Величина эффекта Пойнтинга может быть рассчитана, используя методы нелинейной механики [5 – 12]. Однако однозначного физического толкования механизма этих эффектов, часто называемых эффектами второго порядка при растяжении, сжатии, кручении и изгибе, в физической теории пластичности не существует.

Эффекты второго порядка имеют практическое применение [13]. Поэтому накопление фактического материала по эффектам второго порядка представляет научный и практический интерес.

Целью данной работы было исследование распределения деформации по толщине широкого бруса при циклическом пластическом изгибе.

В качестве материала исследования использовали листовой прокат толщиной 5 мм из стали Ст3сп в нормализованном состоянии. Из листов в направлении прокатки вырезали образцы размером 5×15×300 мм. На боковую поверхность образца по толщине наносили микротвердометром ПМТ-3 два параллельных ряда отпечатков с шагом 0,2 мм [1].

Образцы деформировали по схеме чистого изгиба по симметричному циклу в условиях жесткой схемы нагружения с амплитудой деформации 15 и 5 %. Отношение ширины образца к толщине составляло не менее трех, что соответствовало напряженно-деформированному состоянию широкого бруса.

Величину амплитуды деформации (ε<sub>*a*</sub>) при изгибе вычисляли по формуле

$$\varepsilon_a = \frac{h}{2R} \cdot 100 \%, \tag{1}$$

где h – толщина бруса, м; R – радиус изгиба, м.

Расстояние между отпечатками измеряли в исходном состоянии и после каждого этапа деформирования с определением степени относительной деформации по толщине бруса.

Изгиб бруса с амплитудой  $\varepsilon_a = 15$  % соответствовал изгибу большой кривизны, так как h/R = 0,3, т. е. больше 0,2; а с амплитудой  $\varepsilon_a = 5$  % – малой кривизны, так как h/R = 0,1, т. е. меньше 0,2.

На рис. 1, *а* представлена эпюра деформации поверхностного слоя на одной стороне бруса (первоначально сжатая сторона) через каждую четверть изгиба, а на рис. 1, *б* соответственно для противоположной стороны при расчетной амплитуде деформации 15 %. Видно, что деформация растяжения в поверхностном слое на одной стороне бруса всегда больше, чем деформация сжатия на противоположной. Для каждой стороны бруса деформация растянутых поверхностных волокон больше последующей деформации сжатия (по абсолютной величине). При этом абсолютная полусумма деформаций растяжения и сжатия на противоположных сторонах бруса при разных числах изгиба равна расчетной амплитуде деформации.

В промежуточном слое на расстоянии, равном h/4 от каждой поверхности бруса (рис. 1, e), отмеченные выше закономерности изменения деформации сохраняются, причем уже после третьего цикла деформирования промежуточный слой как по одну сторону от геометрически средней линии, так и по другую испытывает только деформацию растяжения. Это означает, что смещение нейтральной линии больше, чем h/4.

Геометрически средняя линия в процессе всего деформирования (рис. 1, *г*) подвергается циклическому растяжению по отнулевому циклу с возрастающей амплитудой деформации до 10,8 %.

Качественно аналогичные зависимости наблюдаются при амплитуде деформации 5 % (рис. 2). Центральная часть образца (геометрически средняя линия) деформируется растяжением по отнулевому циклу с возрастанием амплитуды деформации до 1,4 %.



Рис. 1. Эпюры деформации бруса при изгибе с амплитудой 15 % в зависимости от числа циклов:

a – поверхность одной стороны бруса;  $\delta$  – поверхность противоположной стороны бруса; s – промежуточный слой с одной стороны бруса; c – промежуточный слой с противоположной стороны бруса

Fig. 1. Diagrams of the balk flexural deformation with an amplitude of 15 %, depending on the number of cycles:

*a* – the surface of one side of the balk;  $\delta$  – the surface of the opposite side of the balk; e – an intermediate layer on the one side of the balk; e – the intermediate layer from the opposite side of the balk

В работе [2] слой, в котором накапливается деформация, назван асимметричным.

Тот факт, что геометрически средняя линия в процессе всего деформирования подвергается циклическому растяжению, свидетельствует, что уже при первой четверти изгиба первого цикла происходит смещение нейтральной линии деформации в сторону сжатых волокон. Возрастание амплитуды деформации геометрически среднего слоя связано с прогрессивным смещением нейтральной линии. Смещение нейтральной



Рис. 2. Эпюры деформации бруса при изгибе с амплитудой 5 % в зависимости от числа циклов:

 а – поверхность одной стороны бруса; б – поверхность противоположной стороны бруса; в – центральный слой бруса

Fig. 2. Diagrams of the balk flexural deformation with an amplitude of 5 % depending on the number of cycles:

a – the surface of one side of the balk;  $\delta$  – the surface of the opposite side of the balk; e – the central layer of the balk

линии в сторону сжатых волокон обусловлено, по-видимому, тем, что сопротивление сжатия больше, чем сопротивление растяжения.

С увеличением числа циклов изгиба (рис. 3) отношение сопротивления сжатия  $\sigma_{\rm C}$  к сопротивлению растяжения  $\sigma_{\rm p}$  возрастает, достигая максимального значения (2,0 – 2,1) при разрушении для обеих амплитуд деформации (при  $\varepsilon_a = 15$  % число циклов до разрушения составляет 4 – 5, а при  $\varepsilon_a = 5$  % – 26 – 28).

Из условия равновесия растянутой и сжатой областей изогнутого бруса следует отношение

$$\frac{\sigma_{\rm C}}{\sigma_{\rm P}} = \frac{h/2 + n}{h/2 - n},\tag{2}$$



Рис. 3. Изменение ширины смещения нейтральной линии деформации в зависимости от соотношения сопротивления сжатия к сопротивлению растяжения при амплитуде деформации, %: 1-5; 2-15

Fig. 3. Change in the width of the deformation displacement of the neutral line, depending on the ratio of resistance to compression and resistance to stretching at strain amplitude, %:

$$1-5; 2-15$$

где *h* – ширина асимметричного слоя для заданного числа циклов изгиба, м.

На рис. 4 представлено изменение ширины асимметричного слоя в зависимости от соотношения сопротивления сжатия к сопротивлению растяжения.

Характерно, что данные при деформировании с амплитудой деформации 15 и 5 % расположены на одной кривой, т. е. описываются одним законом. Возможно, это обусловлено качественно одинаковыми механизмами протекания процессов деформации, при этом параметры деформирования (амплитуда деформации и число циклов изгиба) влияют на полноту и скорость протекания процессов.

Проведенные эксперименты показали, что при изгибе бруса с большой и малой кривизной происходит смещение нейтральной линии деформации в сторону сжатых волокон, которое увеличивается с возрастанием числа циклов изгиба, достигая 36 % толщины бруса.

Учитывая, что смещение нейтральной линии происходит по обе стороны от геометрически средней линии, максимальная ширина слоя, где накапливается остаточная деформация растяжения, составляет 3,6 мм при толщине бруса 5 мм, причем это не зависит от амплитуды деформирования. Максимальная остаточная деформация при  $\varepsilon_a = 15$  % достигает 20 %, а при  $\varepsilon_a = 5 - 4$  % [2].

Необходимо отметить, что распределение деформации по толщине бруса имеет линейный характер, одинаковый для растянутой и сжатой частей. При изгибе сечение бруса поворачивается относительно нейтральной линии деформации, оставаясь плоским, т. е. гипотеза плоских сечений справедлива и для изгиба с большой кривизной. Например, при амплитуде деформации 15 %, поворот сечения за первые четыре цикла составил 24 – 30°, а разброс значений находился в пределах ошибки измерения.

Определяющим фактором в характере распределения деформации по толщине бруса является величина значе-



Рис. 4. Изменение ширины асимметричного слоя в зависимости от соотношения сопротивления сжатия к сопротивлению растяжения при амплитуде деформации, %:

— 5 (сплошная линия); О – 15 (пунктирная линия)

Fig. 4. Change of the width of the asymmetric layers, depending on the ratio of the resistance of steel to compression to resistance of steel to tension at strain amplitude, %:

 $\blacksquare$  – 5 (solid line); O – 15 (dotted line)

ния соотношения сопротивления сжатия и сопротивления растяжения. Сопротивление деформации для стали определяется структурой, температурой, скоростью деформирования и схемой напряженно-деформированного состояния. В данной работе исследовалась сталь СтЗсп с феррито-перлитной структурой при комнатной температуре деформирования с частотой изгиба 0,07 цикла/с. Поэтому определяющим фактором, влияющим на сопротивление стали деформированию, в данном случае является схема напряженно-деформированного состояния.

Как известно, пластическая деформация может осуществляться двумя способами: скольжением и двойникованием [14]. Деформация двойникованием происходит в тех случаях, когда скольжение затруднено. Напряжение деформации сдвига при двойниковании больше, чем при скольжении [15]. По-видимому, в сжатой части бруса возникает такое напряженное состояние, при котором реализуется пластическое течение двойникованием.

**Выводы.** На основании проведенных исследований установлено, что при пластическом изгибе происходит смещение нейтральной линии деформации в сторону сжатых волокон. С увеличением амплитуды деформирования до разрушения смещение нейтральной линии возрастает, приближаясь к толщине бруса.

Вследствие возрастания смещения нейтральной линии деформации с увеличением числа циклов изгиба, деформация на растянутой поверхности возрастает, а на сжатой – уменьшается.

Распределение деформации по толщине бруса при циклическом изгибе носит линейный характер, одина-ковый для растянутой и сжатой частей бруса.

Периодическое смещение нейтральной линии деформации при циклическом изгибе бруса приводит к накоплению остаточной деформации растяжения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Феодосьев В.И. Сопротивление материалов: Учебник для вузов. – М.: МГТУ. 2000. – 592 с.

- Подгайский М.С., Максимов А.Б., Наливайченко Т.М. Пластическое деформирование при циклическом знакопеременном изгибе // Физико-химическая механика материалов. 1983. № 1. С. 115 – 116.
- Максимов А.Б. Исследования пластической деформации при циклическом растяжении – сжатии // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2010. № 1. С. 61 – 66.
- Максимов А.Б. Исследование пластической деформации кручением стальных стержней // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2008. № 2. С. 133 – 136.
- Калашников В.В. Карякин М.И. Эффекты второго порядка и принцип Сен-Венана в задачах кручения нелинейно-упругого стержня // Прикладная механика и техническая физика. 2006. Т. 47. № 6. С. 129 – 136.
- Калашников В.В. Эффекты второго порядка в задачах растяжения, кручения и изгиба нелинейно-упругих тел: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Ростов-на-Дону, 2006. – 21 с.
- Зубов Л.М. Нелинейная теория изгиба и кручения упругих тел // Тр. III Всеросийской конф. по теории упругости с междунар. участием. – Ростов-на-Дону: изд-во Новая книга, 2004. С. 180 – 182.
- Зеленина А.А., Зубов Л.Н. Нелинейная теория чистого изгиба призматических упругих тел // Прикладная математика и механика. 2000. Т. 64. № 3. С. 416 – 424.
- Калашников В.В., Карякин М.И. Эффекты второго порядка в задаче плоского изгиба линейно-упругого стержня // Современные проблемы механики сплошной среды: Тр. Х Междунар. конф. Т. 1. – Ростов-на-Дону: изд-во ЦВВР, 2006. С. 148 – 152.
- 10. Карякин М.И., Шубчинская Н.Ю. Влияние внутренних напряжений на изменения длины нелинейно-упругого цилиндра. // Тр. VII Всероссийской конф. по механике деформируемого твердого тела (Ростов-на-Дону, 15 – 18 октября 2013 г.). – Ростов-на-Дону: изд-во ЮФУ, 2013. Т. 1. С. 262 – 266.
- Карякин М.И., Сухов Д.Ю., Шубчинская Н.Ю. Об устойчивости чистого изгиба упругой панели при больших деформациях // Экологический вестник научных центров ЧЭС. 2012 № 4. С. 69 – 75.
- Карякин М.И. Об особенностях растяжения нелинейно-упругих образцов // Экологический вестник научных центров ЧЭС. 2007 № 4. С. 43 – 48.
- А. с. 546456 СССР, МКИ2 В2ЗР11/02. Способ демонтажа прессованных соединений деталей типа вал–втулка / Коркин В.В.; опубл. 15.02.77. Бюл. № 6.
- **14.** Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел М.: Наука, 1974. 560 с.
- Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. – 406 с.

Поступила 5 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 486-490.

### THE DEFORMATIONS OF DISTRIBUTION ACROSS THE THICKNESS OF A WIDE BALK UNDER CYCLIC PLASTIC BENDING

Maksimov A.B., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor (aleksandrmks@yandex.ru) Gulyaev M.V., Cand. Sci. (Military), Assist. Professor of the Chair of Informatics and Applied Mathematics

Kerch State Marine Technical University (82, Ordzhonikidze str., Kerch, Crimea, 98300, Russia)

*Abstract.* This article examines the strain distribution across the thickness of a wide balk with bending cycle with an amplitude of deformation 15 and 5 %. It was found that as a consequence

of displacement of the neutral line deformation in the direction of compressed fibers distension on the stretched side is more than in compression side. The authors explain the displacement of the neutral line deformation by the fact that the resistance to compression deformation is stronger than to the stretching deformation. Deformation increases on a stretched side and decreases on the compressed side with the increase in the number of bending cycles. In consequence of the above regularities under cyclic bending in the central part of the balk there is a layer with the accumulation of tensile strain. The width of the layer increases with the number of bending cycles to failure approaching to the thickness of the balk. *Keywords*: wide balk, cyclic plastic bending, amplitude of deformation, compression, stretching, neutral line, deformation, steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-486-490

### REFERENCES

- 1. Feodos'ev V.I. *Soprotivlenie materialov: uchebnik dlya vuzov* [Strength of materials: a textbook for universities]. Moscow: MGTU. 2000. 592 p. (In Russ.).
- Podgaiskii M.S., Maksimov A.B., Nalivaichenko T.M. Plastic deformation under cyclic alternating bending. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov*. 1983, no. 1, pp. 115–116. (In Russ.).
- **3.** Maksimov A.B. The research of plastic deformation under cyclic tension compression. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii.* 2010, no. 1, pp. 61–66. (In Russ.).
- 4. Maksimov A.B. The research of plastic deformation under torsion of steel bars. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii*. 2008, no. 2, pp. 133–136. (In Russ.).
- Kalashnikov V.V., Karyakin M.I. Second-order effects and Saint Venant's principle in the torsion problem of a nonlinear elastic rod. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2006. Vol. 47, no. 6, pp. 879–885.
- Kalashnikov V.V. Effekty vtorogo poryadka v zadachakh rastyazheniya, krucheniya i izgiba nelineino-uprugikh tel: Avtoref. dis. kand. fiz.mat.nauk [Second-order effects in the problems of stretching, twisting and bending of nonlinear elastic bodies: Cand. Phys.-Math. Sci. Diss.]. Rostov-on-Don, 2006. 21 p. (In Russ.).
- Zubov L.M. Nelineinaya teoriya izgiba i krucheniya uprugikh tel [Nonlinear theory of bending and torsion of elastic bodies]. In: Trudy III Vserosiiskoi konferentsii po teorii uprugosti s mezhdunarodnym uchastiem [Proceedings of the 3rd All-Russian conference on the theory of elasticity with international participation]. Rostov-on-Don. Izd-vo: Novaya kniga, 2004, pp. 180–182. (In Russ.).
- 8. Zelenina A.A., Zubov L.N. The non-linear theory of the pure bending of prismatic elastic solids. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2000. Vol. 64, no. 3, pp. 399–406.

- Kalashnikov V.V., Karyakin M.I. Effekty vtorogo poryadka v zadache ploskogo izgiba lineino-uprugogo sterzhnya [Second-order effects in the problem of plane bending of linearly-elastic rod]. In: Sovremennye problemy mekhaniki sploshnoi sredy. Trudy X Mezhdunarodnoi konferentsii [Modern problems of continuum mechanics. Proceedings of the 10th International Conference]. Vol. 1. Rostov-on-Don. Izd-vo "TsVVR", 2006, pp. 148–152. (In Russ.).
- 10. Karyakin M.I., Shubchinskaya N.Yu. Vliyanie vnutrennikh napryazhenii na izmeneniya dliny nelineinogo – uprugogo tsilindra [The influence of internal stresses on the changes in the length of the nonlinear – elastic cylinder]. In: Trudy VII Vserossiiskoi konferentsii po mekhanike deformiruemogo tverdogo tela. g. Rostov-on-Don, 15 – 18 oktyabrya 2013 [Proceedings of the 7th All-Russian Conference on mechanics of deformation of solids]. Rostov-on-Don, Izd-vo YuFU. 2013. Vol. 1, pp. 262–266. (In Russ.).
- Karyakin M.I., Sukhov D.Yu., Shubchinskaya N.Yu. The stability of pure bending of elastic panels under large deformations. *Ekologicheskii vestnik nauchnykh tsentrov ChES*. 2012, no. 4, pp. 69–75. (In Russ.).
- Karyakin M.I. The peculiarities of strain of nonlinear elastic samples. *Ekologicheskii vestnik nauchnykh tsentrov ChES*. 2007, no. 4, pp. 43–48. (In Russ.).
- **13.** Korkin V.V. Sposob demontazha pressovannykh soedinenii detalei tipa val-vtulka [A method of dismantling of pressed parts such as axis-liner]. Certificate of authorship USSR no. 546456. Byulleten' izobretenii. 1977, no. 6. (In Russ.).
- Regel' V.R., Slutsker A.I., Tomashevskii E.E. *Kineticheskaya priroda prochnosti tverdykh tel* [The kinetic nature of the strength of solids]. Moscow: Nauka. 1974, 560 p. (In Russ.).
- **15.** Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Edward Arnold ltd., 2nd ed. 1984, 483 p. (Russ.ed.: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Moscow: Mir, 1972. 408 p.).

Received February 5, 2015

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 491 – 495. © 2015. Зенкин Р.Н., Зельтер А.И.

УДК 669.131.6

### РАЗРАБОТКА ПРОБНОГО СУХОПУТНОГО СТЕНДА ДЛЯ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ УСТАНОВОК АК-230 И АК-230М ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Зенкин Р.Н.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Сварка, литье и технология конструкционных материалов» (z002en@yandex.ru) Зенкин Н.Н.<sup>2</sup>, начальник литейного цеха Вальтер А.И.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Сварка, литье и технология конструкционных материалов»

> <sup>1</sup> Тульский государственный университет (300012, Россия, Тула, пр. Ленина, 92)
>  <sup>2</sup> ОАО «Косогорский металлургический завод» (300903, Россия, Тула, Орловское ш., 1)

Аннотация. В данной работе идет речь о совместной разработке ОАО «Туламашзавод» и ОАО «Косогорский металлургический завод» (КМЗ). По техническому заданию ОАО «Туламашзавод», специалистами ОАО «КМЗ» выполнена работа по производству отливки «Тумба» для пробного сухопутного стенда артиллерийских установок АК-230 и АК-230М. Исследование заключалось в правильном выборе материала, способного хорошо гасить вибрации. При выборе материала руководствовались характеристиками демпфирующей способности, которая определяет скорость затухания колебаний. Проведенный анализ показал преимущество высокопрочного чугуна. Основными характеристиками были: наличие шаровидной формы графита в структуре чугуна; о<sub>в</sub> не ниже 300 Мп и δ не ниже 2,0 %. Полученная отливка, пройдя механическую обработку, удовлетворила специалистов ОАО «Туламашзавод» по всем требуемым характеристикам.

*Ключевые слова*: вибрация, высокопрочный чугун, демпфирующая способность, шаровидный графит, микроструктура, ударная нагрузка, колебания.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-491-495

По техническому заданию ОАО «Туламашзавод», специалистами ОАО «Косогорский металлургический завод» (КМЗ) выполнена работа по производству отливки «Тумба» для пробного сухопутного стенда артиллерийских установок АК-230 и АК-230М. По своей сути «Тумба» – это то, к чему крепится артиллерийское орудие, а так как ранее установка производилась только на корабли для поражения цели, в данном задании основной задачей был перевод ее на сухопутный носитель.

Лафет устанавливается на передвижной сухопутный носитель и предназначен для повышения эксплуатационной стойкости артиллерийской установки и увеличения ее скорострельности и поражающего действия. Сущность изобретения заключается в том, что решетки, которые связывают передний пояс с лафетом, выполнены в виде расположенных по окружности силовых тяг, образующих в верхней и боковой плоскостях автомата три силовых треугольника, снабженных узлами регулировки, при этом передний пояс выполнен разъемным (рис. 1).

В процессе стрельбы из артиллерийской установки ствол испытывает повышенные ударные нагрузки, определяемые давлением пороховых газов, что оказывает вредное влияние на прочность всей установки, неблагоприятно отзываясь на работе приборов, обслуживающих автоматы, и на точность стрельбы. Поэтому одним из основных требований, предъявляемых к конструкции артустановок при решении вопроса, связанного с повышением темпа стрельбы, является ужесточение и устранение вибрации стволов при стрельбе.

Известна артиллерийская установка, содержащая лафет, на котором установлены два горизонтально расположенных одноствольных автомата, скрепленных в целях ужесточения и устранения вибрации стволов при стрельбе жесткой связью, выполненной в виде соединенных между собой правого и левого хомутов. Известная автоматическая установка, выбранная в качестве прототипа, содержит установленный на лафете автомат с вращающимся блоком стволов. При стрельбе в данной установке стволы автомата испытывают упругие колебания, вызываемые действием не только внутреннего давления газов в каждом стволе, но также и вращательным моментом блока стволов. Вопрос увеличения жесткости блока стволов решался путем установки на автомат жесткой связи в виде фермы из переднего пояса с решетками. Указанная цель достигается тем, что в артиллерийской установке, содержащей лафет, многоствольный автомат закреплен с помощью жесткой связи на переднем поясе, соединенным решетками с лафетом. Решетки выполнены в виде расположенных в окруж-



Рис. 1. Лафет для артиллерийских установок АК-230 и АК-230М

Fig. 1. Flitches for artillery mounts AK-230 and AK-230M

ном направлении силовых тяг, образующих с лафетом и с поясом в верхней и боковой плоскостях автомата три силовых треугольника и снабженных в обеих плоскостях узлом регулировки. Узел регулировки выполнен в виде резьбового соединения, тяги с лафетом и с поясом связаны посредством болтового соединения.

Указанные признаки являются существенными и образуют неразрывную совокупность, обеспечивающую достижение указанного технического эффекта.

Суть работы заключалась в исследовании материала, способного хорошо гасить вибрации. При выборе материала руководствовались характеристиками демпфирующей способности, которая определяет скорость затухания колебаний.

Известно, что наиболее высокой демпфирующей способностью по сравнению со сталью обладает чугун с пластинчатым графитом. Однако из-за низких прочностных характеристик детали из этого чугуна имеют ограниченное применение даже в тех случаях, когда по условиям работы требуется материал с достаточно высокой демпфирующей способностью.

Источниками затухания колебаний в чугуне в амплитуднозависимой области, кроме графитных включений и потерь на межфазных границах «графит–матрица», являются также микропластические деформации по границам зерен металлической матрицы.

При изготовлении таких деталей из чугуна с шаровидным графитом можно обеспечить необходимый высокий уровень прочностных свойств [1, 2].

Оценивая в целом литейные, физико-механические и эксплуатационные характеристики перлитного чугу-

на с шаровидным графитом, выбор был остановлен на чугуне марки ВЧ60.

Литейным цехом ОАО «КМЗ» было получено задание по разработке технологии получения отливки «Тумба». Ввиду особенности формирования литой структуры высокопрочного чугуна, было принято решение произвести опытные плавки ввиду сомнений, связанных с высоким продолжительным временем затвердевания. Для исследования структуры и механических свойств металла была взята холодильная плита из ВЧ50 (масса 3,5 т, толщина стенки 450 мм) (табл. 1). Данная отливка была получена согласно анализу литературных данных [3 – 13] и изготовлена за

Таблица 1

### Механические свойства ВЧ50

### Table 1. Mechanical properties of the high-strength cast iron of grade VCh50

Место вырезки образцов (относительное расстояние от	σ <sub>B</sub> ,	δ. %
отливки по сечению стенки), мм	MIIa	0,70
0,10 (верх)	460	4,2
0,20	420	3,4
0,35	350	2,5
0,50	345	2,3
0,80	365	4,9
0,90 (низ)	480	6,0

счет одновременного взаимодополняющего ввода лигатуры и модификатора.

По техническому заданию ОАО «Туламашзавод» сдаточными характеристиками являлись  $\sigma_{\rm B}$  не ниже 300 МПа и  $\delta$  не ниже 2,0 %. Также была поставлена задача получения образцов, микроструктура которых удовлетворяла следующим показателям согласно ГОСТ 3443-87:

- диаметр включений графита: ШГд25 ШГд90;
- форма включений графита: ШГф4 ШГф5;
- распределение графита: ШГр1 ШГр2;
- количество включений графита: ШГ2 ШГ10;
- по типу матрицы: П70(Ф30) П20(Ф80).

На подготовленных образцах, травленных 4 %-ным раствором азотной кислоты (4 см<sup>2</sup> HNO<sub>3</sub> и 96 см<sup>2</sup> этилового спирта), видна микроструктура: ШГд45 – ШГф4 – – ШГр1 – ШГ6 – П45(Ф55) (оценка производилась согласно ГОСТ и данным работ [14, 15]) (рис. 2). После проведенных экспериментов механические свойства и микроструктура удовлетворили специалистов ОАО «Туламашзавод», после чего технологические службы ОАО «КМЗ» приступили к разработке технологии получения отливки «Тумба».

Ввиду сложности и ответственности детали, было принято решение рассмотреть возможность получе-



Рис. 2. Микроструктура чугуна (×500)

ния отливки по технологии холодно твердеющей смеси (XTC). Литье в XTC является более точным, чем литье в землю. Суть технологии заключается в использовании органических и неорганических связующих, которые укрепляют формы за счет химической реакции компонентов смеси.

После получения отливки «Тумба» из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом ВЧ60, специалистами ОАО «КМЗ» были проверены основные сдаточные характеристики σ<sub>в</sub> и δ (табл. 2).

Так же была проверена микроструктура на приготовленных образцах и травленных 4 %-ным раствором азотной кислоты (рис. 3). Видно, что микроструктура данных образцов немного отличается от полученных в предыдущих опытах (см. рис. 2) и соответствует характеристикам: ШГд25 – ШГф4 – ШГр2 – ШГ4 – – П70(Ф30).

Высокопрочный чугун обладает хорошими прочностными характеристиками и ввиду часто встречающейся неоднородности чугуна (ликвации), неметаллических включений или частичного появления цементитовых включений может вызывать трудности при обработке. Однако при последующей механической обработке специалистами ОАО «Туламашзавод» никаких проблем не возникло. В целом совместная работа двух тульских предприятий удовлетворила обе стороны и наладила дальнейшие партнерские отношения.

**Выводы.** Проведенное исследование по поиску материала, способного гасить вибрации, показало о превосходстве чугуна с пластинчатым графитом. Однако механические свойства серого чугуна, в частности  $\sigma_{\rm B}$  и  $\delta$ , являются достаточно низкими. Анализ материалов совместно со сдаточными характеристиками, предъявляемыми к отливке «Тумба», показал преимущество высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита. Используемый материал удовлетворил предъявляемым к деталям требованиям, сочетая

Таблица 2

### Механические свойства ВЧ60

### Table 2. Mechanical properties of the high-strength<br/>cast iron of grade VCh60

Место вырезки образцов (относительное расстояние от отливки по сечению стенки), мм	σ <sub>в</sub> , MΠa	δ, %
0,10 (верх)	570	5,1
0,20	520	4,4
0,35	440	3,6
0,50	420	3,4
0,80	460	5,4
0.90 (низ)	580	6.7



Рис. 3. Микроструктура отливки «Тумба» (×500)

Fig. 3. The microstructure of the cast "Bollard " (×500)

в себе повышенные механические свойства, хорошую стойкость и устранение вибрации стволов при стрельбе.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Мургаш М., Чаус А.С., Покусова М. Выбор химического состава высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1999. № 3. С. 14 – 17.
- Материаловедение и технология металлов. / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин и др. – М.: Высшая школа, 2001. – 637 с.
- Кривошеев А.Е. Распределение модификаторов и их влияние на структуру и свойства чугунов // Литейное производство. 1969. № 2. С. 19 – 23.
- Трухов А.П., Маляров А.И. Литейные сплавы и плавка. М.: Академия, 2004. – 336 с.
- Пивоварский В. Высококачественный чугун В 2-х томах: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1965. Т.1. – 650 с. Т. 2. – 1184 с.
- Лернер Ю.С., Ясский Д.И. Структура и свойства чугуна с шаровидным графитом при повышенном содержании кремния // Литейное производство. 1974. № 5. С. 7 – 8.
- **7.** Воеводин М.А., Тен Э.Б. Влияние исходного содержания серы на загрязненность отливок из чугуна с шаровидным графитом

неметаллическими включениями // Изв. вуз. Черная металлургия. 1996. № 8. С. 52 – 53.

- 5. Кульбовский И.К. Механизм влияния элементов на графитизацию и отбел чугуна // Литейное производство. 1993. № 7. С. 3 – 5.
- Леках С.Н., Бестужев Н.И. Внепечная обработка высококачественных чугунов в машиностроении. – Минск: Наука и техника, 1992. – 269 с.
- Крещановский Н.С., Сидоренко М.Ф. Модифицирование стали. – М.: Металлургия, 1970. – 296 с.
- Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Инокулирование железоуглеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.
- Болдырев Д.А. Новые эффективные модификаторы и технологии модифицирования чугунов // Литейное производство. 2006. № 12. С. 9 – 13.
- Стеценко В.Ю., Марукович Е.И. Активация процессов модифицирования металлов и сплавов // Литейное производство. 2006. № 11. С. 2 – 6.
- Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна / Под ред. А. А. Горшкова. – М.; Киев: Машгиз, 1961. – 300 с.
- 15. Беляков А.И., Жуков А.А., Маццарелли Д., Беляков А.А. Производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / Под. ред. А.И. Белякова. – М.: Машиностроение, 2010. – 712 с.

Поступила 5 декабря 2014 г.

Izvestiya VUZOV. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2015. Vol. 58. No. 7, pp. 491–495.

### THE DEVELOPMENT OF A TEST LAND STAND FOR ARTILLERY MOUNTS AK-203 AND AK-203M OF HIGH-STRENTH CAST IRON

**Zenkin R.N.**<sup>1</sup>, Postgraduate of the Chair «Welding, casting and technology of construction materials» (z002en@yandex.ru)

Zenkin N.N.<sup>2</sup>, Head of the foundry shop

*Val'ter A.I.*<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair «Welding, casting and technology of construction materials»* 

<sup>1</sup> Tula State University (92, Lenina ave., Tula, 300012, Russia)
 <sup>2</sup> Kosogorskii Metallurgical Plant (1, Orlovskoe route, Tula, 300903, Russia)

Abstract. The article deals with the associativity work of OJSC "Tulamashzavod" and OJSC "KMZ". According to the technical task of OJSC "Tulamashzavod", the specialists of JSC "KMZ" have performed the work for the production of casting "Bollard" for the stand trial land artillery mounts AK-230 and AK-230M. The goal of research was the right choice of material with good vibration dampening. The main characteristic is damping capacity which indicates the rate of damping oscillations. The analysis revealed the superiority of high-strength cast iron. The main characteristics were: the availability of spherical graphite in cast iron structure;  $\sigma_{\rm B}$  not less than 300 MPa,  $\delta$  not less than 2,0 %. The resulting casting after machining satisfied all the required specifications of the specialists of OJSC "Tulamashzavod".

*Keywords*: vibration, high-strength cast iron, damping capacity, spheroidal graphite, microstructure, impact load, oscillations.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-491-495

### REFERENCES

- Murgash M., Chaus A.S., Pokusova M. Chemical composition choice of high-strength cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1999, no. 3, pp. 14–17. (In Russ.).
- 2. *Materialovedenie i tekhnologiya metallov* [Materials science and technology of metals]. Moscow: Vysshaya shkola, 2001. 637 p. (In Russ.).
- **3.** Krivosheev A.E. Distribution of modifiers and their influence to the structure and properties of cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1969, no. 2, pp. 19–23. (In Russ.).
- 4. Trukhov A.P., Malyarov A.I. *Liteinye splavy i plavka* [Casting alloys and melting] Moscow: Akademiya, 2004. 336 p. (In Russ.).
- Eugen Piwowarsky. Hochwertiges Gusseisen (Grauguss): seine Eigenschaften und die physikalische Metallurgie seiner Herstellung. Springer, 1951. (Russ.ed.: Piwowarsky E. Vysokokachestvennyi chugun, Vols. 1–2, Moscow: Metallurgiya, 1965).
- 6. Lerner, Yu.S., Yasskii D.I. Structure and properties of cast iron with nodular graphite at high silicon content. *Liteinoe proizvodstvo*. 1974, no. 5, pp. 7–8. (In Russ.).
- 7. Voevodin M.A., Ten E.B. Influence of the initial sulfur content to contamination of castings from cast iron with nodular graphite with

non-metallic inclusions. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 8, pp. 52–53. (In Russ.).

- **8.** Kul'bovskii I.K. The mechanism of elements influence to the graphitization and chill of cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1993, no. 7, pp. 3–5. (In Russ.).
- **9.** Lekakh S.N., Bestuzhev N.I. *Vnepechnaya obrabotka vysokokachestvennykh chugunov v mashinostroenii* [Ladle treatment of high-quality cast iron in mechanical engineering]. 1992. 262 p. (In Russ.).
- **10.** Kreshchanovskii N.S., Sidorenko M.F. *Modifitsirovanie stali* [Steel modification]. Moscow: Metallurgiya, 1970. 296 s. (In Russ.).
- Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Inokulirovanie zhelezouglerodistykh* splavov [Inoculation of iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1993. 416 p. (In Russ.).
- Boldyrev D.A. New effective modifiers and technologies of cast iron modification. *Liteinoe proizvodstvo*. 2006, no. 12, pp. 9–13. (In Russ.).
- Stetsenko V.Yu., Marukovich E.I. Activation of metals and alloys modifying. *Liteinoe proizvodstvo*. 2006, no. 11, pp. 2–6. (In Russ.).
- 14. Belyakov A.I., Zhukov A.A., Matstsarelli D., Belyakov A.A, Proizvodstvo otlivok iz vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom [Production of castings from high-strength cast iron with nodular graphite]. Belyakov A.I. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2010. 712 p. (In Russ.).
- GOST 3443-87. Otlivki iz chuguna s razlichnoi formoi grafita [State Standard 3443-87. Castings of cast iron with different form of graphite]. Moscow: IPK Izd-vo standartov, 01.07.88 (In Russ.).

Received December 5, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 496 – 500. © 2015. Зацепин Е.П., Галкин А.В.

УДК 004.9 + 517.2

### МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ В СЛОЕ РАФИНИРОВОЧНОГО ШЛАКА В АГРЕГАТАХ ПЕЧЬ-КОВШ

Зацепин Е.П., к.т.н., доцент кафедры электрооборудования (ezats@mail.ru) Галкин А.В., к.т.н., доцент, зав. кафедрой прикладной математики (avgalkin82@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрен вопрос моделирования распределения электромагнитного поля в слое рафинировочного шлака для уточнения рационального электрического режима работы агрегатов печь-ковш. Представлен вывод математической модели для напряженности электрического поля в слое шлака. Получена зависимость удельного сопротивления металлургических шлаков от их основности и температуры расплава. Построена разностная схема для решения дифференциального уравнения, являющегося математической моделью распределения напряженности электрического поля. Получено решение дифференциального уравнения, описывающего распределение напряженности электрического поля, с использованием метода последовательных приближений Пикара. Приведены примеры распределения напряженности электрического поля в слое шлака на различных высотах от зеркала металла. Результаты математического моделирования, полученные в работе, показали хорошую сходимость с результатами физического моделирования.

*Ключевые слова*: электрический режим, моделирование, дифференциальное уравнение, разностные схемы, электродуговая печь переменного тока, метод последовательных приближений, электроплавка, электротермия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-496-500

Регулирование электрического режима дуговой сталеплавильной печи (ДСП) ведется по напряжению и току дуги. Наиболее рациональным режимом работы для этих агрегатов является режим максимальной интенсивности нагрева металла. Для агрегатов печь-ковш (АПК) регулирование режима по току дуги сопряжено с трудностями, так как часто они работают с дугой, экранированной шлаком. В этом случае, при перекрытии электродов проводящим шлаком, в последнем протекают токи, шунтирующие электрические дуги. При этом для определения рациональных значений токов дуг, соответствующих максимальной интенсивности нагрева металла и не опасных для футеровки, необходимо учитывать токи в слое рафинировочного шлака [1]. Для эффективного функционирования АПК на первом этапе при формировании рафинировочного шлака, определенного состава для группы сталей, обеспечивается заданная толщина слоя шлака на зеркале металла, которая соответствует установленной длине дуги. Это позволяет достичь оптимальной скорости нагрева металла. Слой рафинировочного шлака должен быть на 20-30 % больше длины дуги, чтобы обеспечить эффективное экранирование открытой дуги шлаком. Если толщина шлака превысит этот показатель в 2,5 – 3 раза, то из-за высокой электропроводности шлака дуги могут быть полностью шунтированы, что резко ухудшает нагрев металла и вызывает нежелательное разложение фторида кальция с образованием карбида кальция. При толщине слоя шлака меньше длины дуги растут потери подаваемой мощности, перегревается крышка печи-ковша. В случае работы с дугой, длина которой на 10 мм не закрыта шлаком, потери составляют ~ 2 – 3 % подводимой мощности, поскольку температура столба дуги составляет 4500 – 6000 °C, а передача тепла излучением пропорциональна четвертой степени от температуры [2]. Практика показывает, что для эффективной работы АПК средней мощности (100 – 150-т ковш) длина дуги составляет 60 – 90 мм, в этом случае при оптимальной толщине слоя шлака дуги замыкаются через металл, обеспечивая оптимальный нагрев (рис. 1).

Однако при расчете оптимального электрического режима необходимо учитывать шунтирование шлаком дуг, что можно получить при анализе распределения тока в слое шлака. Для определения сопротивления слоя рафинировочного шлака необходимо последний рассматривать как массивный проводник. В соответствии с основами теории электромагнитного поля при исследовании распределения токов в проводящей среде можно пренебречь токами смещения в силу их малости в сравнении с токами проводимости, т. е. приняв  $\partial D/\partial t = 0$ . В этом случае уравнения Максвелла принимают вид

$$\operatorname{rot} H = J = \gamma E;$$
$$\operatorname{rot} E = -\mu_a \frac{\partial H}{\partial t},$$
(1)

где *H* – вектор напряженности магнитного поля; *E* – вектор напряженности электрического поля; γ – удельная электрическая проводимость среды;  $\mu_a$  – магнитная проницаемость среды [3].




Fig. 1. The scheme of the arc in the electric arc furnace at the shielding of slag

Если рассматривать плоскую электромагнитную волну, распространяющуюся в декартовой системе координат вдоль оси 0*z*, направив при этом вектор *E* по оси 0*x*, а вектор *H* по оси 0*y* с учетом того, что напряженности электрического и магнитного полей будет изменяться по синусоидальным законам с угловой частотой  $\omega$ :  $E_x = E_m \sin(\omega t + \varphi_e)$ ;  $H_y = H_m \sin(\omega t + \varphi_H)$ , где  $\varphi_e$ ,  $\varphi_H$  – начальные фазы колебаний напряженностей электрического и магнитного полей, то первое и второе уравнения Максвелла могут быть записаны в комплексной (символической) форме записи

$$rot H = \gamma E;$$
  
$$rot \dot{E} = -j\omega\mu_{a}\dot{H},$$
 (2)

где *j* – мнимая единица.

Для совместного решения уравнений (2) возьмем ротор от первого уравнения в системе (2) с учетом того, что div $\dot{E} = 0$  и div $\dot{H} = 0$ :

rot rot
$$\dot{H}$$
 = grad div $\dot{H} - \nabla^2 \dot{H}$  =  $\gamma$ rot $\dot{E}$ .

Подставив вместо rot $\dot{E} - j\omega\mu_a\dot{H}$ , получим

$$\nabla^2 \dot{H} - j \omega \gamma \mu_a \dot{H} = 0. \tag{3}$$

Аналогичную запись можно получить для напряженности электрического поля:

$$\nabla^2 \dot{E} - j\omega\gamma\mu_a \dot{E} = 0. \tag{4}$$

Распределение тока в массивном проводнике будет подчиняться закону Ома в интегрально-дифференциальной форме  $J = \gamma E$  [4]. Поскольку питание АПК осуществляется трехфазным переменным напряжением, а система электродов строго симметрична, то при решении уравнения (4) в качестве граничных условий можно перейти от напряженности электрического поля к напряжению в расчетных точках рассматриваемого массивного проводника.

Для численного решения поставленной задачи необходимо знать удельную электрическую проводимость слоя шлака и его магнитную проницаемость. Если с магнитной проницаемостью шлака проблем не возникает, так как шлак не является ферромагнитным веществом, то с достаточной для инженерных расчетов точностью магнитную проницаемость шлака можно принять равной магнитной проницаемости вакуума, которая равна единице, поскольку отличие магнитной проницаемости для диамагнитных и парамагнитных веществ от магнитной проницаемости вакуума составляет величину порядка ± 0,001 %. Электропроводность слоя шлака определяется его химическим составом и температурой. На АПК рафинирование производится двумя видами шлаков: известково-глиноземистым и известково-силикатным, химический состав которых приведен в таблице [5].

Увеличение основности шлака, которое соответствует увеличению концентрации основных оксидов (CaO, FeO, MgO) по сравнению с концентрацией кислотных оксидов (SiO<sub>2</sub>), снижает сопротивление шлака и уменьшает градиент напряжения столба дуги [6, 7]. В результате увеличивается длина дуги и тепловая нагрузка на стенки ковша и свод АПК. В работе [8] приведены изотермы удельной электропроводности известковосиликатных расплавов в зависимости от процентного содержания негашеной извести в расплаве. При пересчете этих изотерм в зависимости удельного сопротивления от основности шлака получено семейство кривых, которые были аппроксимированы зависимостями. Ошибка интерполирования составила величину менее 4 %. В результате была получена зависимость удельного сопротивления металлургических шлаков от их основности и температуры расплава, представленная на рис. 2.

### Химический состав применяемых шлаков

### Table. The chemical composition of the used slags

	Массовая доля ком	понента в шлаке, %
Компонент	известково-глино- земистый	известково-сили- катный
CaO	55 - 65	55 - 65
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20 - 30	8-10
SiO <sub>2</sub>	8 - 10	20 - 30
MgO	5 - 8	5 - 8
MnO + FeO	$\leq 1$	$\leq 1$
CaF <sub>2</sub>	_	6 – 8



Рис. 2. Зависимость удельной проводимости шлака от его основности и температуры расплава

Fig. 2. Dependence of the resistivity of metallurgical slags from their core and melt's temperature

Для решения уравнения (4), представляющего собой эллиптическое уравнение, была построена разностная схема [9], которая включает в себя дискретизацию исходного дифференциального уравнения

$$\frac{U_{i+1,l,k} - 2U_{i,l,k} + U_{i-1,l,k}}{h_1^2} + \frac{U_{i,l+1,k} - 2U_{i,l,k} + U_{i,l-1,k}}{h_2^2} + \frac{U_{i,l,k+1} - 2U_{i,l,k} + U_{i,l,k-1}}{h_1^2} - j\omega\gamma\mu_a U_{i,l,k} = 0,$$
(5)

где *i*, *l*, *k* – индексы разбиения по осям 0*x*, 0*y*, 0*z* соответственно;  $U_{i,l,k}$  – значение напряжения в узле сетки (*i*,*l*,*k*);  $h_1$  – шаг разбиения по осям 0*x* и 0*z*;  $h_2$  – шаг разбиения по оси 0*y*.

В качестве граничных условий задаются функции напряжений на электродах  $U_A(t) = U_{Am} \sin(\omega t + \varphi_A)$ ,  $U_B(t) = U_{Bm} \sin(\omega t + \varphi_B)$ ,  $U_C(t) = U_{Cm} \sin(\omega t + \varphi_C)$ , где  $U_{Am}$ ,  $U_{Bm}$ ,  $U_{Cm}$  – амплитуды напряжений на электродах A, B и C;  $\varphi_A$ ,  $\varphi_B$ ,  $\varphi_C$  – начальные фазы напряжений на электродах A, B и C.

Получаемая из (5) система линейных уравнений в связи с большой размерностью (исходная область была разбита на 15 376 точек) решалась итерационным методом последовательного приближения [10, 11] по формуле

$$U_{i,l,k}^{(n+1)} = \left(\frac{U_{i+1,l,k}^{(n)} + U_{i-1,l,k}^{(n)} + U_{i,l,k+1}^{(n)} + U_{i,l,k-1}^{(n)}}{2(2h_2^2 + h_1^2)}h_2^2 + \frac{U_{i,l+1,k}^{(n)} + U_{i,l-1,k}^{(n)}}{2(2h_2^2 + h_1^2)}h_1^2\right) \left| \left(1 - j\omega\gamma\mu_a \frac{h_1^2 h_2^2}{2(2h_2^2 + h_1^2)}\right), \quad (6)$$

где  $U_{i,l,k}^{(n)}$  – уточненное значение напряжения в узле сетки (i,l,k) на *n*-ном шаге. Шаг по осям 0*x* и 0*z* составил  $h_1 = 0,1$  м, по оси 0*y*  $h_2 = 0,01$  м. Полученные решения для времени 0,04 с представлены на рис. 3.

На рис. 4 приведены следы тока, полученные при физическом моделировании распределения тока в трехэлектродной ванне трехфазной печи при триангулярном расположении электродов диаметром 3,2 см при их погружении в расплав [12]. Сравнение результатов математического и физического моделирования говорит об их хорошей сходимости.

Одним из основных показателей работы ДСП и АПК в период доводки металла является скорость нагрева металла v<sub>и</sub>, °С/мин. Экспериментально установлено, что этот параметр пропорционален коэффициенту интенсивности нагрева  $k_{\mu,\mu}$ , который равен произведению тока дуги на выделяемую в ней активную мощность. Зависимость  $v_{\rm H}$  от  $k_{\rm u. H}$  будет одинаковой для печей различной мощности при одинаковой емкости [13]. Зависимость  $k_{\mu,\mu}$  от величины тока электрода  $I_{2}$ , кА, по которому ведется управление режимом плавки, является экстремальной, при этом максимум наблюдается при меньших значениях соѕф и больших значениях тока І<sub>2</sub> [14, 15]. Поэтому предлагается на рассматриваемых стадиях плавки выбирать режим работы печного агрегата, исходя из максимума  $k_{\mu,\mu}$  и работать на соответствующих токе и напряжении дуги. Однако рассматриваемые подходы учитывают слой шлака только как теплоизолирующую среду, которая способствует передаче энергии дуг только металлу. Фактически за счет того, что шлак обладает конечным активным электрическим сопротивлением, он участвует в распределении электрической мощности внутри печи, т. е. часть тока электродов будет ответвляться в шлак и расходоваться на его нагрев. Регулирование электрического режима работы электропечи осуществляется по току электро-



Рис. 3. Распределение значений напряжения на различных высотах от зеркала металла, см:  $a - 10; \ 6 - 6$ 

Fig. 3. Distribution of the voltages at various heights from the mirror of metal, cm:  $a - 10; \delta - 6$ 



Рис. 4. Следы тока, полученные при физическом моделировании

Fig. 4. Traces of the current obtained by physical modeling

дов и напряжению дуги без учета токов, отводимых в шлак при шунтировании последним электрических дуг. Для учета этих токов необходимо моделировать распределение токов в слое рафинировочного шлака, которое зависит от таких управляемых параметров, как высота погружения электродов в шлак и ступени напряжения печного трансформатора.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Зацепин Е.П. К вопросу об эффективности функционирования дуговых сталеплавильных печей переменного тока // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2012. № 2. С. 23 – 29.

- Зацепин Е.П. Анализ неустойчивости дуговых процессов при работе дуговой электропечи // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2014. № 4. С. 18 – 21.
- Бессонов Л.А. Теоретические основы электротехники. Электромагнитное поле: Учебник. 10-е изд., перераб. и доп. М.: Гардарики, 2003. – 317 с.
- Шпиганович А.Н., Зацепина В.И. Особенности распределения напряжения по поверхности аппаратных изоляторов // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2008. № 1. С. 7 – 10.
- Дюкин Д.А., Бать С.Ю., Гринберг С.Е., Маринцев С.Н. Производство стали на агрегате печь–ковш. Донецк: ООО «Юго-Восток Лтд», 2003. 300 с.
- Микулинский А.С. Процессы рудной электротермии. М.: Металлургия, 1966. 280 с.
- Зацепина В.И., Корченова Т.А. Оценка коэффициента мощности руднотермических печей ферросплавных производств // Промышленная энергетика. 2008. № 4. С. 49 – 52.
- 8. Петров Г.А., Тумарев А.С. Теория сварочных процессов. М.: Высшая школа, 1977. 392 с.
- **9.** Самарский А.А. Теория разностных схем. 2-е изд. М.: Наука, 1983. – 616 с.
- Калиткин Н.Н. Численные методы. СПб.: БХВ-Петербург, 2011. – 586 с.
- Вержбицкий В.М. Численные методы. Математический анализ и обыкновенные дифференциальные уравнения: Уч. пособие. – М.: Высшая школа, 2001. – 384 с.
- **12.** Струнский Б.М. Расчеты руднотермических печей. М.: Металлургия, 1982. 192 с.
- Никольский Л.Е., Смоляренко В.Д., Кузнецов Л.Н. Тепловая работа дуговых сталеплавильных печей – М.: Металлургия, 1981. – 320 с.
- 14. Шпиганович А.Н., Зацепин Е.П., Ищенко А.Е. Выбор оптимального электрического режима электропечных агрегатов путем уточненного определения интегральных показателей их работы // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2012. № 3. С. 29 – 36.
- 15. Зацепина В.И. Обеспечение безотказности систем электроснабжения промышленных предприятий за счет новых средств компенсации негативных факторов: Дис. ... д-ра техн. наук. – Липецк: ЛГТУ, 2014. – 432 с.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 496-500.

# MODELING OF DISTRIBUTION OF THE ELECTROMAGNETIC FIELD IN THE SLAG'S LAYER AT LADLE FURNACE

Zatsepin E.P., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of electrical equipment (ezats@mail.ru)

Galkin A.V., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of applied mathematics (avgalkin82@mail.ru)

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

- *Abstract*. The paper discusses the modeling of electromagnetic field distribution in the conductor layer of slag to clarify the rational electric mode of the electric arc furnace. The conclusion of the mathematical modeling for the electric field in the slag layer is presented. The obtained dependence of the resistivity of metallurgical slags is submitted from their core and melt's temperature. The difference scheme for the solution of differential equations was built, which is a mathematical model of the distribution of the electric field. The authors have obtained the solution of the differential equation describing the distribution of the electric field, using the Picard method of successive approximations. The examples of the electric field distribution in the slag layer at different heights from the surface of the metal are represented. The results of mathematical modeling obtained in this work showed good agreement with the results of physical modeling.
- *Keywords*: electric mode, modeling, differential equation, finite difference schemes, AC electric arc furnace, method of successive approximations, electrofusion, electroheat.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-496-500

### REFERENCES

- 1. Zatsepin E.P. To a question of the effectiveness of EAFAC. *Vesti vys-shikh uchebnykh zavedenii Chernozem'ya.* 2012, no. 2, pp. 23–29. (In Russ.).
- Zatsepin E.P. Analysis of instability of arc processes at work of arc furnace. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedenii Chernozem'ya*. 2014, no. 4, pp. 18–21. (In Russ.).
- **3.** Bessonov L.A. *Teoreticheskie osnovy elektrotekhniki. Elektromagnitnoe pole. Uchebnik* [Theoretical foundations of electrical engineering. The electromagnetic field. Textbook.]. Moscow: Gardariki, 2003. 317 p. (In Russ.).

- 4. Shpiganovich A.N., Zatsepina V.I. The features of voltage distribution in the hardware surface of insulators. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedenii Chernozem*'ya. 2008, no. 1, pp. 7–10. (In Russ.).
- Dyukin D.A., Bat' S.Yu., Grinberg S.E., Marintsev S.N. Proizvodstvo stali na agregate pech'-kovsh [Steel production in the ladlefurnace unit]. Donetsk: OOO "Yugo-Vostok Ltd", 2003. 300 p. (In Russ.).
- Mikulinskii A.S. Protsessy rudnoi elektrotermii [Processes of ore electrothermics]. Moscow: Metallurgiya, 1966. 280 p. (In Russ.).
- Zatsepina, V.I., Korchenova T.A. Evaluation of the power factor of ore-smelting furnace for ferroalloy production. *Promyshlennaya energetika*. 2008, no. 4, pp. 49–52. (In Russ.).
- Petrov G.A., Tumarev A.S. *Teoriya svarochnykh protsessov* [Theory of welding processes]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977. 392 p. (In Russ.).
- 9. Samarskii A.A. *Teoriya raznostnykh skhem* [The theory of difference schemes]. Moscow: Nauka, 1983. 616 p. (In Russ.).
- Kalitkin N.N. *Chislennye metody* [Numerical methods]. St. Petersburg: BKhV-Peterburg, 2011. 586 p. (In Russ.).
- Verzhbitskii V.M. Chislennye metody. Matematicheskii analiz i obyknovennye differentsial'nye uravneniya. Uch. posob. [Numerical methods. Mathematical analysis and ordinary differential equations. Manual]. Moscow: Vysshaya shkola, 2001. 384 p. (In Russ.).
- **12.** Strunskii B.M. *Raschety rudnotermicheskikh pechei* [Calculations of ore-smelting furnaces]. Moscow: izd-vo Metallurgiya, 1982. 192 p. (In Russ.).
- **13.** Nikol'skii L.E., Smolyarenko V.D., Kuznetsov L.N. *Teplovaya rabota dugovykh staleplavil'nykh pechei* [Thermal work of EAF]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 320 p. (In Russ.).
- 14. Shpiganovich A.N, Zatsepin E.P., Ishchenko A.E. Selection of the optimal electric mode of electric furnace units by clarifying the definition of integrated indicators of their work. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedenii Chernozem'ya.* 2012, no. 3, pp. 29–36. (In Russ.).
- **15.** Zatsepina V.I. *Obespechenie bezotkaznosti sistem elektrosnabzheniya promyshlennykh predpriyatii za schet novykh sredstv kompensatsii negativnykh faktorov: dis. d-ra tekhn. nauk* [Ensuring the reliability of power supply systems of industrial enterprises at the expense of new funds of offset of the negative factors: Dr. Sci. (Eng.) Diss.]. Lipetsk: LGTU, 2014. 432 p. (In Russ.).

Received December 3, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 501 – 505. © 2015. Бородина М.Б., к.т.н., Мироненко С.В.

УДК 62-231.322.2

# К РАСЧЕТУ ПАРАМЕТРОВ ГИДРОМЕХАНИЧЕСКИХ МУФТ С ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫМ ПЛАНЕТАРНЫМ ПЕРЕДАТОЧНЫМ МЕХАНИЗМОМ

*Бородина М.Б.*, к.*т.н., доцент кафедры «Прикладная механика»* (borodina\_marina@mail.ru) *Мироненко С.В.*, *аспирант* 

> Старооскольский технологический институт, филиал НИТУ «МИСиС» (309516, Россия, Белгородская область, Старый Оскол, мкр. Макаренко, 42)

Аннотация. Рассмотрены особенности расчета гидромеханических муфт с дифференциальным передаточным механизмом. Приведена схема гидромеханической муфты с дифференциальным планетарным передаточным механизмом и описан принцип ее действия на различных этапах работы привода механизма. Разработана методика расчета параметров, учитывающая особенности конструкции гидромеханических муфт с дифференциальным планетарным механизмом. Установлено, что жесткость муфты имеет нелинейную характеристику и зависит от давления в гидродемпфере гидросистемы. В результате теоретических исследований были найдены зависимости, позволяющие определить рациональные параметры настройки гидросистемы муфты для эффективной защиты привода механизма.

*Ключевые слова*: гидромеханическая муфта, дифференциальный передаточный механизм, динамические нагрузки, защита привода, параметры муфты, жесткость, коэффициент динамичности.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-501-505

Гидромеханическая муфта с дифференциальным передаточным механизмом представляет собой сложный динамический объект, характеризующийся взаимосвязью систем различной физической природы: механической и гидравлической. Передача момента с ведущей полумуфты на ведомую осуществляется через передаточный дифференциальный механизм посредством избыточного давления неподвижной жидкости в гидроупругом элементе гидросистемы.

Анализ литературы [1–9] показал, что наиболее широкими возможностями эффективной защиты привода от динамических нагрузок и перегрузок является гидростатическая муфта с планетарным передаточным механизмом (рис. 1), конструкция которой позволяет автоматически восстанавливать ее после выключения, демпфировать значительные кратковременные пиковые нагрузки, компенсировать потери рабочей жидкости через уплотнения при работе муфты, получить большой угол относительного поворота полумуфт. Большой угол относительного поворота полумуфт может обеспечить в ряде случаев разгон высоко инерционной технологической машины до рабочих параметров без привлечения дополнительного привода, т. е. у муфты появляется новая функция – она может работать как муфта включения [9].

Принцип действия гидромеханической муфты с планетарным передаточным механизмом показан на рис. 1. От приводного вала *1* момент передается на вал 2 тех-



Рис. 1. Гидромеханическая муфта с планетарным передаточным механизмом

Fig. 1. Hydromechanical coupling with planetary gear mechanism

нологической машины посредством планетарного механизма. При этом солнечное колесо 3 закреплено на валу 1 и находится в зацеплении с сателлитами 4, которые, в свою очередь, связаны с водилом 6, закрепленном на валу 2. Со стороны гидромашины (шестеренчатый мотор-насос), через шестерню 7, к коронному колесу 5 приложен момент  $M_{\Gamma}$ , который зависит от давления в гидросистеме.

На установившемся режиме работы технологической машины подвижный элемент золотникового гидрораспределителя 11 находится в нижнем положении, что обеспечивает гидравлическую связь напорной линии гидромашины 8 с гидродемпфером 9. При этом коронное колесо 5 удерживается от поворота шестерней 7, связанной с гидромашиной 8, вал которой не вращается, так как давление в гидромашине 8 равно давлению в гидродемпфере 9.

При возрастании момента на полумуфте 2 коронное колесо 5 проворачивается, и гидромашина 8, демпфируя нагрузку, начинает работать в режиме насоса, закачивая жидкость через дроссель 13 в гидродемпфер 9 до тех пор, пока давление в гидромашине 8 не уравновесится давлением в гидродемпфере. При этом в гидродемпфере 9 накапливается часть энергии.

В случае снижения момента на полумуфте 2, гидромашина 8 начинает работать в режиме мотора, проворачивая коронное колесо 5 в обратную сторону и возвращая энергию, накопленную в гидродемпфере 9, в привод до тех пор, пока не установится равновесное состояние. Ускоренное возвращение жидкости в гидромашину 8 обеспечивается обратным клапаном 14. При этом в напорной линии гидросистемы создается давление, пропорциональное передаваемому моменту.

При кратковременном (ударном) возрастании рабочей нагрузки выше допустимой, возрастает давление в напорной линии. Часть жидкости при этом перетекает в гидродемпфер 9, сжимая в нем рабочее тело. При этом из-за гидравлических сопротивлений в системе и в дросселе 13 происходит рассеивание части энергии и затухание возможного колебательного процесса. Это позволяет исключить «ложное» срабатывание муфты.

Если момент на муфте превышает допустимый достаточно продолжительное время, то растет давление в напорной магистрали, и датчик давления 15 передает сигнал системе управления 12, которая смещает вверх золотник гидрораспределителя 11. Рабочая жидкость из гидромашины 8 поступает на слив 10, резко падает давление в гидросистеме и гидромашина 8 не удерживает коронное колесо 5 дифференциального передаточного механизма. Гидромашина 8 работает в режиме насоса, коронное колесо 5 вращается, что обеспечивает остановку полумуфты 2, связанной с водилом 6. Это практически означает размыкание (срабатывание) предохранительной муфты.

После снижения нагрузки до допустимой величины или после устранения причины перегрузки привода ав-

томатически или по команде оператора система управления 12 обеспечивает возвращение в исходное положение подвижного элемента гидрораспределителя 11. Демпфер 9 соединяется с гидромашиной 8, вытесняя рабочую жидкость через обратный клапан в гидросистему. Гидродемпфер 9 соединяется с гидромашиной 8, которая, работая как гидромотор, проворачивает коронное колесо 5 и муфта приходит в исходное состояние, т. е. самовосстанавливается.

Система управления по моменту на муфте 12, выполненная на электромеханической базе, получает данные о текущем давлении в гидросистеме с датчиков давления 15 - 17 и осуществляет управление открытием и закрытием вентилей, через которые происходит изменение давления в газовой полости гидродемпфера, а также управление раскрытием дросселей.

Управление изменением давления в газовой полости демпфера 9 позволяет управлять упругими характеристиками муфты, что дает возможность регулировать ее упругость на разных этапах работы и избегать резонансных зон [9].

При расчете основных параметров элементов муфты следует учитывать, что такие муфты содержат гидравлическую (гидросистема) и механическую (передаточный механизм) части.

Для гидравлической части муфты основными конструктивными параметрами являются: параметры гидромашины (в зависимости от типа гидромашины); вместимость и полезный объем демпфера и гидроаккумулятора; диаметры трубопроводов и проходного сечения дросселя. Кроме того, основными рабочими параметрами являются минимальное и максимальное давление в гидросистеме.

Неподвижная гидросистема муфты позволяет использовать в конструкции стандартные элементы [10], подобранные по данным, полученным при расчете параметров гидросистемы.

Параметры гидромашины (например, шестеренчатого гидромотор-насоса) и остальных элементов гидросистемы проектируются на основе стандартных подходов с учетом максимального и минимального давления в гидросистеме.

Основные конструктивные параметры механической части муфты определяются типом передаточного механизма и рассчитываются при максимально допустимом передаваемом моменте стандартными методами.

Гидравлическая и механическая части муфты согласовываются посредством рабочего параметра – момента  $M_{\Gamma}$  на валу гидромашины, обеспечивающегося давлением в гидропневмодемпфере и воспринимаемого коронным колесом дифференциального передаточного механизма.

Параметры передаточного механизма рассчитываются по стандартной методике [11,12] с учетом максимального момента  $M_{\rm Cmax}$ .

Момент, действующий на вал гидромашины  $M_{\Gamma}$ , зависит от давления в гидросистеме:

$$M_{\Gamma} = pS_{\Gamma}r,\tag{1}$$

где *S*<sub>Г</sub> – площадь поверхности зубьев; *r* – радиус делительной окружности шестерней гидромашины.

На данном этапе исследований процесс сжатия газа, происходящий в гидропневмодемпфере, считаем изотермическим:

$$pV = p_0 V_0, \qquad (2)$$

где  $p_0$ ,  $V_0$  – давление и объем, занимаемый газом в гидропневмодемпфере до начала работы машины; p – текущее давление в гидропневмодемпфере;  $V = V_0 - V_{\rm m}$  – текущий объем, занимаемый газом в гидропневмодемпфере;  $V_{\rm m} = m^2 b z \phi_{\rm FC}$  – объем жидкости, вытесненный в гидропневмодемпфер, так как рабочий объем шестеренной гидромашины с внешним зацеплением может быть определен по формуле  $q = 2\pi m^2 b z$  [13];  $\phi_{\rm FC} = \phi_{\rm orr} \frac{z'_3}{z_{\rm II}} \frac{z_3}{z_1}$  – угол поворота вала гидромашины;

 $\varphi_{\text{отн}}$  – относительный угол поворота полумуфт;  $z_{\text{III}}$  – число зубьев шестерни на валу гидромашины;  $z'_3$  – число зубьев наружного венца колеса, жестко связанного с коронным;  $z_3$  – число зубьев коронного колеса;  $z_1$  – число зубьев солнечного колеса; m – модуль зубчатого зацепления; b – ширина шестерни; z – число зубьев шестеренной гидромашины, под которым понимается число зубьев на одной шестерне.

Из уравнения (2) выразим давление в гидросистеме:

$$p = \frac{p_0 V_0}{V_0 - V_{\text{sc}}} = \frac{p_0 V_0}{V_0 - m^2 b z \phi_{\Gamma C}} = p_0 + \frac{p_0 m^2 b z}{V_0 - m^2 b z \phi_{\Gamma C}} \phi_{\Gamma C}.$$
 (3)

С другой стороны, момент на валу гидромашины  $M_{\Gamma}$  стремиться уравновесить момент сопротивления  $M_{C}$  (на первом этапе проектирования пренебрежем моментами трения и инерции):

$$M_{\Gamma} = M_{C} \frac{z_{\text{III}}}{z'_{3}} \frac{z_{1} + z_{3}}{z_{3}}.$$
 (4)

Задав максимально допустимый момент сопротивления, можно выразить по уравнениям (4) и (1) максимальное давление в гидросистеме:

$$p_{\max} = \frac{M_{C\max} z_{\text{III}}(z_1 + z_3)}{S_{\Gamma} r}.$$
 (5)

При этом из уравнения (3) можно определить допустимый объем гидропневмодемпфера с учетом рекомендуемого угла относительного поворота полумуфт до срабатывания, а также подобрать рациональные параметры гидромашины. В то же время, поскольку гидропневмодемпфер в гидросистеме является упругим элементом муфты, то момент  $M_{\Gamma}$  можно представить в виде:

$$M_{\Gamma} = M_{\Gamma 0} + c\phi_{\Gamma C}, \qquad (6)$$

где  $M_{\Gamma 0}$  – момент, создаваемый начальным давлением в гидросистеме;  $c = \frac{p_0 m^2 b z S_{\Gamma} r}{V_0 - m^2 b z \phi_{\Gamma C}}$  – переменная жест-

кость гидропневмодемпфера гидросистемы.

Начальное (минимальное) давление в гидросистеме можно выбрать с учетом рекомендуемой жесткости муфты на этапе включения. Согласно исследованиям [14], муфта с рациональными параметрами должна быть предварительно напряженной, момент предварительного напряжения  $M_{\Gamma 0}$  должен быть равен моменту номинальной нагрузки  $M_{C \text{ ном}}$ . В этом случае коэффициент динамичности при внезапно приложенной нагрузке будет минимальным, но при этом муфта при разгоне будет работать как жесткая, что значительно снизит ее возможности. Поэтому на этапе разгона необходимо снизить давление в гидропневмодемпфере, а при установившемся движении вернуть в газовую камеру демпфера отобранный газ. Менять давление в газовой камере можно в процессе работы привода благодаря конструкции исследуемой муфты с неподвижной гидросистемой.

Реверсивный гидромотор рекомендуется выбирать стандартным, учитывая максимальный момент на валу гидромашины, определяемый уравнением (4), и расход жидкости, от которого зависит скорость срабатывания муфты.

Рассчитав минимальное и максимальное давление в гидросистеме, можно определить стандартными методами параметры ее элементов.

Рациональные значения настройки таких параметров гидросистемы, как расход жидкости и начальное давление в гидродемпфере, можно определить, исследовав математическую модель муфты [15] на разных этапах работы привода. Проведенные исследования динамики муфты в условиях демпфирования импульсных нагрузок показали, что минимальный коэффициент динамичности муфты  $K_{\rm д} = 1,1$  достигается при значениях расхода жидкости Q = 0,0005 м<sup>3</sup>/с и начального давления в газовой полости гидропневмоаккумулятора  $P_0 = 60$  МПа (рис. 2).

Таким образом, в первом приближении разработана методика расчета параметров гидромеханической муфты с планетарным передаточным механизмом, позволяющая определить рациональные параметры гидросистемы муфты. Используя разработанную методику для выбора стандартных элементов гидросистемы, создан макет гидромеханической муфты с планетарным передаточным механизмом и установлен на экспериментальный стенд для исследований динамики работы муфты (рис. 3).

Проведенные исследования на экспериментальном стенде подтвердили функциональную работоспособность муфты, ее упругодемпфирующие и предохранительные свойства. На данный момент идет подготовка



Рис. 2. Зависимость коэффициента динамичности муфты от параметров гидросистемы

Fig. 2. Dependence of the dynamic factor of the coupling on parameters of the hydraulic system

к экспериментальной проверке адекватности математической модели муфты и зависимостей параметров ее работы от параметров гидросистемы, полученных теоретически.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Поляков В.С., Барбаш И.Д., Ряховский О.А. Справочник по муфтам. – 2-е изд., испр. и доп. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд., 1979. – 344 с.
- Фокин А.Е., Гавриленко М.Д., Шишкарев М.П. Исследование адаптивной фрикционной муфты с дифференцированными парами трения // Вестник Донского государственного технического университета. 2011. № 1. С. 49 – 56.
- Кузнецов Н.Г., Нехорошев Д.А., Нехорошев Д.Д., Уточнение параметров упругого элемента в пневмогидравлической муфте сцепления // Аграрная наука. 2011. № 12. С. 25 – 27.
- Кузнецов Н.Г., Нехорошев Д.А., Воробьева Н.С. Характеристика пневмогидравлической планетарной муфты сцепления // Механизация и электрификация сельского хозяйства. 2009. № 10. С. 28 – 30.
- Роганов Л.Л. О некоторых возможностях гидравлических предохранительных устройств для металлургических машин // Защита металлургических машин от поломок: Сб. научн. тр. – Мариуполь, 1998. Вып. 2. С. 89 – 91.
- Яременко О.В. Ограничивающие гидродинамические муфты. – М.: Машиностроение, 1970. – 224 с.



Рис. 3. Стенд для испытаний макета муфты

Fig. 3. The testing stand for the coupling model

- Шишкарев М.П., Ву Тьен Зунг. К вопросу о нагрузках при срабатывании адаптивных фрикционных муфт // Материалы VI научно-практич. конф. «Инновационные технологии в машиностроении и металлургии». 2014. С. 131 – 142.
- Корнеев Ю.С., Корнеева Е.Н., Играшкина Н.А. Применение и выбор пускозащитных муфт в приводах технологических машин // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2014. № 3. С. 3 – 6.
- 9. Бородина М.Б., Савин Л.А. Адаптивные гидромеханические устройства мехатронных роторных систем // Известия юго-западного государственного университета. 2013. № 1. С. 151 – 155.
- Свешников В.К. Станочные гидроприводы: Справочник. М.: Машиностроение, 1995. – 448 с.
- Дунаев П.Ф., Леликов О.П. Конструирование узлов и деталей машин: Учеб. пособие для студ. техн. спец. вузов. – 6-е изд., испр. – М.: Высшая школа, 2000. – 448 с.
- Решетов Д.Н. Детали машин: Учебник для студентов машиностроительных и механических специальностей вузов – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 496 с.
- Навроцкий К.Л. Теория и проектирование гидро- и пневмоприводов. – М.: Машиностроение, 1991. – 384 с.
- 14. Бородина М.Б., Булавин К.А., Мироненко С.В. Рациональные параметры гидромеханической муфты с винтовым исполнительным механизмом, демпфирующей внезапно приложенные нагрузки // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2014. № 6. С. 70 – 74.
- 15. Бородина М.Б., Мироненко С.В., Шевченко Б.А. Моделирование динамики работы гидромеханической муфты с планетарным дифференциальным передаточным механизмом // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2014. № 2. С. 44 50.

Поступила 3 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 501-505.

# THE PARAMETERS CALCULATION OF HYDROMECHANICAL COUPLINGS WITH THE DIFFERENTIAL PLANETARY TRANSMISSION GEAR

Borodina M.B., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Applied mechanics" (borodina\_marina@mail.ru) Mironenko S.V., Postgraduate

Stary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology "MISiS" (42, Makarenko, Staryi Oskol, Belgorod Region, 309516 Russia)

*Abstract*. The article describes the features of calculation of hydromechanical couplings with differential gear mechanism. The scheme of hydromechanical coupling with differential planetary gear mechanism and the principle of its operation are described in various stages of operation of the drive mechanism. A calculating method for the parameters of the coupling was developed, taking into account the structural features of hydro-mechanical coupling with the differential planetary gear

mechanism. It was found that the stiffness of the box has a nonlinear characteristic depending on the hydraulic pressure in the damper. As a result of theoretical studies the dependences have been established for determining rational settings of hydraulic system of couplings for the effective protection of the drive mechanism.

*Keywords*: hydromechanical coupling, differential gear, dynamic loads, drive protection, coupling parameters, stiffness, dynamic factor.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-501-505

### REFERENCES

- 1. Polyakov V.S., Barbash I.D., Ryakhovskii O.A. *Spravochnik po muftam* [Couplings: a manual]. Leningrad: Mashinostroenie, Leningr. otdelenie, 1979, 344 p. (In Russ.).
- Fokin A.E., Gavrilenko M.D., Shishkarev M.P. The research of adaptive coupling with differentiated pairs of friction. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2011, no. 1, pp. 49–56. (In Russ.).
- 3. Kuznetsov N.G., Nekhoroshev D.A., Nekhoroshev D.D Adjusted parameters of the elastic element in the fluid coupling. *Agrarnaya nauka*, 2011, no. 12, pp. 25–27. (In Russ.).
- Kuznetsov N.G., Nekhoroshev D.A., Vorob'eva N.S. Characteristics of the fluid planetary coupling. *Mekhanizatsiya i elektrifikatsiya* sel'skogo khozyaistva, 2009, no. 10, pp. 28–30. (In Russ.).
- Roganov L.L. O nekotorykh vozmozhnostyakh gidravlicheskikh predokhranitel'nykh ustroistv dlya metallurgicheskikh mashin [Some possibilities of hydraulic safety devices for metallurgical machines]. In: Zashchita metallurgicheskikh mashin ot polomok. Sb. nauch. tr. [Protection of metallurgical machinery from damage. Collection of articles]. Mariupol, 1998. Issue 2, pp. 89–91. (In Russ.).
- 6. Yaremenko O.V. *Ogranichivayushchie gidrodinamicheskie mufty* [Limiting hydraulic couplings]. Moscow: Mashinostroenie, 1970, 224 p. (In Russ.).
- 7. Shishkarev M.P., Vu T.Z. *K voprosu o nagruzkakh pri srabatyvanii adaptivnykh friktsionnykh muft* [On the issue of stress in triggered adaptive friction couplings]. In: *Materialy VI nauchno-praktiches*-

koi konferentsii "Innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii i metallurgii" [Proceedings of the VI scientific-practical conference "Innovative technologies in machine building and metallurgy"]. 2014, pp. 131–142. (In Russ.).

- Korneev Yu.S., Korneeva E.N., Igrashkina N.A. Application and selection of starting protective couplings in drives of technological machines. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekh*nologii, 2014, no. 3, pp. 3–6. (In Russ.).
- **9.** Borodina M.B., Savin L.A. Adaptive hydromechanical devices of mechatronic rotor systems. *Izvestiya yugo-zapadnogo gosudarst-vennogo universiteta*, 2013, no. 1, pp. 151–155. (In Russ.).
- Sveshnikov V.K. *Stanochnye gidroprivody. Spravochnik* [Machine hydraulic drives. Reference book]. Moscow: Mashinostroenie, 1995. (In Russ.).
- 11. Dunaev P.F., Lelikov O.P. Konstruirovanie uzlov i detalei mashin: ucheb. posobie dlya tekhn. spets. vuzov [Construction of units and machine parts: manual for tehn. universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 2000. (In Russ.).
- **12.** Reshetov D.N. *Detali mashin: Uchebnik dlya studentov mashinostroitel'nykh i mekhanicheskikh spetsial'nostei VUZov* [Machine parts: the textbook for students of engineering and mechanical specialties of universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 496 p. (In Russ.).
- **13.** Navrotskii K.L. *Teoriya i proektirovanie gidro- i pnevmoprivodov* [Theory and design of hydraulic and pneumatic drives]. Moscow: Mashinostroenie. 1991. 384 p. (In Russ.).
- 14. Borodina M.B., Bulavin K.A., Mironenko S.V. Rational parameters of hydromechanical coupling with screw actuator damping the suddenly applied loads. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2014, no. 6, pp. 70–74. (In Russ.).
- **15.** Borodina M.B., Mironenko S.V., Shevchenko B.A. The modeling of work dynamics of hydromechanical coupling with differential planetary gear mechanism. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii.* 2014, no. 2, pp. 44–50. (In Russ.).

Received December 3, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 506 – 512. © 2015. Лаптев А.И.

УДК 666.233

# ВЛИЯНИЕ СПЛАВОВ-КАТАЛИЗАТОРОВ С РАЗЛИЧНЫМИ ПО ОТНОШЕНИЮ К УГЛЕРОДУ АДГЕЗИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ НА СИНТЕЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ «КАРБОНАДО»

**Лаптев А.И.,** д.т.н., ведущий научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории сверхтвердых материалов (laptev@misis.ru)

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

Аннотация. Проведено изучение влияния молибдена, титана, тантала, бора и углерода на смачивание пирографита расплавами на основе нихрома (X20H80). Измерены поверхностные натяжения расплавов, краевые углы смачивания расплавами пирографита и рассчитана работа адгезии расплавов к пирографиту. Изученные сплавы применяли в качестве катализаторов для синтеза поликристаллических алмазов «карбонадо». Установлено, что поскольку синтез карбонадо, в отличие от синтеза монокристаллов и порошков алмаза, протекает глубоко в области термодинамической стабильности алмаза, влияние адгезионных характеристик сплавов-катализаторов существенного влияния на процесс образования поликристаллов не оказывает.

Ключевые слова: карбонадо, синтез, сплавы-катализаторы, смачивание, поверхностное натяжение, работа адгезии, пирографит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-506-512

Поликристаллические алмазы карбонадо получают синтезом из углеродсодержащих материалов в присутствии сплавов-катализаторов при давлении 8,0 ГПа и выше, температурах 1800 – 2200 К. Классификация синтетических «карбонадо» приведена в работе [1]. Поликристаллические алмазы карбонадо представляют собой композиционный материал, состоящий из алмазных зерен и металлической связки, близкой по составу к исходному сплаву-катализатору [2], расположенной между алмазными зернами. Включения металлических частиц наблюдаются также внутри алмазных зерен. Адгезионные свойства расплава катализатора (способность затекать и равномерно заполнять каналы и поры композита) важны по двум причинам. Во-первых, в литературе отмечается, что на фазовый переход графит-алмаз большое влияние оказывают адгезионные характеристики применяемого сплава-катализатора [3, 4]. Во-вторых, для повышения прочности композиционного материала желательно наличие прочного сцепления металлической связки с алмазными зернами. Необходимым условием значительной механической прочности контакта после затвердевания сплава является высокая адгезия расплава к поверхности алмаза. Исследования по смачиванию и адгезии жидких металлов и сплавов к алмазу и графиту широко освещены в литературе [5-7], причем закономерности по смачиванию расплавами алмаза и графита аналогичны.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния адгезионных характеристик по отношению к графиту расплавов системы никель – хром (сплавы данной системы наиболее широко применяются при синтезе поликристаллических алмазов), легированных титаном, молибденом, танталом, бором и углеродом на процесс образования поликристаллических алмазов «карбонадо».

Для изготовления сплавов, применяемых для смачивания пирографита, использовали:

- электролитический никель чистотой 99,99 %;
- электролитический хром чистотой 99,95 %;
- порошок молибдена чистотой 99,65 %;
- порошок тантала чистотой 99,5 %;
- иодидный титан чистотой 99,96 %;
- бор аморфный чистотой 99,3 %;
- графит высокой чистоты ГМЗОСЧ.

Для изготовления сплавов-катализаторов, применяемых для синтеза поликристаллических алмазов «карбонадо», использовали порошки (1 – 20 мкм) металлов, бора и графита:

- порошок электролитического никеля чистотой 99,7 %;
- порошок электролитического хрома чистотой 99,4 %;
- порошок молибдена чистотой 99,65 %;
- порошок тантала чистотой 99,5 %;
- порошок иодидного титана чистотой 99,8 %;
- бор аморфный чистотой 99,3 %;
- порошок графита высокой чистоты ГМЗОСЧ.

Сплавы для экспериментов по смачиванию пирографита готовили способом электродуговой плавки в атмосфере аргона с последующим гомогенизирующим отжигом. Химический анализ показал хорошее соответствие исходного (шихтового) и конечного состава сплавов. Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный на электронном сканирующем микроскопе JEOL JSM с микрорентгеноспектральной приставкой DDS-4, показал равномерное распределение легирующих по поверхности шлифа. В качестве твердой фазы для определения краевых углов смачивания применяли пирографит. Исследования проводили на плоскости осаждения, которая представляет собой плоскость гексагональных графитовых колец. Выбор пирографита обусловлен также его малой пористостью.

Краевые углы смачивания пирографита расплавами и поверхностное натяжение расплавов определяли в атмосфере гелия высокой чистоты. При определении краевых углов смачивания использовали вариант эксперимента, предусматривающий раздельный нагрев капли расплава и подложки из пирографита и приведение их в контакт при температуре, на 20 – 50 К превышающей температуру плавления сплава. После соприкосновения жидкого металла и пирографита, сформировавшуюся каплю фотографировали. Обмер фотоснимков производили на инструментальном измерительном микроскопе УИМ-21. Такая методика позволяет измерять краевые углы с точностью ± 3°.

Определение поверхностного натяжения проводили методом покоящейся капли с принудительным формированием на цилиндрической подложке из оксида алюминия при температуре, на 20 – 50 К превышающей температуру плавления сплавов. Обмер фотоснимков выполняли по методике, предложенной в работе [8].

Полученные значения краевых углов смачивания пирографита в системе никель-хром приведены на рис. 1, *а*. Введение до 30 % хрома в никель слабо влияет на краевой угол смачивания пирографита. При повышении содержания хрома в расплаве до 45 - 50 % угол смачивания  $\theta$  падает до нуля. В дальнейших исследованиях за основу был выбран сплав хрома с никелем (20 % Cr – 80 % Ni), в который вводили Ti, Mo, Ta, B и C, и изучали краевой угол смачивания пирографита этими сплавами. Полученные значения краевых углов смачивания приведены на рис. 1, *б*. Как видно из результатов эксперимента, данные по влиянию углерода и бора на угол смачивания  $\theta$  согласуются с результатами работы [3].

Из результатов, представленных на рис. 1, б следует, что только тантал и молибден способствуют улучшению смачиваемости пирографита расплавом X20H80. Введение углерода, бора и титана оказывает противоположное действие. По литературным данным титан, тантал, молибден и хром должны улучшать смачиваемость углеродного материала [5], поскольку все эти металлы способствуют увеличению растворимости углерода в жидком никеле [9].

С целью выяснения причин установленных закономерностей проводили рентгенофазовый анализ используемых сплавов (излучение CuK<sub>a</sub>). Результаты рентгенофазового анализа приведены в табл. 1.



Рис. 1. Концентрационные зависимости краевых углов смачивания θ пирографита расплавами

Fig. 1. The concentration dependences of contact angles  $(\theta)$  of pyrographite moistening by melts

Для количественной оценки фазового состава сплавов приведено отношение интенсивностей анализируемых линий. Из анализа данных, представленных в табл. 1, следует, что в системах Ni–Cr–Ti, Ni–Cr–Ta и Ni–Cr–Mo образуются интерметаллические соединения Ni<sub>3</sub>Ti, Ni<sub>3</sub>Ta и P-фаза Ni–Cr–Mo соответственно. В табл. 2 приведены энергии Гибса образования интерметаллидов и карбидов Ti, Ta и Mo ( $\Delta G^{\circ}$ ). Значения  $\Delta G^{\circ}$  образования Ni<sub>3</sub>Ti и TiC близки между собой, в системах Ni–Ta–C, Ni–Mo–C образование карбидов TaC и Mo<sub>2</sub>C предпочтительнее, чем соответствующих интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Ta и Ni<sub>4</sub>Mo.

В работах [13-15] приведены термодинамические активности компонент сплавов систем Ni-Cr [14], Ni-Ti [15], Ni-Mo [13]. Приведенные данные свидетельствуют о сильном взаимодействии в системе Ni-Ti. Термодинамические активности компонентов в системах Ni-Cr и Ni-Mo примерно соответствуют их концентрациям в широких пределах концентраций. В работе [16] определена термодинамическая активность углерода в сплавах Ni-Cr-C и Ni-Ti-C при T = 1273 К. Показано, что введение хрома понижает термодинамическую активность углерода в твердом растворе на основе никеля, а наличие титана весьма слабо влияет на эту величину. Если карбиды хрома образуются при сравнительно малых концентрациях хрома и углерода, то карбиды титана не образуются при содержании титана до 10 % (ат.).

Таким образом, аномальное влияние титана на изменение угла смачивания θ пирографита расплавом

# Таблица 1

Основа	Содерх щего эл	кание ле пемента,	гирую- % (ат.)	θ,	Фазовый состав	Анализируемые	Соотношение интенсивностей	
	Ti	Та	Mo	трад		JIPITIPIPI	анализируемых линий	
	3,7	_	_	60	γ-раствор на основе ни- келя		_	
V201180	7,4	_	—	61	γ, Ni <sub>3</sub> Ti	$I_{(202)}$ Ni <sub>3</sub> Ti	0,035	
A201160	17,4	_	_	78	γ, Ni <sub>3</sub> Ti	$I_{(111)}\gamma_{ m Ni}$	10	
	25	_	_	87	Ni <sub>3</sub> Ti, слабые линии фазы неизвестного состава		_	
	-	4,5	-	61	γ	LNi.Ta	_	
X20H80	-	10	_	48	γ, Ni <sub>3</sub> Ta	$\frac{I_{(112)}I_{(112)$	0,52	
	_	17	_	5	γ, Ni <sub>3</sub> Ta	*(111) / Ni	1,16	
	—	_	5,1	53	γ		-	
	-	-	11,6	50	γ		_	
X20H80	_	_	16,6	44	γ	_	_	
	_	_	24,3	35	γ, P-фаза Cr – Ni – Mo		_	

# Результаты рентгенофазового анализа исходных сплавов *Table 1.* The results of X-ray analysis of initial alloys

Таблица 2

Соединение	Температура, К	$-\Delta G^\circ,$ кДж/моль	Литература
TiC	1300	170,1	[10]
TaC	1300	154,6	[10]
Mo <sub>2</sub> C	1300	59,2	[10]
1/6Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	1273	76,7	[10]
$1/3Cr_7C_3$	1300	67,1	[10]
$1/2Cr_3C_2$	1300	31,5	[10]
Ni <sub>3</sub> Ti	1300	175,1	[11]
NiTi	1300	63,4	[11]
Ni <sub>3</sub> Ta	1300	133,1	[12]
Ni <sub>2</sub> Ta	1300	121,8	[12]
Ni <sub>4</sub> Mo	1100	19,0	[13]
NiMo	1300	8,4	[13]
Ni <sub>3</sub> Mo	1200	16,5	[13]
Ni <sub>4</sub> Mo	1100	19,0	[13]

Энергии Гиббса образования соединений *Table 2*. Gibbs energy of compounds formation

X20H80 – Ті (рис. 1), может быть связано с образованием достаточно прочного интерметаллида Ni<sub>3</sub>Ti. Рентгенофазовый анализ охлажденной капли сплава состава X20H80 – 25Ti, выдержанной в контакте с пирографитом в течение 15 мин и очищенной с поверхности от остатков пирографита, показал наличие интерметаллида Ni<sub>3</sub>Ti и карбида хрома Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Карбида титана обнаружено не было. Образование карбида хрома Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> свидетельствует, что межфазноактивным по отношению к углероду элементом в сплавах системы Ni–Cr–Ti является хром, несмотря на то, что его сродство к углероду значительно ниже, чем у титана (см. табл. 2). Нужно отметить, что активность хрома в расплаве также существенно понижается в присутствии титана, так как в системе Cr–Ti протекает взаимодействие, о чем свидетельствует образование интерметаллида Cr<sub>2</sub>Ti [14].

В работах [17, 18], посвященных изучению структуры жидких металлов и сплавов, указывается на наличие в расплаве структурных комплексов с характеристиками связей, сходными с характеристиками связей соединений, присутствующих в твердой фазе, т. е. в жидких расплавах сохраняются области с определенным близким порядком, соответствующим твердофазному. Отмечается, что комплексообразование наиболее полно происходит в жидкости при составе компонентов, соответствующем образованию соединения в твердом состоянии. Первой ступенью плавления интерметаллических соединений является разрушение слабых сил Ван-дер-Ваальса, удерживающих вместе более прочные связанные структурные единицы. Затем с повышением температуры несколько выше 50° наблюдаемой точки плавления следует более плавное разрушение этих структурных комплексов. Повышение же растворимости углерода в жидком никеле при введении титана, наблюдаемое в работе [9], объясняется существенным перегревом расплава (примерно на 350°) выше температуры плавления, когда действие комплексов

ослаблено. В работе [19] изучено смачивание поликристаллического алмаза расплавом 28,5 % Ni – 71,5 % Ti при различных температурах. Установлено, что при повышении температуры с 1373 до 1523 К краевой угол смачивания  $\theta$  уменьшился с 90 до 72°. Полученные автором данные находятся в хорошем соответствии с результатами, представленными в работе [19].

Для изучения распределения элементов в контактной зоне расплав – пирографит и в объеме застывшей капли были приготовлены шлифы перпендикулярно поверхности пирографита. На рис. 2 – 4 приведены ре-



Рис. 2. Распределение элементов по сечению застывшей капли сплава состава X20H80 – 25Ti (×750)

Fig. 2. Distribution of elements in the cross section of the frozen droplets of the Cr20Ni80 – 25Ti alloy (×750)



Рис. 3. Распределение элементов по сечению застывшей капли сплава состава X20H80 – 25Mo (×750)

Fig. 3. Distribution of elements in the cross section of the frozen droplets of the Cr20Ni80 – 25Mo alloy (×750)

зультаты микрорентгеноспектрального анализа. Изучение представленных экспериментальных данных показывает, что распределение элементов по шлифу крайне неравномерно. Существенного повышения карбидообразующих элементов в контактной зоне не наблюдается, в отличие от расплавов на основе металлов, не взаимодействующих с углеродом, легированных карбидообразующими металлами [5-7]. Некоторое обогащение контактной зоны хромом в системе Ni-Cr-Ti (рис. 2), хромом в системе Ni-Cr-Mo (рис. 3), хромом и танталом в системе Ni-Cr-Ta не меняет общего впечатления о достаточно равномерном распределении элементов по плоскости шлифа с учетом реальной микроструктуры образцов. По-видимому, отсутствие существенного перераспределения карбидообразующих элементов в расплаве в контактной поверхности с пирографитом объясняется высокой растворимостью углерода в никеле [9].

Поверхностную энергию рассчитывали по таблицам Ф. Башфорта и И. Адамса [20], преобразованным Ю.Н. Иващенко, Б.Б. Богатыренко и В.Н. Еременко [8]. На рис. 5 представлены концентрационные зависимости поверхностного натяжения. Точность измерения поверхностного натяжения составила ± 50 мДж/м<sup>2</sup>. Поверхностное натяжение расплавов с содержанием титана более 15 % и углерода более 3 % не определяли из-за интенсивного взаимодействия их с подложкой из оксида алюминия. Для расчета работы адгезии использовали значения поверхностной энергии, полученные экстраполяцией. Из концентрационных зависимостей работы адгезии расплавов к пирографиту, представленных на рис. 6, видно, что введение тантала, молибдена и хрома улучшает работу адгезии расплава к пирографиту; увеличение содержания углерода приводит к сильному



Рис. 4. Распределение элементов по сечению застывшей капли сплава состава X20H80 – 17Та (×750)

Fig. 4. Distribution of elements in the cross section of the frozen droplets of the Cr20Ni80 – 17Ta alloy (×750)



Fig. 5. The concentration dependences of the surface energy  $(\sigma_{l,g.})$  of melts

снижению работы адгезии расплава к пирографиту при содержании углерода более 8 % (ат.); влияние бора и титана на работу адгезии незначительно.

Синтез алмазов типа карбонадо проводили при начальном давлении 8,0 ГПа. Время синтеза составляло 12 с. Для синтеза применяли заготовки из поликристаллического графита особой чистоты марки МГОСЧ. Температура синтеза зависела от температуры плавления сплава и превышала минимальную температуру образования поликристалла для исследованных систем на 150 – 200°. Размер образующихся поликристаллов: диаметр ~ 4 мм; высота 3,5 – 4,0 мм; масса 0,8 – 1,0 карат.

Несмотря на значительные различия адгезионных характеристик используемых сплавов-катализаторов влияние их на процесс образования поликристаллов (время синтеза, размер образующихся поликристаллов, размер зерна алмазов) незначительно. Было отмечено некоторое уменьшение размера алмазных поликристаллов, синтезированных в системе Ni-Cr-C с содержанием углерода более 3,5 %. Исследование прочности поликристаллов карбонадо показало, что различие адгезионных свойств к углероду используемых сплавовкатализаторов не влияет на прочность поликристаллов. Прочностные свойства поликристаллических алмазов определяются условиями их получения ( $P, T, \tau$ ) и механическими свойствами исходных сплавов-катализаторов [21 – 22]. Наиболее значительное влияние на работу адгезии к пирографиту оказывает введение углерода в сплав Х20Н80. Поэтому проводили подробное изучение влияние содержания углерода в сплаве-катализаторе на свойства синтезированных поликристаллов. Для этого синтезированные поликристаллы дробили и



расплавов к пирографиту

Fig. 6. The concentration dependences of the adhesion work  $(W_a)$  of melts to pyrographite

выделяли фракцию 630/500 для проведения прочностных испытаний по ГОСТ 9206. Дробленые поликристаллы «карбонадо» имеют обозначение, в соответствии с ГОСТ 9206, АРК4. Зависимость прочности АРК4 630/500 от состава сплава-катализатора представлена на рис. 7. Из этой зависимости следует, что введение до



Рис. 7. Влияние содержания углерода в катализаторе X20H80 на прочность порошков поликристаллического алмаза АРК4 630/500

Fig. 7. The effect of carbon content in the Cr20Ni80 catalyst on strength of polycrystalline diamond powders, dimension 630/500 micron

3,5 % углерода в сплав 20 % Cr – 80 % Ni приводит к повышению прочности поликристалла, при дальнейшем повышении содержания углерода в катализаторе прочность поликристаллов уменьшается.

Температура образования поликристаллического алмаза зависит от температуры плавления сплава-катализатора. Введение до 3,5 % углерода в сплав 20 % Cr - 80 % Ni приводит к снижению температуры плавления сплава-катализатора [9], при этом уменьшается и температура синтеза поликристаллического алмаза карбонадо. Снижение температуры синтеза приводит к увеличению вязкости расплава катализатора, что затрудняет транспорт его в зону реакции образования алмаза. Поликристаллы образуются меньшего размера, что и определяет некоторое повышение их прочностных свойств, поскольку в процессе образования алмаза происходит снижение давления в камере высокого давления. В то же время повышение содержания углерода в сплаве Х20Н80 приводит к снижению адгезионных характеристик расплава к алмазу. Этими двумя факторами и определяется экстремальный характер зависимости прочности карбонадо от содержания углерода в исходном катализаторе Х20Н80.

**Выводы.** Синтез карбонадо, в отличие от синтеза монокристаллов и порошков алмаза, протекает глубоко в области термодинамической стабильности алмаза, поэтому влияние адгезионных характеристик сплавовкатализаторов существенного влияния на процесс образования поликристаллов не оказывает.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Лаптев А.И. Классификация синтетических поликристаллических алмазов «баллас» и «карбонадо» // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 1. С. 51 – 55.
- Ермолаев А.А., Лаптев А.И., Поляков В.П. Влияние состава сплава-катализатора на механизм синтеза и состав фаз поликристаллического алмаза «карбонадо» // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2000. № 2. С. 62 – 65.
- Найдич Ю.В., Логинова О.Б., Перевертайло В.М. и др. Межфазные и капиллярные явления в процессе синтеза алмаза при высоких давлениях в присутствие металлических расплавов // Адгезия расплавов и пайка материалов. 1981. № 7. С. 12 – 20.
- Синтез минералов. В 2-х томах. Т. 1. / В.Е. Хаджи, Л.И. Цинобер, Л.М. Штеренлихт и др. – М.: Недра, 1987. – 487 с.
- Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. – Киев: Наукова думка, 1972. – 196 с.

- Пайка и металлизация сверхтвердых инструментальных материалов / Ю.В. Найдич, Г.А. Колесниченко, И.А. Лавриненко и др. – Киев: Наукова думка, 1977. – 188 с.
- Найдич Ю.В., Уманский В.П., Лавриненко И.А. Прочность алмазометаллического контакта и пайка алмазов. – Киев: Наукова думка, 1988. – 135с.
- Иващенко Ю.Н., Богатыренко Б.Б., Еременко В.Н. К вопросу о расчете поверхностного натяжения жидкости по размерам лежащей капли – В кн.: Поверхностные явления в расплавах и процессах порошковой металлургии. – Киев, 1963. С. 391 – 417.
- Schenck H., Fronberg M. G., Steinmetz E. Untersuchungen uber wechselseitige Aktivitatseinflusse in homogenen metallishen Mehrstofflosungen //Archiv f.d. Eisenhuttenwesen. 1963. Vol. 34. No. 1. P. 37 – 47.
- Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
- Левшин Г.А., Алексеев В.И. Термодинамические свойства сплавов системы никель-титан // Журнал физической химии. 1979. Т. 53. № 3. С. 769 – 772.
- Лякишев И.П., Снитко Ю.П., Алексеев В.И. и др. Термодинамика реакций образования интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Ta и Ni<sub>2</sub>Ta // Докл. АН СССР. 1981. Т. 255. № 6. С. 1404.
- Мешков Л.Л., Гузей Л.С., Соколовская Е.М. Термодинамическое исследование системы никель–молибден // Журнал физической химии. 1975. Т. 49. № 8. С. 1917 – 1920.
- **14.** Hultgren R. Selected values of the thermodinamic properties of binary alloys. 1973. 1435 p.
- Алексеев В.И., Левшин Г.А. Исследование термодинамических свойств некоторых сплавов на основе никеля// Изв. вуз. Черная металлургия. 1980. № 11. С.19 – 24.
- 16. Алексеев В.И., Дегтярева И.В., Левшин Г.А. Термодинамические свойства сплавов Ni-Cr-C, Ni-Ti, Ni-Ti-C и растворимость избыточных фаз в матрице на основе никеля. – В кн.: Диаграммы состояния металлических систем. – М.: Наука, 1981. С. 91 – 98.
- **17.** Вилсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972. 247 с.
- Филиппов Е.С. Строение, физика и химия металлургических расплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 304 с.
- Чепелева В.П., Делеви В.Г., Кизиков Э.Д. и др. Структурообразование сплава титан – никель эвтектического состава // Порошковая металлургия. 1984. № 1. С. 66 – 71.
- **20.** Bashforth F., Adams I. An attempt to test the theories of capillary action. Cambridge, 1883.
- Nojkina A.V., Laptev A.I., Ermolaev A.A. Influence of synthesis and composition conditions on strength characteristics of synthetic carbonado-type diamonds // High Pressure Research. 2002. Vol. 22. P. 545 – 549.
- 22. Лаптев А.И., Манухин А.В., Санников Д.С., Ермолаев А.А. Механические свойства и фазовый состав «карбонадо», синтезированных в различных металлических системах // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2002. № 2. С. 51 – 54.

Поступила 7 апреля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 506-512.

# INFLUENCE OF ALLOYS-CATALYSTS WITH VARIOUS ADHESIVE PROPERTIES TO CARBON ON THE SYNTHESIS OF CARBONADO POLYCRYSTALLINE DIAMOND

*Laptev A.I., Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory "Superhard materials"* (laptev@misis.ru)

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

Abstract. The authors have studied the influence of molybdenum, titanium, tantalum, boron and carbon on wetting of pyrographite melts based on nickel-chromium alloys (Ni20Cr80). The surface tension, contact angles of melts to pyrographite were measured and work of adhesive melts to pyrographite were calculated. The studied alloys are used as

catalysts for the synthesis of Carbonado polycrystalline diamond. It was found that as the synthesis of Carbonado proceeds deep in the area of thermodynamic stability of the diamond unlike synthetic of diamond single crystals and powders, the influence of the adhesive characteristics of the alloys-catalysts has not significant impact on the process of polycrystals formation.

*Keywords*: carbonado polycrystalline diamond, synthesis, alloys-catalysts, moistening, surface tension, adhesion work, pyrographite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-506-512

#### REFERENCES

- 1. Laptev A. I. Classification of Ballas and Carbonado Synthetic Polycrystalline Diamonds. *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44, no. 1, pp. 29–33.
- Ermolaev A.A., Laptev A.I., Polyakov V.P. The influence of the alloy-catalyst composition on the synthesis mechanism and composition of the phases of Carbonado polycrystalline diamond. *Izvestiya* VUZov. Tsvetnaya metallurgiya. 2000, no. 2, pp. 62–65. (In Russ.).
- **3.** Naidich Yu.V., Loginova O.B., Perevertailo V.M. etc. Interphase and capillary phenomenon in the synthesis process of diamond at high pressure in the presence of molten metals. *Adgeziya rasplavov i paika materialov*. 1981, no. 7, pp. 12–20. (In Russ.).
- Khadzhi V.E., Tsinober L.I., Shterenlikht L.M. etc. *Sintez mineralov. Vols.* 1–2 [Synthesis of minerals]. Vol. 1. Moscow: Nedra, 1987. 487 p. (In Russ.).
- Naidich Yu.V. Kontaktnye yavleniya v metallicheskikh rasplavakh [Contact phenomena in metallic melts]. Kiev: Naukova dumka, 1972. 196 p. (In Russ.).
- Naidich Yu.V., Kolesnichenko G.A., Lavrinenko I.A. etc. *Paika i metallizatsiya sverkhtverdykh instrumental'nykh materialov* [Soldering and metallization of super-hard tool materials]. Kiev: Naukova dumka, 1977. 188 p. (In Russ.).
- Naidich Yu.V., Umanskii V.P., Lavrinenko I.A. *Prochnost' almazometallicheskogo kontakta i paika almazov* [The strength of diamond-metal contact and soldering of diamonds]. Kiev: Naukova dumka, 1988. 135 p. (In Russ.).
- 8. Ivashchenko Yu.N., Bogatyrenko B.B., Eremenko V.N. K voprosu o raschete poverkh-nostnogo natyazheniya zhidkosti po razmeram lezhashchei kapli [On the question of calculating the tension of liquid by the size of lying] In.: Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh i protsessakh poroshkovoi metallurgii [Surface phenomena in melts and processes of powder metallurgy]. Kiev, 1963, pp. 391–417. (In Russ.).
- **9.** Schenck H., Fronberg M. G., Steinmetz E. Untersuchungen uber wechselseitige Ak-tivitatseinflusse in homogenen metallishen Meh-

rstofflosungen. Archiv f.d. Eisenhuttenwesen. 1963. Vol. 34, no. 1, pp. 37–47.

- **10.** Samsonov G.V., Vinitskii I.M. *Tugoplavkie soedineniya* [Refractory compounds]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 560 p. (In Russ.).
- Levshin G.A., Alekseev V.I. Thermodynamic properties of the alloys of nickel-titanium system. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1979. Vol. 53, no. 3, pp. 769–772. (In Russ.).
- Lyakishev I.P., Snitko Yu.P., Alekseev V.I. etc. Thermodynamics of formation reactions of intermetallic compounds Ni<sub>3</sub>Ta Ni<sub>2</sub>Ta. *Dokl. AN SSSR*. 1981. Vol. 255, no. 6. p. 1404. (In Russ.).
- Meshkov L.L., Guzei L.S., Sokolovskaya E.M. Thermodynamic investigation of the nickel-molybdenum system. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1975. Vol. 49, no. 8, pp. 1917–1920. (In Russ.).
- 14. Hultgren R. Selected values of the thermodinamic properties of binary alloys. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1973. 1435 p.
- Alekseev V.I., Levshin G.A. A study of the thermodynamic properties of some nickel-based alloys. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1980, no. 11, pp. 19–24. (In Russ.).
- 16. Alekseev V.I., Degtyareva I.V., Levshin G.A. *Termodinamicheskie svoistva splavov Ni Cr C, Ni Ti, Ni Ti C i rastvorimost' izbytochnykh faz v matritse na osnove nikelya* [The thermodynamic properties of Ni Cr C, Ni Ti, Ni Ti C alloys and solubility of excess phases in the matrix on the basis of nickel]. In.: *Diagrammy sostoyaniya metallicheskikh system* [The phase diagrams of metallic systems]. Moscow: Nauka, 1981, pp. 91–98. (In Russ.).
- **17.** Wilson J.R. *The Structure Of Liquid Metals And Alloys.* Metall Rev, 1965. (Russ.ed.: Wilson J.R. *Struktura zhidkikh metallov i splavov.* Moscow: Metallurgiya, 1972. 247 p.).
- **18.** Filippov E.S. *Stroenie, fizika i khimiya metallurgicheskikh rasplavov* [The structure, physics and chemistry of metallurgical melts]. Moscow: Metallurgiya, 1995. 304 p. (In Russ.).
- **19.** Chepeleva V.P., Delevi V.G., Kizikov E.D. etc. Structurization of titanium nickel alloy with eutectic composition. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1984, no. 1, pp. 66–71. (In Russ.).
- **20.** Bashforth F., Adams I. An attempt to test the theories of capillary action. Cambridge, 1883.
- **21.** Nojkina A.V., Laptev A.I., Ermolaev A.A. Influence of synthesis and composition conditions on strength characteristics of synthetic carbonado-type diamonds. *High Pressure Research*. 2002. Vol. 22, pp. 545–549.
- 22. Laptev A.I., Manukhin A.V., Sannikov D.S., Ermolaev A.A. Mechanical properties and phase composition of Carbonado synthesized in a variety of metal systems. *Izvestiya VUZov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2002, no. 2, pp. 51–54. (In Russ.).

Received April 7, 2015

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 513 – 519. © 2015. Бердников В.И., Гудим Ю.А.

УДК 541.11

# О ПРИМЕНЕНИИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ИДЕАЛЬНЫХ АССОЦИИРОВАННЫХ РАСТВОРОВ

Бердников В.И.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник (berdnikov-chel@mail.ru) Гудим Ю.А.<sup>1,2</sup>, д.т.н., профессор, зам. директора ООО ПК «Технология металлов»

<sup>1</sup>ООО «Технология металлов»

(454018, Россия, Челябинск, ул. Косарева, 63, офис 486) <sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет (454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Согласно модели идеальных ассоциированных растворов в типичном бинарном металлическом растворе с отрицательными отклонениями от закона Рауля обычно идентифицируются от одного до трех ассоциатов. Но в соответствии с правилом фаз число одновременно сосуществующих ассоциатов не должно превышать числа химических элементов, образующих этот раствор, т. е. быть не больше двух. Предполагается, что превышение числа ассоциатов сверх допустимого устраняется в ходе химического взаимодействия между конкурирующими ассоциатами. В систему расчетных уравнений модели идеальных ассоциированных растворов была введена специальная функция, имитирующая и учитывающая это взаимодействие.

Ключевые слова: идеальный ассоциированный раствор, жидкий металлический раствор, правило фаз, специальная функция.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-513-519

Модель идеальных ассоциированных растворов (ИАР) обычно используется для анализа термодинамических свойств жидких металлических растворов с отрицательными отклонениями от закона Рауля. Формальный аппарат модели применительно к бинарному сплаву A-B, содержащему ассоциаты  $A_pB_q$ , определяется уравнениями [1, 2]:

$$a_A + a_B + \sum_{1}^{i} x_i = 1;$$
 (1.1)

$$a_A + \sum_{1}^{l} p_i x_i = (1 - X_B) v^{-1}; \qquad (1.2)$$

$$a_B + \sum_{1}^{i} q_i x_i = X_B v^{-1}, \qquad (1.3)$$

где 
$$x_i = K_i v^{p_i + q_i - 1} a_A^{p_i} a_B^{q_i}$$
;  $K_i = \exp\left(-\frac{\Delta G_{f,i}}{TR}\right)$ .

Здесь  $a_A$ ,  $a_B$  – термодинамические активности компонентов сплава; i – номер ассоциата;  $x_i$  – мольные доли ассоциатов в сплаве; p и q – фиксированные целочисленные указатели порядка ассоциатов;  $X_B$  – мольная доля компонента B в сплаве;  $K_i$ ,  $\Delta G_{f,i}$  – константы равновесия и энергии Гиббса химических реакций образования ассоциатов из простых веществ (мономеров) соответственно; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; v – параметр ассоциации, представляющий собой отношение числа молей всех веществ в растворе к числу молей «чистых» жидкостей A или B. Усредненной характеристикой ассоциированного раствора может служить величина

$$\overline{\mathbf{v}} = \frac{\sum_{1}^{N} \mathbf{v}(X_B)}{N},\tag{2}$$

где N – количество экспериментальных или расчетных точек. Чем меньше значение  $\overline{v}$ , тем больше ассоциирован раствор. Зависимость  $v(X_B)$  может также служить косвенной характеристикой изменения мольного объема раствора.

Система (1) содержит три уравнения: уравнение нормировки состава (1.1) и два уравнения балансов массы компонентов A и B – (1.2) и (1.3). Численное решение этой нелинейной системы позволяет однозначно определить значения только трех величин – параметра v (обязательно!), а также двух неизвестных переменных, выбор которых зависит от типа поставленной задачи. Таковыми являются:

- «прямая» задача [1]: допускается тождественность термодинамических свойств ассоциатов и соответствующих интерметаллидных соединений, используются справочные данные  $\Delta G_f$ для интерметаллидов, определяются активности компонентов  $a_A$ ,  $a_B$ ;
- «обратная» задача [2]: используется экспериментальная информация об активностях компонентов *a<sub>A</sub>*, *a<sub>B</sub>*, определяются константы равновесия *K<sub>1</sub>*, *K<sub>2</sub>* и прочие термодинамические характеристики.

При анализе свойств многокомпонентного сплава, например тройного сплава A-B-C, в исходную систему уравнений добавляется еще одно уравнение баланса массы компонента C, что в дальнейшем позволит определить значения переменных  $a_A$ ,  $a_B$ ,  $a_C$  или  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_3$ . Таким образом, из анализа структуры системы (1) следует правило фаз для ассоциированных растворов: «Число одновременно сосуществующих ассоциатов не превышает числа компонентов (химических элементов), образующих раствор».

Система (1) отражает общие закономерности формирования новых фаз в средах с идеальными взаимодействиями между химическими соединениями. Например, газоконденсатная среда тоже считается идеальной (кроме сред с высоким давлением). Для описания ее также используется уравнение нормировки (закон Дальтона) и уравнения баланса масс химических элементов [3]. Аналогично формулируется и правило фаз газоконденсатной системы: «Число конденсированных фаз не превышает числа химических элементов в ней» [4]. Но есть и отличие. Если в ассоциированном растворе мономеры А и В создают лишь идеальную среду для образования метастабильных фаз – ассоциатов, то в газоконденсатной среде компоненты А и В могут создавать еще и самостоятельные конденсированные фазы. Поэтому для расчета свойств ассоциированных растворов традиционный метод многокомпонентного термодинамического анализа (MTA) оказывается непригодным [5], и необходим специализированный алгоритм типа сформулированного системой уравнений (1).

Другой пример – в геологических дисциплинах давно используется так называемое минералогическое правило фаз: «Из n компонентов при произвольных давлении и температуре могут устойчиво совместно существовать не более n минералов» [6]. Здесь под компонентами понимаются химические соединения, из которых слагаются минералы – это, в основном, простые оксидные соединения типа SiO<sub>2</sub>, CaO и др. В работе [7] было показано, что образование типичных для минералов двойных и тройных оксидных комплексов из простых оксидов происходит почти идеально, а максимальные отклонения от идеальности при высоких температурах не превышают 8 %.

Правило фаз определяет необходимое, но недостаточное условие формирования ассоциатов в растворе. А достаточное условие формулируется так же, как в многокомпонентных газоконденсатных системах: «В максимальном наборе ассоциатов должны быть представлены все химические элементы этой системы». Например, в тройной системе A - B - C невозможно одновременное существование ассоциатов  $A_3B$ , AB,  $AB_2$ , поскольку не задействован компонент C. В этом случае расчетная система уравнений становится несовместной и, следовательно, неразрешимой. Практика решений обратных задач по определению ассоциативных свойств бинарных металлических сплавов [2] показала, что в большинстве случаев идентифицируется три вида ассоциатов: «центральный» типа AB и два «периферийных» – «левосторонний» типа  $A_pB$  и «правосторонний» типа  $AB_q$ . Один или оба периферийных ассоциатов могут отсутствовать, но центральный ассоциат присутствует почти всегда. Размерность периферийных ассоциатов невелика, обычно  $p, q \leq 4$ .

Существующий алгоритм идентификации ассоциатов [2] предполагает, что области существования всех трех ассоциатов распространяются на весь концентрационный диапазон  $X_B = 0...1$ , что приводит к противоречию с правилом фаз. Возражение о том, что в реальном растворе неизбежно присутствуют малые примеси компонентов C, D и т. д., обеспечивающие дополнительные степени свободы в системе, не решает проблему. В этом случае, в соответствие с принципом достаточности, вакантные места займут не те ассоциаты, на которые мы рассчитываем, а другие, содержащие эти новые компоненты. Поэтому возникшее противоречие устраняется единственно возможным способом – признать, что периферийные ассоциаты взаимодействуют между собой по реакции

$$mA_pB + nAB_q = AB, (3)$$

где  $m = \frac{q-1}{pq-1}; n = \frac{p-1}{pq-1}.$ 

При прохождении реакции (3) один из периферийных ассоциатов расходуется полностью, увеличивая тем самым концентрацию центрального ассоциата. Полное взаимное поглощение обоих периферийных ассоциатов происходит при некоторой концентрации раствора  $X_B^{O}$ . Если принять произвольное значение этой величины, например  $X_B^{O} = 0,5$ , то можно получить приближенное решение задачи, полагая, что в интервале концентраций  $[0...X_B^{O}]$  будет действительна система ассоциатов  $(A_pB, AB)$ , а в интервале  $[X_B^{O}...1]$  – система  $(AB, AB_q)$ . Это нулевое приближение  $X_B^{O}$  так, чтобы в этой точке достигалось соотношение концентраций ассоциатов

$$\frac{x_{AB_q}}{x_{AB}} = \frac{n}{m} = \frac{p-1}{q-1}.$$
 (4)

Непосредственное и точное решение этой задачи можно получить следующим образом. Присвоим ассоциатам  $A_pB$ , AB и  $AB_q$  номера 1, 2, и 3 соответственно. Тогда система (1) с учетом некоторых дополнительных преобразований получит следующий вид:

$$a_A + a_B + x_1 + x_2 + x_3 = 1; (5.1)$$

$$a_A + px_1 + x_2 + x_3 = (1 - X_B)v^{-1};$$
 (5.2)

$$a_B + x_1 + x_2 + qx_3 = X_B v^{-1}, (5.3)$$



;

где 
$$x_1 = \theta_1 K_1 v^p a_A^p a_B; x_2 = K_2 v a_A a_B; x_3 = \theta_3 K_3 v^q a_A a_B^q$$
  
 $\theta_1 = \frac{1}{1 + \exp(-\lambda x)}; \theta_3 = \frac{1}{1 + \exp(\lambda x)}; x = mx_1 - nx_3.$ 

Здесь  $\theta(x, \lambda)$  – специальная сигмоидная, логистическая функция с аргументом *x* и с заданным параметром  $\lambda$ . При известной величине  $X_B^O$  аргумент *x* удобней представить в виде  $x = X_B - X_B^O$ . В этом случае численное решение системы (5) потребует меньшее число итераций.

С помощью функции  $\theta$  наглядно имитируется изменение концентраций периферийных ассоциатов (рис. 1). Очевидно, что в окрестностях точки  $X_B^O$  концентрации ассоциатов в жидкости не могут изменяться скачкообразно, а неизбежно должна образоваться зона с неравновесным промежуточным составом компонентов. В этой ситуации параметр  $\lambda$  будет отражать роль коэффициента диффузии ассоциатов или константы скорости реакции. В работе [9] при определении активности компонентов в сплаве Ni–Al и в других алюминиевых сплавах отмечались сильные отклонения от средних значений в окрестностях  $X_{AI} = 0,5$  и поэтому максимальная погрешность опыта принималась по результатам измерений именно в этой точке.

Переход к расчету от «3-ассоциатной» системы к «2-ассоциатной» лишь незначительно изменил результаты расчета активностей компонентов в диапазоне  $X_{\text{Ti}} = 0, 4...0, 6$  (табл. 1). Практически не изменилась и величина погрешности аппроксимации исходных данных, рассчитанная по формуле

$$\delta = \frac{\sum_{n=1}^{N} \left| a_{\text{опыт}}^{\text{в}} - a_{\text{расч}}^{\text{в}} \right|}{N}, \tag{6}$$

Таблица 1

### Расчет характеристик ассоциации для сплава Ni – Ti при 1800 К

Table 1. The calculation of the characteristics of the association for Ni-Ti alloy at 1800 K

Исход	ные данн	ные [8]		3-ассоциатная система					2-ассоциатная система			
$X_{\mathrm{Ti}}$	a <sub>Ni</sub>	a <sub>Ti</sub>	a <sub>Ni</sub>	a <sub>Ti</sub>	x <sub>Ni3Ti</sub>	x <sub>NiTi</sub>	x <sub>NiTi3</sub>	a <sub>Ni</sub>	a <sub>Ti</sub>	x <sub>Ni3Ti</sub>	x <sub>NiTi</sub>	x <sub>NiTi3</sub>
0,1	0,834	0,001	0,861	$4 \cdot 10^{-4}$	0,126	0,013	5.10-6	0,861	$4 \cdot 10^{-4}$	0,126	0,013	0
0,2	0,599	0,007	0,614	0,006	0,274	0,106	1.10-6	0,614	0,006	0,274	0,106	0
0,3	0,378	0,028	0,365	0,034	0,258	0,343	1.10-4	0,364	0,034	0,258	0,343	0
0,4	0,214	0,081	0,203	0,093	0,146	0,556	0,001	0,202	0,094	0,145	0,559	0
0,5	0,110	0,182	0,104	0,192	0,053	0,643	0,009	0,121	0,169	0,025	0,679	0
0,6	0,053	0,336	0,047	0,348	0,011	0,566	0,029	0,051	0,331	0	0,591	0,027
0,7	0,023	0,524	0,019	0,536	0,002	0,389	0,055	0,019	0,533	0	0,393	0,055
0,8	0,009	0,717	0,007	0,719	0,0001	0,208	0,065	0,007	0,719	0	0,209	0,065
0,9	0,003	0,878	0,002	0,879	4.10-6	0,073	0,046	0,002	0,879	0	0,073	0,046

где  $a^e = 1 - a_A - a_B$  – избыточная активность компонентов сплава; N = 9 – число опытных и расчетных точек. Замена одного периферийного ассоциата на другой произошел при расчетной концентрации  $X_{\text{Ti}}^{\text{O}} = 0,56$  (табл. 2).

Аналогичные расчеты были выполнены при решении обратных задач и для других никелевых сплавов - Ni-Al и Ni-Si. Для них оптимальные решения были найдены на таких же системах ассоциатов (А<sub>3</sub>B, AB, AB<sub>3</sub>), но с несколько отличающимися оценками параметров  $X_B^{O}$ ,  $\delta$  и  $\overline{\nu}$  (см. табл. 2, рис. 2). В табл. 3 для этих сплавов приведены расчетные значения изменений энергии Гиббса  $\Delta G_r$ , для реакций взаимодействия периферийных ассоциатов четырех типов – одной реакции с ассоциатами третьего порядка и трех реакций с участием ассоциатов второго порядка. Последние реакции были оценены, исходя из пробных, неоптимальных решений этой задачи. Полученные отрицательные значения  $\Delta G_{\mu}$  свидетельствуют о том, что все эти реакции могут протекать самопроизвольно.

На некоторых кремниевых сплавах, например Mn-Si и Fe-Si, выявлялись только левосторонние ас-







Таблица 2

## Характеристики ассоциатов и интерметаллидов для некоторых никелевых сплавов

Исходные д	анные			Pac	четные данны	e	Справочные данные, $-\Delta G$ , кДж/мо			
Система	Т, К	δ	$\overline{\nu}$	$X_B^{O}$	Ассоциаты	$-\Delta G$ , кДж/Моль	[11]	[12]	[13]	[14]
					Ni <sub>3</sub> Ti	109,5	100,1	112,7	_	_
Ni-Ti [8]	1800	0,007	0,62	0,56	NiTi	61,0	41,3	64,2	—	—
					NiTi <sub>3</sub>	63,6	—	_	_	—
					Ni <sub>3</sub> Al	135,2	118,3	—	133,9	138,2
Ni-Al [9]	1873	0,009	0,58	0,51	NiAl	94,4	86,2	_	98,7	92,7
					NiAl <sub>3</sub>	121,9	96,7	—	126,8	154,4
					Ni <sub>3</sub> Si	179,5	—	158,0	_	_
Ni-Si [10]	1873	0,021	0,54	0,53	NiSi	96,3	92,5	-	-	-
					NiSi <sub>3</sub>	127,5	_	_	_	_

### Table 2. The features of associates and intermetallic compounds for some nickel alloys

Таблица З

### Изменение энергии Гиббса (-ДС) при взаимодействии ассоциатов, кДж/моль

Table 3.	Gibbs energy	change (-A	G) at interaction	of associates	, kJ/mol
----------	--------------	------------	-------------------	---------------	----------

Vulue and poole		Расчет дл	ія систем		Спра	вочные да	нные
лимическая реакция	Ni-Ti	Ni-Al	Ni-Si	Среднее	Ni-Ti	Ni-Al	Ni-Si
$0,25A_3B + 0,25AB_3 = AB$	17,7	30,1	19,6	22,5	—	47,8 [13]	—
$0,2A_{3}B + 0,4AB_{2} = AB$	15,6	23,3	13,1	17,3	2,3 [11]	_	22,8 [11]
$0,4A_2B + 0,2AB_3 = AB$	8,1	27,9	7,9	14,6	_	_	_
$0,333A_2B + 0,333AB_2 = AB$	7,1	17,4	3,4	9,3	_	_	18,0 [11]

# Изменение энергии Гиббса (–ΔG) при образовании ассоциатов и интерметаллидов в некоторых кремнистых сплавах, кДж/моль

				Расчет по	о данным		Справ дан	очные ные
Система	Т, К	Ассоциат	[15]	[16]	[17]	[9]		
			0,021*	0,034	0,012	0,015	[11]	[18]
			0,64	0,63	0,67	0,87		
Mn Si	1680	Mn <sub>3</sub> Si	121,2	137,1	_	—	113,2	102,9
WIII-51	1000	MnSi	66,8	83,2	_	_	70,7	70,9
Eo Si	1972	Fe <sub>2</sub> Si	_	_	97,2	_	_	_
re-31	10/5	FeSi	_	_	57,8	_	69,3	74,8
Al-Si	1700	Al <sub>2</sub> Si	_	_	_	13,3	_	_
Прим	ечание: *	Числитель – б	б, знаменате.	пь – ν.				

Table 4. Gibbs energy change  $(-\Delta G)$  during the formation of intermetallic compounds and associates in some of siliceous alloys, kJ/mol

социаты  $Mn_3Si$  и Fe<sub>2</sub>Si (табл. 4). При этом все оценки констант равновесия для правосторонних ассоциатов получали отрицательный знак, что свидетельствовало о принципиальной невозможности образования в жидком сплаве ассоциатов подобного типа. Тем не менее, для твердого сплава Mn-Si (T < 1433 K) допускается существование интерметаллидов  $MnSi_{1,7}$  [11] и  $MnSi_2$  [17], а для твердого сплава Fe-Si (T < 900 K) – FeSi<sub>2</sub> [11, 17]. Очевидно, что структуры жидких интерметаллидов не обязательно должны быть подобными структурам твердых интерметаллидов.

Для сплава Al–Si были определены характеристики только одного ассоциата Al<sub>2</sub>Si (см. табл. 4). Расчетное значение величины константы равновесия для центрального ассоциата AlSi было меньше единицы (K = 0,458), что соответствовало положительному значению величины энергии Гиббса ( $\Delta G_f = 12,8$  КДж/моль), т. е. такой ассоциат должен неизбежно распасться с образованием мономеров.

Появление ассоциатов второго порядка в кремнистых сплавах можно также трактовать как результат взаимодействия «односторонних» ассоциатов по химической реакции

$$0,5A_{3}B + 0,5AB = A_{2}B.$$
(7)

Согласно пробным решениям, энергия Гиббса при протекании реакции (7) в сплаве Fe-Si оценивается величиной  $\Delta G_r = -17,2$  КДж/моль, а в сплаве Al-Si – величиной  $\Delta G_r = -4,0$  КДж/моль.

Представляет интерес заранее определять, сколько ассоциатов потребуется для адекватного описания термодинамических свойств конкретного бинарного раствора по модели ИАР. В этом случае может оказаться полезной «регулярная» функция [19]:

$$q = \frac{Q}{2,306RT},\tag{8}$$

где Q – энергия смешения компонентов раствора (для раствора субрегулярного типа используется усредненное значение этой величины). Из графика на рис. 3, отображающего зависимость  $\overline{v} = f(q)$  для всех рассмотренных выше сплавов, следует, что максимальное количество ассоциатов (три) следует ожидать при (-q) > 2, а минимальное количество (один) – при (-q) < 0,5. Последнее утверждение полностью согласуется с результатом, полученным в работе [19].

**Выводы.** Применение модели идеальных ассоциированных растворов будет более корректным, если учитывать химическое взаимодействие между конкурирующими ассоциатами.



Fig. 3. Graph of  $\overline{v} = f(q)$ 

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Прогнозирование термодинамических свойств жидких интерметаллидных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 7. С. 34 – 37.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов в жидких бинарных растворах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 11. С. 60 – 65.
- Бердников В.И. Машинный расчет химического равновесия в многокомпонентных системах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 4. С. 120 – 122.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелева М.И. О применении правила фаз к анализу металлургических процессов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 3 – 6.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А. Термодинамические свойства бинарных металлических систем, содержащих интерметаллидные соединения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 5. С. 37 – 41.
- Геологический словарь. Т. 2. / Под ред. К.Н. Кшиштофовича. – М.: Недра, 1955. – 446 с.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелева М.И. О термодинамических свойствах сложных оксидных систем // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 3 7.
- Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
- Desai P.D. Thermodynamic Properties of Binary Aluminum Alloys // J. Phys. Chem. Ref. Data. 1987. Vol. 16. No.1. P. 110 – 124.
- Алпатов А.В., Падерин С.Н. Расчет параметров взаимодействия через энергию смешения. Электронный ресурс: http://steelcast.ru/interaction\_coefficients\_ calculation\_02, 2011.

- Database HSC Chemistry 6 (База данных HSC Chemistry 6 электронный ресурс) AnttiRoine – Pori (Finland): Research Oy Information Service, 2006.
- 12. Tokunaga T., Hashima K., Ohtani H., Hasebe M. Thermodynamic Analysis of the Ni – Si – Ti System Using Thermochemical Properties Determined from Ab Initio Calculations // Materials Transactions. 2004. Vol. 43. No. 5. P. 1507 – 1514.
- Куликова Т.В., Ильиных Н.И., Моисеев Г.К., Шуняев К.Ю. Термодинамические свойства твердых фаз и жидких сплавов системы Ni – Al // Расплавы. 2007. № 6. С. 24 – 32.
- Трусов Б.Г. База данных Тегта (электронный ресурс) М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013.
- Баталин Г.И., Судавцева В.С. Термодинамические свойства расплавов системы марганец – кремний // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1975. Т. 11. № 10. С. 1539 – 1543.
- Lee Y.E. A Thermodynamic Assessment of Liquid Mn Si Alloy // ISIJ International. 2012. Vol. 52. No. 9. P. 1539 – 1543.
- Turdogan E.T., Yrieveson P., Beisler J.F. Kinetic and Equilibrium Considerations for Silicon Reaction between Silicate Melts and Graphite - saturated. Part 1: Reaction equilibrium // Transaction of the Metallurgical Society of AUME. 1963. Vol . 227. No. 6. P. 1258 – 1265.
- 18. Моисеев Г.К., Ватолин Н.А., Маршук Л.А., Ильиных Н.И. Температурные зависимости приведенной энергии Гиббса некоторых неорганических веществ (альтернативный банк данных АСТРА.OWN) – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 231 с.
- 19. Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелева М.И. О применении термодинамических моделей регулярных и идеальных ассоциированных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 3 – 8.

Поступила 15 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 513–519.

## THE THERMODYNAMIC MODEL OF IDEAL ASSOCIATED SOLUTIONS

Berdnikov V.I.<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (berdnikov-chel@mail.ru) Gudim Yu.A.<sup>1,2</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director

 <sup>1</sup>LLC Industrial Company "Technology of metals" (63, room 486, Kosareva str., Chelyabinsk, 454018 Russia)
 <sup>2</sup>South Ural State University (76, Lenina ave., Chelyabinsk, 454080,

Russia)

- *Abstract*. According to the model of ideal associated solutions, from one to three associates are usually identified in a typical binary metal solution with negative deviations from Raoult's law. However, in accordance with the phase rule, the number of simultaneously existing associates must not exceed the number of chemical elements that form this solution, i.e. this number must not be larger than two. It is assumed that the excess over the admissible number of associates is eliminated in the course of chemical interaction between competing associates. A special function imitating and taking account of this interaction was introduced to the system of computational equations of the ideal associated solutions model.
- *Keywords*: ideal associated solution, liquid metal solution, phase rule, special function.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-513-519

## REFERENCES

1. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Forecasting of thermodynamic properties of liquid intermetallic solutions. *Izvestiya VUZov. Cher-* naya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2014, no. 7, pp. 34–37. (In Russ.).

- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Identification of associates in liquid binary Solutions. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Iz*vestiya. Ferrous Metallurgy. 2014, no. 11, pp. 60–65. (In Russ.).
- **3.** Berdnikov V.I. Automatic calculation of the chemical equilibrium in multicomponent systems. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallur-giya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1984, no. 4, pp. 120–122. (In Russ.).
- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A., Karteleva M.I. On Gibbs phase rule application to metallurgical processes analysis. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2010, no. 12, pp. 3–6. (In Russ.).
- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Thermodynamic properties of binary metallic systems with intermetallic compounds. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2013, no. 5, pp. 37–41. (In Russ.).
- Geologicheskii slovar' [Geological dictionary]. Vol. 2. Kshishtofovich K.N. ed. Moscow: Nedra. 1955. 446 p. (In Russ.).
- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A., Karteleva M.I. Thermodynamical properties of complex oxide systems. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 8, pp. 3–7. (In Russ.).
- Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya., Ponomarenko A.G, Belyanchikov L.N. *Fiziko-khimicheskie raschety elektrostaleplavil'nykh protsessov* [ Physico-chemical calculations of EAF-processes] Moscow: Metallurgiya, 1989. 288 p. (In Russ.).
- 9. Desai P.D. Thermodynamic Properties of Binary Aluminum Alloys. *J. Phys. Chem. Ref. Data.* Vol. 16. 1987, no. 1, pp. 110–124.

- Alpatov A.V., Paderin S.N. Raschet parametrov vzaimodeistviya cherez energiyu smesheniya [The calculation parameters of the interaction through the mix energy]. Available at: http://steelcast.ru/ interaction\_coefficients\_ calculation\_02, 2011. (In Russ.).
- 11. Database HSC Chemistry 6 (Baza dannykh HSC Chemistry 6 elektronnyi resurs) Antti Roine – Pori (Finland): *Research Oy Information Service*, 2006.
- **12.** Tokunaga T., Hashima K., Ohtani H., Hasebe M. Thermodynamic Analysis of the Ni–Si–Ti System Using Thermochemical Properties Determined from Ab Initio Calculations. *Materials Transactions*. Vol. 43 (2004), no. 5, pp. 1507–1514.
- Kulikova T.V., Il'inykh N.I., Moiseev G.K., Shunyaev K.Yu. Thermodynamic properties of solid and liquid phases of alloys of Ni–Al. *Rasplavy*. 2007, no. 6, pp. 24–32. (In Russ.).
- 14. Trusov B.G. *Baza dannykh Terra* (Elektronnyi resurs) [Database Terra]. Moscow: MGTU im. N.E. Baumana, 2013. (In Russ.).
- **15.** Batalin G.I., Sudavtseva V.S. Thermodynamic properties of manganese-silicon melts. *Izv. AN SSSR. Neorganicheskie materialy.* 1975. Vol. 11, no. 10, pp. 1539–1543. (In Russ.).

- Lee Y.E. A Thermodynamic Assessment of Liquid Mn–Si Alloy. ISIJ International. Vol. 52 (2012), no. 9, pp. 1539–1543.
- **17.** Turdogan E.T., Yrieveson P. and Beisler J.F. Kinetic and Equilibrium Considerations for Silicon Reaction between Silicate Melts and Graphite saturated. Part 1: Reaction equilibrium. *Transaction of the Metallurgical Society of AUME*. 1963. Vol. 227, no. 6, pp. 1258–1265.
- Moiseev G.K., Vatolin N.A., Marshuk L.A., Il'inykh N.I. Temperaturnye zavisimosti privedennoi energii Gibbsa nekotorykh neorganicheskikh veshchestv (al'ternativnyi bank dannykh ASTRA. OWN) [The temperature dependencies of reduced Gibbs energy of some inorganic substances (alternate database ASTRA. VHV) ]. Ekaterinburg: UrO RAN. 1997. 231 p. (In Russ.).
- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A., Karteleva M.I. On the application of thermodynamic models of regular and ideal solutions. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2009, no. 8, pp. 3–8. (In Russ.).

Received December 15, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 520 – 525. © 2015. Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Русаков Г.М., Беляевских А.С.

УДК 669-176

# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe – 3 % Si\*

**Лобанов М.Л.<sup>1</sup>,** д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)

**Редикульцев А.А.<sup>1</sup>,** к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов» **Русаков Г.М.<sup>1,2</sup>,** к.ф.-м.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

Беляевских А.С.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, д. 19) <sup>2</sup> Институт физики металлов УрО РАН (620990, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, д. 18)

Аннотация. Исследовано влияние параметров отжига горячекатаных образцов и деформационного старения при холодной прокатке на формирование структуры, текстуры и магнитных свойств технического сплава Fe – 3 % Si. Показано, что текстуры деформации и рекристаллизации после холодной прокатки и последующего отжига были более рассеянными при условии сохранения углерода в твердом растворе, которое достигалось выбором температуры отжига и скорости охлаждения горячекатаного подката. При этом заметно лучшими магнитными свойствами и более совершенной текстурой вторичной рекристаллизации {110}<001> обладал сплав, в котором в максимальной степени реализовалось деформационное старение. Данный эффект объяснен влиянием углерода на процесс образования полос сдвига при холодной прокатке в зернах ориентировки {111}<112>.

*Ключевые слова*: сплав Fe – 3 % Si, холодная прокатка, деформационное старение, вторичная рекристаллизация, текстура, магнитная индукция, полосы сдвига.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-520-525

До настоящего времени технический сплав Fe - 3 % Si [электротехническая анизотропная сталь (ЭАС), трансформаторная сталь, СGO, RGO, HI-B] остается основным материалом для производства магнитопроводов (сердечников) различных vстройств, преобразующих электроэнергию [1 − 5]. Высокие магнитные свойства сплава Fe - 3 % Si обеспечиваются формированием в нем на последних стадиях обработки текстуры, близкой к (110)[001] (текстура Госса), возникающей в процессе вторичной рекристаллизации. Высокотемпературной обработке, в процессе которой реализуется аномальный рост зерен, предшествует сложная технологическая цепочка операций, включающая горячую прокатку, две или одну холодные прокатки и несколько промежуточных отжигов [4].

Несмотря на то, что холоднокатаный сплав Fe – 3 % Si в соответствии с основополагающим патентом Госса [6] начали производить промышленно более 60 лет назад [1-5], назначение некоторых технологических опе-

раций и их влияние на конечную текстуру и свойства остаются не совсем ясными.

Сплав Fe – 3 % Si с наилучшими магнитными свойствами (НІ-В, магнитная индукция  $B_{800} \ge 1,88$  Тл; удельные магнитные потери  $P_{1.7/50} \le 1,10$  Вт/кг) производят по двум технологическим вариантам, разработанным японской фирмой NSC, – сульфонитридному и методу приобретенного ингибитора [3, 4]. Технологическая схема производства ЭАС класса HI-B, вне зависимости от варианта, в обязательном порядке включает кратковременный отжиг горячекатаной полосы в проходной печи при температурах 1100 - 1150 °C с последующим охлаждением по жестко регламентированному закону и однократную холодную прокатку со степенью деформации ≥ 88 % на специализированном стане, позволяющем совместить прокатку с деформационным старением (pass aging) [7]. Механизм влияния этих операций на формирование структуры и свойства стали до настоящего времени остается не очевидным.

Цель настоящей работы – исследование влияния параметров отжига горячекатаной полосы и наличия деформационного старения при холодной прокатке на структуру, текстуру и свойства сплава Fe – 3 % Si с выяснением механизма данного влияния.

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках проектной темы МОиН РФ (задание № 11.1465.2014/К). Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006

Исследования проводились на горячекатаных образцах сплава толщиной 2,4 мм с AlN в качестве ингибиторной фазы. Сплав содержал ~ 0,06 % (по массе) углерода, что приблизительно соответствовало 30 % аустенита (максимально возможному) в структуре стали при температурах ~ 1100 – 1150 °C [8].

Образцы подвергали отжигу после горячей прокатки (ОГП) по трем различным режимам (табл. 1); холодной прокатке (ХП) в конечную толщину 0,30 мм за восемь проходов; рекристаллизационно-обезуглероживающему отжигу (ОО): 5 мин при 820 °С в увлажненной азо-

Таблица 1

### Схемы и параметры обработки образцов ЭАС

Table 1. Schemes and parameters of GO-steel processing

Номер схемы	Схема обработки
1.1	ОГП (1150 °С, 2'; охлаждение с печью) + ХП + + ОО + ВТО
1.2	ОГП (900 °C, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + + ХП + ОО + ВТО
1.3	ОГП (1150 °C, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + + ХП + ОО + ВТО
2.1	ОГП (1150 °С, 2'; охлаждение с печью) + + ХП(250 °С) + ОО + ВТО
2.2	ОГП (900 °C, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + + ХП(250 °C) + ОО + ВТО
2.3	ОГП (1150 °C, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + + ХП(250 °C) + ОО + ВТО

то-водородной атмосфере и высокотемпературному отжигу (ВТО): 10 ч при температуре 1150 °С в атмосфере сухого  $H_2$ , нагрев и охлаждение с печью. На образцах, обрабатываемых по схемам 2.1 – 2.3, ХП совмещалась с деформационным старением. Для этого образцы после нечетных проходов помещались на 5 мин в печь, разогретую до 250 °С.

Металлографические исследования микроструктуры после холодной прокатки и отжигов осуществлялись на микроскопе Neophot-2M. Шлифы готовили механическим полированием и подвергали травлению в 4 %-ном спиртовом растворе  $H_2SO_4$ . Для выявления макроструктуры готовой стали образцы травили в водном растворе 35 %-ной соляной кислоты, нагретом до 80 °C.

Определение текстурных характеристик осуществлялось на дифрактометре ДРОН-2, оборудованном специальной автоматической приставкой, в характеристическом  $K_{\alpha}$  Мо излучении. Рентгеновские съемки проводились со слоя, находящегося на расстоянии ~ 1/8 толщины от поверхности – области наиболее вероятного образования зародышей аномального роста с госсовской ориентировкой при ВТО согласно работе [9]. Анализ текстуры выполняли на основе построения прямых полюсных фигур (ППФ).

Магнитную индукцию образцов измеряли на аппарате TWM-85. Погрешность определения магнитной индукции  $B: \pm 0.5 \% \pm 2$  единицы последнего разряда. Полученные данные усредняли по измерениям пяти образцов.

Структура образцов после горячей прокатки имела полосчатый характер (рис. 1, *a*). Вытянутые вдоль направления прокатки (НП) полосы состояли из рекри-



Рис. 1. Микроструктура подповерхностной области горячекатаных образцов сплава Fe – 3 % Si после дополнительных отжигов: *a* – после горячей прокатки; *б* – после ОГП «1»; *в* – после ОГП «2»; *г* – после ОГП «3»

Fig. 1. The subsurface microstructure of hot-rolled samples of Fe – 3 % Si alloy after additional annealing: a – after hot rolling;  $\delta$  – after additional annealing "1"; e – after additional annealing "2"; e – after additional annealing "3" сталлизованных и деформированных зерен. Между некоторыми полосами наблюдались продукты распада переохлажденного аустенита – дисперсные ферритные зерна и карбиды. Отжиг после горячей прокатки сплава по режиму «1» (1.1 и 2.1, см. табл. 1) привел к полной замене полосчатой структуры на крупные рекристаллизованные зерна, несколько вытянутые в НП (рис. 1,  $\delta$ ). Продукты распада переохлажденного аустенита полностью отсутствовали. Углерод выделялся в виде цементита по границам зерен. Выделение цементита происходило не по всем границам, что заметно по степени их растрава (рис. 1,  $\delta$ ).

Зеренные структуры образцов сплава после ОГП по режимам «2» и «3» (1.2, 1.3, 2.2, 2.3, см. табл. 1) оказались близкими к структуре, зафиксированной после ОГП по режиму «1» (рис. 1, *в*, *г*). Основное отличие состояло в наличии вытянутых в НП, несколько скоагулированных по сравнению со структурой после горячей прокатки, продуктов распада переохлажденного аустенита. После ОГП по режиму «3» наблюдались самое крупное зерно и наибольшее количество продуктов распада аустенита в виде ярко выраженных строчек (рис. 1, *г*).

Текстура поверхностного слоя горячекатаной ЭАС была сильно рассеянной и представлялась совокупностью компонент {110}<001> + {110}<113>...<112>, что согласуется с результатами работ [9, 10]. Отжиг после горячей прокатки по режимам «1» – «3» еще сильнее рассеивал текстуру, не меняя ее характера.

Текстура сплава после XII, вне зависимости от вида ОГП и наличия отжигов на старение, представляла собой совокупность рассеянных деформационных компонент:  $\{112\}<110> +$  слабые  $\{111\}<110>, \{111\}<112>$ (рис. 2, *в*, *д*), которые являются стабильными ориентировками в ОЦК-металлах после прокатки с большими степенями обжатия [11]. При этом обработка на старение несколько усиливала рассеяние текстуры.

Проведение рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига в целом не поменяло общего характера текстуры (рис. 2, *г*, *е*). Однако в результате рекристаллизации интенсивности основных компонент перераспределились: наблюдалось усиление ориентировок {111}<110>, {111}<112> и некоторое ослабление {112}<110>. В образцах, дополнительно подвергавшихся старению при ХП, после рекристаллизации наблюдается существенно большее общее рассеяние текстуры. Причем в данной текстуре становится заметной слабая компонента {110}<001>.

Во всех образцах вне зависимости от обработки при ВТО прошла вторичная рекристаллизация с формированием госсовской текстуры. При этом макроструктура (рис. 3) и магнитные свойства (табл. 2) сплава Fe – 3 % Si после ВТО демонстрировали существенные различия в зависимости от режимов ОГП и наличия старения при ХП. Образцы, обработанные по схеме 1.1, характеризовались минимальным уровнем магнитной индукции и макроструктурой, которая состояла из крупных вторичнорекристаллизованных зерен со сравнительно прямыми границами (рис. 3, *a*). Напротив, образцы, обработанные по схеме 2.3, показали наилучший уровень магнитной индукции (см. табл. 2) при наиболее мелком вторично рекристаллизованном зерне с развитыми (изрезанными) границами (рис. 3, *c*). В ряду ОГП «1» – «2» – «3» сплав Fe – 3 % Si после завершающей стадии обработки демонстрировал улучшение магнитных свойств (см. табл. 2, схемы 1.1 – 1.2 – 1.3 и 2.1 – 2.2 – 2.3), а также уменьшение размеров зерен в макроструктуре с увеличением развитости границ (см. рис. 3). Аналогичное влияние на магнитные



Рис. 2. ППФ (110), полученные со слоя образцов сплава Fe – 3 % Si, находящегося на ~ 1/8 толщины от поверхности, после различных обработок (80 % от полной ППФ):

 а – после горячей прокатки; б – модельная полная ППФ с указанием основных ориентировок зерен; в, д – после ХП; г, е – после ОО;
 в, г – обработка по схеме 1.3; д, е – обработка по схеме 2.3

Fig. 2. Direct pole figures (DPF) of  $\{110\}$  obtained from a layer located at ~ 1/8 the thickness from the surface after the different treatments (80% of the total of DPF):

a – after hot rolling; δ – complete calculating DPF including main orientations of the grains; e, d – after cold rolling; e, e – after decarburization annealing; e, e – processing scheme 1.3;
 d, e – the processing scheme 2.3



Рис. 3. Макроструктура образцов сплава Fe – 3 % Si, обработанных по различным технологическим схемам:  $a - 1.1; \ 6 - 1.3; \ e - 2.1; \ c - 2.3$ 

Fig. 3. The macrostructure of Fe – 3 % Si processed samples: a – scheme 1.1;  $\delta$  – 1.3; e – 2.1; e – 2.3

свойства и макроструктуру оказало включение в XП обработки на старение.

Госсовская текстура в сплаве Fe – 3 % Si формируется посредством текстурной наследственности [12], которую можно представить в виде следующих стадий.

- Формирование текстуры горячей прокатки, в которой ориентировка (110)[001] образуется, в основном, как деформационная в поверхностных слоях полосы [9, 10].
- Преобразование текстуры горячей прокатки в результате структурных превращений при холодной прокатке и отжиге (переориентация кристаллической решетки зерен при деформации и рекристаллизации). Ориентировка (110)[001] практически исчезает при деформации и возни-

Таблица 2

## Магнитная индукция образцов сплава Fe – 3 % Si в зависимости от схемы обработки

*Table 2.* The flux density of Fe – 3 % Si alloy samples according to the processing scheme

Номер	<i>В</i> <sub>800</sub> , Тл								
схемы	минимум	максимум	среднее						
1.1	1,70	1,84	1,78						
1.2	1,61	1,88	1,80						
1.3	1,84	1,93	1,88						
2.1	1,70	1,82	1,77						
2.2	1,80	1,90	1,85						
2.3	1,88	1,92	1,90						

кает как очень слабая компонента текстуры в результате рекристаллизации.

 Формирование госсовской текстуры в результате вторичной рекристаллизации при завершающем высокотемпературном отжиге. При этом зародыши аномального роста образуются в поверхностных областях холоднокатаных полос, т. е. там, где формировалась компонента (110)[001] при горячей прокатке.

Детали механизма текстурной наследственности, связанные с текстурными превращениями, остаются не понятными. В работах [13, 14] показано, что ориентировка (110)[001] устойчиво возникает в процессе ХП монокристаллов или зерен (в поликристаллах) с ориентировками {111}<112> в полосах сдвига (ПС). Также из ПС госсовская ориентировка растет при рекристаллизации [14, 15]. Кристаллографические аспекты формирования ПС до настоящего времени не ясны, однако считается установленным, что возникновение ПС происходит при больших степенях деформации, когда скольжение дислокаций оказывается существенно затрудненным вследствие их большой накопленной плотности [16]. Отметим, что также затруднить процесс скольжения можно за счет создания на дислокациях атмосфер из примесных атомов (в частности, из атомов углерода).

Очевидно, что используемые в данной работе режимы ОГП (температуры закалки и скорости охлаждения) определяли количество углерода в твердом растворе (феррите) перед ХП. Максимальное количество сохраненного в феррите углерода соответствовало ОГП «3», минимальное (практический чистый твердый раствор) – «1». Феррит с большей концентрацией углерода в условиях ХП (нарастания плотности

дислокаций и заметного повышения температуры в очаге деформации) имел большую склонность к старению, т. е. выделению атмосфер на дислокациях. Холодная прокатка, совмещенная с обработкой на старение, приводила к условиям еще большего затруднения деформации за счет скольжения, т. е. способствовала возникновению ПС. Таким образом, «запасание» углерода в твердом растворе при ОГП совместно со старением в процессе ХП приводило к интенсификации процесса формирования ПС, т. е. к увеличению количества ориентировки (110)[001] в текстурах деформации и первичной рекристаллизации. Последнее, в свою очередь, приводило к увеличению количества зародышей аномального роста с острой госсовской ориентировкой при вторичной рекристаллизации в процессе ВТО. В результате формировалась более мелкозернистая макроструктура с совершенной ориентировкой (110)[001], и соответственно, сплав Fe - 3 % Si приобретал более высокий уровень магнитных свойств. Очевидно, что увеличение количества зародышей вторичной рекристаллизации (при наличии деформационного старения) приводит при аномальном росте к существенно большему числу столкновений зерен с госсовской ориентировкой, т. е. к возникновению низкоэнергетических стабильных малоугловых границ. Таким образом, происходит измельчение вторично рекристаллизованного зерна и повышается изрезанность его границ. Данное положение полностью согласуется с результатами работы [7].

**Выводы.** Показано, что текстуры деформации и рекристаллизации сплава Fe – 3 % Si после холодной прокатки и последующего отжига были более рассеянными при условии сохранения углерода в твердом растворе, которое достигалось выбором температуры отжига и скорости охлаждения горячекатаной полосы. Лучшие магнитные свойства и более совершенная текстура вторичной рекристаллизации {110}<001> фиксируются в стали, в которой в максимальной степени реализовалось деформационное старение. Данный эффект объяснен влиянием углерода на процесс образования полос сдвига при холодной прокатке в зернах ориентировки {111}<12>.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel // Steel research int. 2005. Vol. 76. No. 6. P. 413 – 421.
- Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grainoriented electrical steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. Vol. 254 – 255. P. 307 – 314.
- Takahashi N., Harase J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel // Proc. Mater. Science Forum. 1996. Vol. 204 – 206. P. 143 – 145.
- Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть І. История развития // МиТОМ. 2011. № 7. С. 18 – 25.
- Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть II. Современное состояние // МиТОМ. 2011. № 8. С. 3 – 7.
- 6. Pat. 1965559 USA. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test / Goss N.P. Application August 7, 1933.
- Hyung-Ki Park, Chang-Soo Park, Tae-Wook Na etc. Irregular or Smooth Grain Boundaries Evolved after Secondary Recyrstallization of Fe – 3% Si Steel // Materials Transactions. 2012. Vol. 53. No. 4. P. 658 – 661.
- Leslie M.C., Rickett R.L., Stroble C.P. The Microstructure of Low-Carbon 3,25 % Silicon Steel // Trans. ASM. 1961. Vol. 53. P. 715 – 734.
- Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. Formation of the Goss Orientation near the Surface of 3 Pct Silicon Steel during Hot Rolling // Metallurgical Transactions A. 1986. Vol. 17A. No. 8. P. 1323 – 1334.
- Смирнов С.В., Урицкий А.Г., Редикульцев А.А. и др. Формирование структуры и текстуры по ширине полосы ферритной стали при горячей прокатке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 42 46.
- Вишняков Я.Д., Бабарэко. А.А. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
- Matsuo M., Sakai T., Suga Y. Origin and Development of Throughthe-Thickness Variations of Texture in the Processing of Grain-Oriented Silicon Steel // Metallurgical Transactions A. 1986. Vol. 17A. No. 8. P. 1313 – 1322.
- Ushioda K., Hutchinson W.B. Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3 % Si – Fe (111)[112] Single Crystals // ISIJ Int. 1989. Vol. 29. P. 862 – 867.
- Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe – 3 % Si single crystal // Acta mater. 2007. Vol. 55. No. 7. P. 2519 – 2530.
- Dorner D., Adachi Y., Tsuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss Orientation during Deformation and Annealing of an FeSi Single Crystal // Materials Science Forum. 2007. Vol. 550. P. 485 – 490.
- Dillamore I.L., Roberts J.G., Bush A.C. Occurrence of shear bonds in heavily rolled cubic metals // Mater. Sci. 1979. Vol. 13. P. 73 – 77.

Поступила 11 марта 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 520-525.

# EFFECT OF THE STRAIN AGING DURING COLD ROLLING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Fe – 3 % Si STEEL

Lobanov M.L.<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals (m.l.lobanov@urfu.ru) Redikultsev A.A.<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals Rusakov G.M.<sup>1,2</sup>, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals Belyaevskih A.S.<sup>1</sup>, Postgraduate of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals <sup>1</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia
 B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)
 <sup>2</sup> Institute of Metal Physics UB RAS (IMP UB RAS) (18, S. Kovalevskoi str., Ekaterinburg, 620990, Russia)

Abstract. The authors have investigated the effect of annealing parameters after hot rolling and strain aging during cold rolling on the structure, texture and magnetic properties of Fe -3 % Si steel. It is shown that after cold rolling and subsequent annealing, deformation and recrystal-

lization textures were more scattered while maintaining carbon in solid solution is done by selecting the annealing temperature and cooling rate of hot-rolled steel. Much better magnetic properties and improved texture of secondary recrystallization {110}<001> had steel with maximum degree of strain aging. This effect can be explained by the influence of carbon on the shear bands formation in cold rolling grains with {111}<112> orientation.

*Keywords*: Fe – 3 % Si steel, cold rolling, strain aging, texture, secondary recrystallization, magnetic induction, shear bands.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-520-525

#### REFERENCES

- 1. Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel. *Steel research int.* 2005. Vol. 76, no. 6, pp. 413–421.
- Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grainoriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2008. Vol. 254–255, pp. 307–314.
- Takahashi N., Harase J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel. *Proc. Mater. Science Forum.* 1996. Vol. 204–206, pp. 143–145.
- Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part 1. History of development. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, Vol. 53, no. 7–8, pp. 326–332.
- Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steels. Part II. State-of-the-Art. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, Vol. 53, no. 7–8, pp. 355–359.
- Goss N.P. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test. Patent 1965559 USA. 03.07.1934. Application August 7, 1933.
- Hyung-Ki Park, Chang-Soo Park, Tae-Wook Na, Chan-Hee Han and Nong-Moon Hwang. Irregular or Smooth Grain Boundaries Evolved after Secondary Recyrstallization of Fe – 3 % Si Steel. *Materials Transactions*. 2012. Vol. 53. no. 4. pp. 658–661.

- Leslie M.C., Rickett R.L., Stroble C.P. The Microstructure of Low-Carbon 3.25 % Silicon Steel. *Trans. ASM*. 1961. Vol. 53, pp. 715–734.
- **9.** Shimizu Y., Ito Y. and Iida Y. Formation of the Goss Orientation near the Surface of 3 Pct Silicon Steel during Hot Rolling. *Metallurgical Transactions A.* 1986. Vol. 17A, no. 8, pp. 1323–1334.
- Uritskii A.G., Redikul'tsev A.A., Smirnov S.V., Lobanov M.L., and Rusakov G.M. Structure and texture formation over the width of ferrite steel strip in hot rolling. *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44, no. 10, pp. 723–726.
- **11.** Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of Texture Formation in Metals and Alloys]. Moscow: Nauka, 1979. 343 p. (In Russ.).
- **12.** Matsuo M., Sakai T., Suga Y. Origin and Development of Throughthe-Thickness Variations of Texture in the Processing of Grain-Oriented Silicon Steel. *Metallurgical Transactions A.* 1986. Vol.17A, no. 8, pp. 1313–1322.
- Ushioda K. and Hutchinson W. B. Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3%Si-Fe (111)[112] Single Crystals. *ISIJ Int.* 1989. Vol. 29, pp. 862–867.
- Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe – 3 % Si single crystal. *Acta mater*. 2007. Vol. 55, no. 7, pp. 2519–2530.
- Dorner D., Adachi Y., Tsuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss Orientation during Deformation and Annealing of an FeSi Single Crystal. *Materials Science Forum*. 2007. Vol. 550, pp. 485–490.
- Dillamore I.L., Roberts J.G., Bush A.C. Occurrence of shear bonds in heavily rolled cubic metals. *Mater. Sci.* 1979. Vol. 13, pp. 73–77.
- *Acknowledgements*. The work was performed as a part of the design task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (no. 11.1465.2014/K). The authors are grateful for the assistance of the program to support leading universities in Russia in order to enhance their competitiveness no. 211 of the Government of the Russian Federation no. 02.A03.21.0006.

Received March 11, 2015

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 526 – 530. © 2015. Швари Д.Л.

УДК 621.771.26.014-424

# ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОКАТКИ РЕЛЬСОВОГО ПРОФИЛЯ В УНИВЕРСАЛЬНОМ КАЛИБРЕ. СООБЩЕНИЕ 2

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. Поставленная ранее вариационная задача о прокатке рельсов в универсальных калибрах реализована в системе MathCAD. Численная реализация позволила определить закономерности формоизменения металла при получении равномерной деформации (одинакового коэффициента вытяжки) по всем элементам рельсового профиля. Установлены зависимости коэффициентов бокового обжатия фланцев головки и подошвы рельсового раската, а также коэффициентов приращения-утяжки фланцев от геометрических параметров очага деформации и условий трения. Эти закономерности описаны инженерными формулами для расчета указанных коэффициентов и положены в основу научно-обоснованной методики расчета рациональных режимов обжатий и калибровок валков для прокатки высококачественных рельсов на современных рельсобалочных станах.

*Ключевые слова*: рельс, универсальный калибр, формоизменение металла, элементы рельсового профиля, головка, подошва, шейка, коэффициент вытяжки, коэффициент обжатия, приращение-утяжка фланца.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-526-530

С использованием разработанной математической модели [1] и способа ее численной компьютерной реализации проведен вычислительный эксперимент по определению основных закономерностей формоизменения металла при прокатке рельсов в универсальных калибрах. При этом использован следующий комплекс исходных безразмерных параметров, характеризующих реальные условия прокатки рельсов на современных универсальных рельсобалочных станах: приведенный диаметр горизонтальных валков  $A = D_r/d = 42 \div 67$ ; приведенная длина шейки рельсового профиля  $\tilde{l} = l/d = 3,7 \div 5,8;$  относительная высота фланцев подошвы  $h_{\Pi} = h_{\Pi}/b_{\Pi} = 1,6 \div 3,1$  и головки  $h_{\rm r} = h_{\rm r}/b_{\rm r} = 0.5 \div 1.1;$  коэффициент обжатия шейки  $1/\eta_{\rm m} = d'/d$ , принимаемый, по условию задачи, равным коэффициенту вытяжки шейки  $\lambda_{\mu} = 1,10 \div 1,35$ ; уклон внутренних граней фланцев  $tg\phi = 0.25$ ; показатель трения  $\psi = 0.6 \div 1.0$ . Приведенный диапазон изменения исходных параметров соответствует деформации рельсового раската в универсальных калибрах от разрезной заготовки до чистового рельса.

Для указанных условий был составлен план проведения численных расчетов по решению с использованием разработанной в работе [1] математической модели вариационных задач при изменении каждого из исходных параметров на трех уровнях. В целом расчеты были проведены при 50-ти различных сочетаниях исходных параметров, в каждом из которых при заданном коэффициенте вытяжки  $\lambda_{\rm m} = 1/\eta_{\rm m}$ были определены коэффициенты обжатия подошвы  $1/\eta_{\rm n}$  и головки  $1/\eta_{\rm r}$ , коэффициенты приращения (или утяжки) фланцев β<sub>п</sub> и β<sub>г</sub>, а также коэффициент опережения ν. Таким образом, в результате решения получили массив расчетных данных, выражающих зависимости

$$1/\eta_{\rm m}, 1/\eta_{\rm r}, \beta_{\rm m}, \beta_{\rm r}, \nu = f(1/\eta_{\rm m}, A_{\rm r}, \tilde{h}_{\rm m}, h_{\rm r}) \qquad (1)$$

при равномерной деформации всех элементов рельсового профиля согласно условию  $\lambda_{\mu\nu} = \lambda_{\mu} = \lambda_{\mu}$ .

Анализ полученных расчетных данных позволил определить закономерности формоизменения металла при равномерной деформации элементов рельсового профиля в универсальных калибрах.

В результате анализа установлено, что коэффициенты обжатия фланцев подошвы и головки существенно зависят от геометрических параметров очага деформации. Увеличение коэффициента обжатия шейки приводит к практически пропорциональному и вполне объяснимому увеличению коэффициентов обжатия фланцев (рис. 1): для сохранения постоянной по шейке и фланцам вытяжки требуется определенное количество металла, смещаемого по толщине подошвы и головки. Изменение приведенного диаметра горизонтальных валков А оказывает обратное влияние (см. рис. 1): с увеличением А коэффициенты обжатия подошвы и головки уменьшаются. Это объясняется тем, что с увеличением приведенного диаметра горизонтальных валков увеличивается длина контакта металла с их внутренней поверхностью и соответственно увеличивается сопротивление течению металла в длину фланцев. Поэтому постоянство заданного коэффициента вытяжки профи-



Рис. 1. Зависимость коэффициентов обжатия подошвы и головки от коэффициента обжатия шейки при различных значениях приведенного диаметра валков *A*: *I* – 42; 2 – 56; *3* – 67

Fig. 1. Dependence of the foot and head reduction ratio on the neck reduction ratio for different values of the reduced diameter of the rollers A: I - 42; 2 - 56; 3 - 67

ля достигается при уменьшении обжатия фланцев подошвы и головки.

Зависимость коэффициентов обжатия подошвы и головки от относительной высоты фланцев  $\tilde{h}_{\rm n}$  и  $\tilde{h}_{\rm r}$ представлена на рис. 2. С ростом  $\tilde{h}_{r}$  и  $\tilde{h}_{r}$  коэффициенты бокового обжатия фланцев уменьшаются при любых коэффициентах обжатия шейки  $1/\eta_{\rm m}$ : более высокие и тонкие фланцы для обеспечения постоянства вытяжки по элементам профиля требуют меньших обжатий по толщине. Именно поэтому коэффициенты обжатия фланцев подошвы  $1/\eta_n = 1,10 \div 1,24$  (см. рис. 2, a - e) всегда получаются меньше коэффициентов обжатия головки  $1/\eta_r = 1,16 \div 1,34$  (см. рис. 2, z - e). Характер влияния относительной высоты фланцев на коэффициент их обжатия сохраняется одинаковым при любом значении приведенного диаметра валков ( $A = 42 \div 67$ ), что видно из сравнения кривых  $1/\eta_{\pi}$  и  $1/\eta_{r} = f(A)$  на рис. 2, a - b и 2, z - e и объясняется условиями контактного взаимодействия металла с боковыми гранями горизонтальных валков.

Закономерности высотной деформации фланцев рельсового раската по результатам решения вариационных задач представлены на рис. 3. Установлено, что при прокатке с одинаковыми коэффициентами вытяжки по элементам рельсового профиля при любых сочетаниях геометрических параметров наблюдается утяжка фланцев подошвы по усредненному контуру



Рис. 2. Зависимость коэффициентов обжатия подошвы (*a* – *b*) и головки (*c* – *e*) от относительной высоты фланцев при различных значениях коэффициента обжатия шейки 1/η<sub>ш</sub>: *I* – 1,193; *2* – 1,263; *3* – 1,336 и приведенного диаметра валков *A*: *a*, *c* – 42; *б*, *d* – 56; *b*, *c* – 67

Fig. 2. Dependence of the reduction ratio of the sole (a - b) and head (c - e) on the relative height of the flanges for different values of the neck reduction ratio  $1/\eta_{u}$ :

I - 1.193; 2 - 1.263; 3 - 1.336 and the relative rolls diameter A: a, c - 42;  $\delta$ ,  $\partial - 56$ ; e, c - 67



Рис. 3. Зависимость коэффициентов приращения (утяжки) подошвы (*a* – *e*) и головки (*c* – *e*) от относительной высоты фланцев при различных значениях коэффициента обжатия шейки 1/η<sub>ш</sub>: *I* – 1,193; *2* – 1,263; *3* – 1,336 и приведенного диаметра валков *A*: *a*, *c* – 42; *b*, *d* – 56; *e*, *c* – 67

Fig. 3. Dependence of the coefficient of increment (shrinkage) of the sole (a - b) and the head (z - b) from the relative height of the flanges for different values of the coefficient of spindle reduction  $1/\eta_{ui}$ :

I - 1.193; 2 - 1.263; 3 - 1.336 and the reduced diameter of the rollers A: a, c - 42; 6, 0 - 56; e, c - 67

(контур *q* на рис. 1 в работе [1]) и приращение фланцев головки, так что коэффициент утяжки подошвы  $\beta_n = 0.945 \div 0.980$  (см. рис. 3, *a* – *в*), а приращения головки  $\beta_n = 1.002 \div 1.026$  (см. рис. 3, *c* – *e*).

С ростом коэффициента обжатия шейки утяжка подошвы и приращение головки увеличиваются, так как увеличиваются коэффициенты обжатия фланцев (см. рис. 1), а, следовательно, возрастает длина очага деформации по подошве и головке. Поскольку длина очага деформации больше его ширины и в том и в другом случае, то в соответствии с законом наименьшего сопротивления интенсивность течения металла в поперечном направлении увеличивается. Таким образом, с ростом  $1/\eta_{\rm m}$  увеличивается утяжка подошвы (рис. 3, *a* – *b*) и приращение головки (рис. 3, *z* – *e*). Аналогичное влияние на течение металла при высотной деформации подошвы и головки оказывает изменение приведенного диаметра валков.

С ростом приведенной высоты фланцев  $\tilde{h}_{n}$  и  $\tilde{h}_{r}$  коэффициенты приращения-утяжки уменьшаются (см. рис. 3), что объясняется увеличением высоты контактной поверхности фланцев раската с вертикальными валками и боковыми гранями горизонтальных валков. Соответственно этому увеличивается сопротивление течению металла по высоте фланцев.

На формоизменение фланцев существенное влияние оказывает показатель трения у. Увеличение его также

приводит к уменьшению коэффициентов приращенияутяжки фланцев (рис. 4). Это объясняется ростом сил трения на контактных поверхностях фланцев с горизонтальными и вертикальными валками.

Таким образом, полученные расчетные закономерности формоизменения металла в универсальных калибрах соответствуют общим физическим представлениям о процессах продольной прокатки и прокатки рельсов в частности [2 – 4]. Кроме того, они подтверждаются результатами компьютерного моделирования в программном комплексе DEFORM-3D [5, 6].

С целью практического использования в инженерных расчетах, описанные выше результаты теоретического решения (см. рис. 1–4) аппроксимированы с помощью программного комплекса Excel в виде следующих формул для определения:

 коэффициентов обжатия фланцев подошвы и головки

$$1/\eta_{\rm nb} = 1 + 0,583 \left(1/\eta_{\rm nn} - 1\right)^{0.96} A^{0.125} \tilde{h}_{\rm n}^{-0.588} \psi^{-0.085}; \quad (2)$$

$$1/\eta_{\rm rb} = 1 + 0,493 \left( 1/\eta_{\rm m} - 1 \right)^{1,022} A^{0,153} \tilde{h}_{\rm m}^{-0,407} \psi^{-0,051}; \quad (3)$$

 коэффициентов приращения фланцев подошвы и головки

$$\beta_{\rm n} = 1 - 0,614 \left( 1/\eta_{\rm m} - 1 \right)^{1,028} A^{-0,703} \tilde{h}_{\rm n}^{1,594} \psi^{1,129}; \qquad (4)$$



Рис. 4. Зависимость коэффициентов приращения (утяжки) подошвы (*a*) и головки (*б*) от показателя трения ψ при различных значениях коэффициента обжатия шейки 1/η<sub>ш</sub>: *I* – 1,193; 2 – 1,263; 3 – 1,336

Fig. 4. Dependence of the coefficient of the sole and the head increment (shrinkage) of the friction factor  $\psi$  at different values of the coefficient of spindle reduction  $1/\eta_m$ : I - 1.193; 2 - 1.263; 3 - 1.336

$$\beta_{\rm r} = 1 + 0,229 \left( 1/\eta_{\rm m} - 1 \right)^{1,376} (A/100)^{3,69} \tilde{h}_{\rm n}^{-5,018} \psi^{-1,197}.$$
(5)

Полученные расчетные зависимости и формулы создают теоретическую основу для методики расчета рациональных режимов обжатий и калибровок валков при прокатке рельсов. Общий алгоритм такого расчета включает: распределение коэффициентов вытяжки по проходам  $\lambda_{mi}$ ; определение по формулам (2) – (5) коэффициентов обжатия фланцев  $1/\eta_{ni}$  и  $1/\eta_{ri}$ , а также коэффициентов приращения-утяжки  $\beta_{ni}$  и  $\beta_{ri}$ ; определение размеров раскатов и калибров по найденным коэффи

циентам с использованием указанного выше комплекса исходных безразмерных параметров.

**Выводы.** Численная реализация в системе MathCAD поставленной ранее [1] вариационной задачи о прокатке рельсов в универсальных калибрах позволила определить закономерности формоизменения металла при получении равномерной деформации (одинакового коэффициента вытяжки) по всем элементам рельсового профиля.

Установленные закономерности описаны инженерными формулами для расчета коэффициентов обжатия фланцев, приращения-утяжки подошвы и головки и способствуют развитию научно обоснованной методики расчета рациональных режимов обжатий и калибровок валков для прокатки высококачественных рельсов на современных рельсобалочных станах [7].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шварц Д.Л. Теоретическое исследование прокатки рельсового профиля в универсальном калибре. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 6. С. 448 – 454.
- Смирнов В.К., Бондин А.Р., Михайленко А.М. Исследование прокатки рельсов в универсальных клетях // Производство проката. 2003. № 12. С. 24 – 30.
- Головатенко А.В., Волков К.В., Дорофеев В.В., Степанов С.В. и др. Развитие технологии прокатки и процессов калибровки железнодорожных рельсов // Производство проката. 2014. № 2. С. 25 – 39.
- 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.
- Шилов В.А., Шварц Д.Л., Литвинов Р.А. Приращение и утяжка фланцев при прокатке рельсов в универсальных калибрах // Производство проката. 2010. № 7. С. 27 – 30.
- Шилов В.А., Литвинов Р.А., Шварц Д.Л. Моделирование процесса прокатки рельсов в универсальных калибрах // Производство проката. 2009. № 8. С. 20 – 25.
- 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.

Поступила 21 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 526-530.

# THEORETICAL INVESTIGATION OF ROLLING RAIL PROFILE IN THE UNIVERSAL CALIBER. REPORT 2

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.* Set earlier variational problem of rolling rails in the universal passes was implemented and solved in the MathCAD. Numerical implementation allowed determining the principles of metal forming in the maintenance of uniform deformation (the same reduction ratio) on all elements of the rail profile. The dependences of the coefficients of side compression of head flanges and base of a rail were determined, and of the coefficients of the increment and pulling-down of flanges on the geometric parameters of the deformation zone and the friction conditions. These principles are described by engineering formulas to calculate indicated coefficients and they are the basis for scientifically based method of calculating rational scheme of reduction schedule and roll pass design for high-quality rails rolling on modern rolling mills.

*Keywords*: rail, universal caliber, forming of metal, elements of the rail profile: head, foot, neck, elongation ratio; reduction ratio; increment and shrinkage of flange.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-526-530

### REFERENCES

- 1. Shvarts D.L. Theoretical investigation of rolling rail profile in the universal caliber. Report . *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 6, pp. ...(In Russ.).
- Smirnov V.K., Bondin A.R., Mikhailenko A.M. The research of rails rolling in universal calibers. *Proizvodstvo prokata*. 2003, no. 1224-30. (In Russ.).
- **3.** Golovatenko A.V, Volkov K.V, Dorofeev V.V., Stepanov S.V. etc. Development of rolling technology and the calibration process of rails. *Proizvodstvo prokata*. 2014, no. 2, pp. 25–39. (In Russ.).
- 4. Sveikovski U., Nerzak T. Manufacture of rails of high quality with a compact universal stands and technologies Rail Cool. *Met*-

allurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya (MRT). 2006, no. 2, pp. 50–56. (In Russ.).

- Shilov V.A., Shvarts D.L., Litvinov R.A. Increment and shrinkage of flanges at rails rolling in universal calibers. *Proizvodstvo prokata*. 2010, no. 7, pp. 27–30. (In Russ.).
- Shilov V.A., Litvinov R.A., Shvarts D.L. Modeling of rails rolling in universal calibers. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 8, pp. 20–25. (In Russ.).
- 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.).

Received November 21, 2014

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 531 – 537. © 2015. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И.

УДК 536.2: 539.3

# РАСЧЕТЫ ПЛАВЛЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ПЛОСКИХ БРИКЕТОВ В ЖИДКОЙ ВАННЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО АГРЕГАТА. СООБЩЕНИЕ 2. РАСЧЕТЫ РЕЖИМОВ НАГРЕВА И ПЛАВЛЕНИЯ ЛЕГИРОВАННОГО БРИКЕТА

# Постольник Ю.С., д.т.н., профессор

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

## <sup>1</sup>ЗАО ПИИ СИТ «НЕФТЕГАЗСТРОЙИЗОЛЯЦИЯ»

(04136, Украина, Киев, ул. Маршала Гречко, 14)

Аннотация. Приведены расчеты режимов нагрева и плавления термомассивной стальной плиты в форме брикета из стали ШХ15 с использованием расчетных выражений, полученных на базе метода эквивалентных источников. Рассмотрены три случая при реализации сквозной технологии «нагрев–плавление» при изменении теплофизических характеристик: коэффициента теплопроводности и объемной теплоемкости теплообрабатываемой стали. Для анализа погрешности продолжительности плавления брикета теплофизические характеристики задавали при начальной температуре, конечной температуре (плавления) и средней температуре брикета в процессе нагрева и плавления. Анализ результатов показал необходимость учета изменения теплофизических характеристик брикета от температуры. В расчетных соотношениях также варьировался коэффициент внешнего теплообмена. Получена графическая зависимость динамики плавления брикета в зависимости от интенсивности процесса плавления и реального размера брикета.

*Ключевые слова*: стальной легированный брикет, продолжительность нагрева и плавления, теплофизические свойства, коэффициент теплообмена, дуговая сталеплавильная печь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-531-537

Современные сталеплавильные технологии подразумевают в том числе применение принципиально новых материалов в ходе сталелитейного процесса. При этом к самим материалам сегодня предъявляются повышенные технологические требования, обусловленные не только исключительно высокими показателями качества стали на выпуске из сталеплавильного агрегата, но также и экономией энергетических и материальных ресурсов [1-4]. Здесь, по мнению авторов, теплотехническая сторона вопроса имеет существенное значение в связи с тем, что скорость расплавления основного технологического сырья (лом, передельный чугун и др.) и легирующих предопределяет основные аспекты технологии: расход вдуваемого кислорода, время выдержки металла под током, добавку извести и науглероживателя, наведение шлака, количество оставшегося жидкого металла и шлака и др.

Вопросам исследования кинетики плавления различных шихтовых материалов в теории и технологии сталеплавильного процесса всегда уделялось повышенное внимание. Многие известные ученые теплофизики и технологи уделяют значительное внимание экспериментальным и, особенно, теоретическим методам исследования режимов нагрева–плавления материалов в ходе плавки. Для этой цели эффективно используются различные (аналитические и численные) методы расчетов процесса теплопроводности [5 – 12] с нелинейностью I, II и III рода [13 – 15]. Метод эквивалентных источников (МЭИ), безусловно, проявил себя как эффективный математический метод решения разнообразных задач теории внутреннего теплообмена, в том числе сложных задач со всей совокупностью нелинейных факторов [15].

Следует отметить, что большинство исследователей, занимающихся вопросами интенсификации металлургических процессов плавки, решают в первую очередь технологические задачи, связанные с применением новых материалов в ходе организации процесса производства стали. В отмеченных авторами публикациях [5, 8 – 11] первостепенное значение уделяется анализу теплотехнологических режимов при использовании ферросплавов, расплавлении кусков металлолома, либо применению новых легирующих для улучшения показателей качества стали после завершения режима плавки.

В данном конкретном случае решается несколько иная задача: следует доказать возможность применения брикетов, произведенных из стальной стружки, в электросталеплавильном процессе, т. е. создать в конкретном случае сквозную ресурсосберегающую технологию.

Например в машиностроительном комплексе Республики Беларусь ежегодно образуется свыше 200 тыс. т отходов металла в виде стружки. В частности, в условиях шарикоподшипникового производства образуется в совокупности около 10,0 тыс. т подобных отходов, которые целесообразно эффективно использовать с целью создания именно материалоэффективных технологий в сталеплавильном производстве. Изготовление брикета (в конкретном случае) с плотностью на уровне 5000 – 5500 кг/м<sup>3</sup> не представляется достаточно сложной технологической операцией, хотя в этом случае существенным балластом в ходе плавки могут стать шлак и примеси (в виде земляных примесей, отработанного масла и др.). И, наоборот, именно решение задачи плавления этого брикета представляет собой наиболее сложную задачу с точки зрения теплофизики процесса «нагрев–плавление».

В работе [16] авторами отмечено, что основным критерием эффективности использования брикетов в сталеплавильном процессе является их угар, определяемый технологией ведения плавки, последовательностью их загрузки в процессе выплавки, а также размерами и теплофизическими свойствами металлургических брикетов. При этом расчетная продолжительность плавления брикетов во многом определяется тем, насколько исходные теплофизические характеристики соответствуют их реальным значениям в процессе нагрева и последующего расплавления.

В настоящей работе приведены результаты расчетного анализа продолжительности плавления брикетов из стали ШХ15 в дуговой сталеплавильной печи.

Получение брикетов высокого качества возможно практически в условиях только специализированного машиностроительного производства. Так, в частности, брикетированную стружку из чугуна и стали высокого качества представляется возможным произвести в условиях предприятий, как правило, специализирующихся на строго определенном марочном сортаменте металлов. К таким предприятиям-производствам относятся: чугунно-литейные заводы, предприятия автотракторостроения и предприятия по изготовлению подшипниковой продукции.

В Республике Беларусь имеется технологический ресурс для эффективного и продуктивного использования имеющегося потенциала при создании ресурсосберегающих технологий получения стальных (из стали ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ) и чугунных брикетов вследствие значительных отходов при механической обработке. В конкретном случае представляется возможным реализовать, по сути, безотходный сквозной технологический процесс для отдельных марок стали и чугуна.

Используя данные работы [16], а также фактические производственные данные изготовленного брикета, для расчета продолжительности процесса «прогрев – на-грев – плавление» брикетов (без шлама и со шламом) из стали ШХ15 приняли размер брикета H = 2h = 64; 80; 96 мм. Начальная температура  $T_0 = 293$  К; температура плавления брикета  $T_{\phi} = 1743$  К; температура перегрева металла  $T_c = 1873$  К; скрытая теплота плавления  $q_{\phi} = 272$  кДж/кг. Коэффициент теплообмена  $\alpha_{\kappa}$  варьировали от 0,5 до 15 кВт/(м<sup>2</sup>·К).

Практический интерес при моделировании теплофизического процесса «нагрев-плавление» представляет, на взгляд авторов, изучение влияния переменности теплофизических характеристик (ТФХ) от температуры на продолжительность плавления. Подобные исследования были выполнены ранее [17, 18]. При этом показано, что нелинейность I рода существенно влияет на динамику процесса, в частности, на технологию нагрева [17] и уровень термических напряжений в телах простой формы (пластина и цилиндр) [18]. Необходимо отметить, что в работах [17, 18] решение тепловой задачи также приведено для схемы термического слоя, а алгоритм расчета построен в соответствии с теорией метода эквивалентных источников (МЭИ).

Теплофизические характеристики, согласно имеющимся справочным данным [19], при использовании линейной аппроксимации определяли функциями:

$$\lambda(T) = 43, 5 - 1, 53 \cdot 10^{-2} (T - T_0), \text{ BT/(M · K)},$$
  

$$\varepsilon_{\lambda} = -0, 51;$$
  

$$c_p(T) = 527, 6 + 0, 127(T - T_0), \text{ Дж/(KΓ · K)};$$
  

$$c_V(T) = 4157 + 0, 786(T - T_0), \text{ KДж/(M}^3 \cdot \text{K}),$$
  

$$\varepsilon_c = 0, 274;$$
  

$$\rho(T) = 7879 - 0, 324(T - T_0), \text{ KΓ/M}^3;$$
  

$$\rho_{6}(T) = 6192 - 0, 255(T - T_0), \text{ KΓ/M}^3;$$
  

$$\rho_{6/\text{II}}(T) = 5819 - 0, 239(T - T_0), \text{ KΓ/M}^3;$$
  

$$c_{6}^V(T) = 3267 + 0, 618(T - T_0), \text{ KДж/(M}^3 \cdot \text{K}),$$
  

$$\varepsilon_c = 0, 274;$$
  

$$c_{6/\text{II}}^V(T) = 3070 + 0, 580(T - T_0), \text{ KДж/(M}^3 \cdot \text{K}),$$
  

$$\varepsilon_c = 0, 274$$

где  $\lambda$  – теплопроводность;  $c_p$  – удельная изобарная теплоемкость;  $c_V$  – удельная изохорная теплоемкость;  $\rho$  – плотность; б – брикет; б/ш – брикет без шлама;  $\epsilon_{\lambda}$ ,  $\epsilon_c$  – безразмерные величины, характеризующие переменность теплопроводности и теплоемкости от температуры (в линейной зависимости).

Продолжительность нагрева определяли выражением

$$\tau_0 = \frac{1 - 0.15(\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c) \operatorname{Bi} K_T}{6}, \qquad (2)$$

где т – безразмерное время; Ві – критерий Био;  $K_T$  – безразмерный параметр ( $K_T = \frac{T_0 - T_{\phi}}{T_{\phi} - T_c}$ , где  $T_0$  – начальная температура;  $T_c$  – температура внешней среды;  $T_{\phi}$  – температура плавления).

При  $\varepsilon_c > 0$   $\tau_0$  возрастает, т. е. скорость распространения тепла (см. рисунок [16]) уменьшается. При  $\varepsilon_l > 0$  имеет место обратная картина: скорость продвижения теплового возмущения внутри тела возрастает, а  $\tau_0$
уменьшается. Учитывая это обстоятельство и тот факт, что взаимное влияние обеих нелинейностей  $\varepsilon_c$  и  $\varepsilon_{\lambda}$  может оказать малосущественное влияние, для быстропротекающего периода  $\tau_0$  появляется возможность в инерционном периоде пренебречь переменностью ТФХ.

В данном случае при  $\varepsilon_{\lambda} = \varepsilon_{c} = 0$ 

$$\tau_{0} = \frac{1}{6}; \quad \theta_{\pi}^{0} = \frac{\text{Bi}K_{T}}{2}; \quad \Delta \tau_{\Phi}^{0} = \frac{2 - \text{Bi}_{0}K_{T}}{\text{Bi}_{0}K_{T}};$$
$$\Delta \tau_{\Phi} = \frac{\text{Bi}_{0} + 3\text{Ko}^{0}}{\text{Bi}_{0}K_{T}}; \quad \tau_{\Phi} = \frac{1 + \text{Ko}^{0}}{\text{Bi}_{0}K_{T}}, \quad (3)$$

где  $\theta$  – безразмерная температура; п – поверхность;  $\phi$  –  $\phi$ актическое значение; Ко – критерий Косовича.

Для уравнения (12) [16] при  $\varepsilon_{\lambda} > 0$  очевидно

$$\theta_{\pi}^{0} = \frac{1}{\varepsilon_{\lambda}'} \left( \sqrt{1 + \varepsilon_{\lambda}' \operatorname{Bi} K_{T}} - 1 \right);$$

$$\theta_{\pi}^{0} = \frac{1}{|\varepsilon_{\lambda}''|} \left( 1 - \sqrt{1 - |\varepsilon_{\lambda}''| \operatorname{Bi} K_{T}} \right)$$

$$(4)$$

и соответствует значению температуры к моменту окончания инерционного этапа (см. рисунок [16]).

Возможны варианты, когда используются значения теплофизических характеристик (1), соответствующие начальной  $(T_0)$ , конечной  $(T_{\phi})$  или средней  $[\overline{T} = (T_0 + T_{\phi})/2]$  температуре.

В дополнение к ранее принятым исходным данным для стали ШХ15 [19] ТФХ определялись функциями линейного вида

$$\begin{split} \lambda(T) &= \lambda_0 \left( 1 + \varepsilon_\lambda \Theta \right); \ \ \varepsilon_\lambda = \frac{\delta_\lambda}{\lambda_0} \left( T_{\phi} - T_0 \right); \\ c(T) &= c_0 \left( 1 + \varepsilon_c \Theta \right); \ \ \varepsilon_c = \frac{\delta_c}{c_0} \left( T_{\phi} - T_0 \right) \end{split} \right\}, \ \ (5) \label{eq:constraint}$$

где  $\delta_{\lambda}$ ,  $\delta_{c}$  – тангенсы угла наклона прямых при линейных зависимостях  $\lambda$  и c от температуры.

Исходные данные для ТФХ приведены в табл. 1. Результаты расчетов для трех вариантов значений температур и соответствующие им значения ТФХ приведены в табл. 2 – 4.

На последующем этапе выполнены расчеты продолжительности  $\tau_{\phi}$  плавления по формулам (7), (8) [16], учитывающим непрерывное изменение теплофизических характеристик. При этом заметим, что параметры нелинейности I рода  $\varepsilon_{\lambda}$  и  $\varepsilon_{c}$  одинаковы для брикетов без шлама и со шламом ( $\varepsilon_{\lambda} = -0,51$ ,  $\varepsilon_{c} = 0,274$ ). Все входящие в формулы (7), (8) [16] критерии и числа соответствуют, согласно постановке исходной задачи, начальной температуре  $T_{0} = 293$  K = 20 °C:

$$\theta_{\pi}^{0} = \frac{1 - \sqrt{1 - 0.51 \text{Bi}_{0} K_{T}}}{0.51}; \tag{6}$$

$$\tau_0 = \frac{1 + 0.15(0.51 + 0.274) \operatorname{Bi}_0 K_T}{6}; \tag{7}$$

$$\Delta \overline{\tau}_{\phi}^{0} = \frac{1 - \theta_{\pi}^{0}}{\mathrm{Bi}_{0} K_{T}}; \qquad (8)$$

$$\delta_{\phi 1} = 1 + 0,274 \frac{1 + \theta_{\pi}^{0}}{2}; \tag{9}$$

$$\delta_{\phi 2} = \frac{(0,51+0,274)}{3(1-0,51)} \frac{BI_0 K_T}{1-0,510_{\pi}^0} = 0,5333 \frac{BI_0 K_T}{1-0,510_{\pi}^0}; (10)$$
$$\delta_{\phi 3} = \frac{2 \cdot 0,51 \cdot 0,274}{5(0,51+0,274)} \left(1-0,51 \frac{1+\theta_{\pi}^0}{2}\right) \delta_{\phi 2}^2 = 0,0713 \left[1-0,251 \left(1+\theta_{\pi}^0\right)\right] \delta_{\phi 2}^2; (11)$$

$$\Delta \tau_{\phi}^{0} = \Delta \overline{\tau}_{\phi}^{0} \left( \delta_{\phi 1} - \delta_{\phi 2} + \delta_{\phi 3} \right); \tag{12}$$

$$\Delta \tau_{\phi} = \frac{1}{3} \cdot \frac{1,274}{1-0,51} + \frac{0,354}{\text{Bi}_0 K_T}; \qquad (13)$$

$$\tau_{\phi} = \tau_0 + \Delta \tau_{\phi}^0 + \Delta \tau_{\phi}. \tag{14}$$

Анализ результатов расчетов этих величин показал, что в формулах (8) [16], (12) слагаемыми  $\delta_{\phi 3}$  можно пренебречь, так как они начинают проявлять себя лишь при больших значениях  $\alpha_{\kappa}$  и *h*.

Таблица 1

#### Значения ТФХ, соответствующие характерным температурам

Table 1. Values of TPC corresponding to the characteristic temperatures

	ШХ15		γ, κγ/m <sup>3</sup>			<i>С</i> , кДж/(м <sup>3</sup> ·К)			<i>а</i> ·10 <sup>2</sup> , м <sup>2</sup> /ч		
<i>T</i> , °C	λ, Вт/м·К	с <sub>р</sub> , Дж/кг∙К	ШХ15	брикет	брикет со шламом	ШХ15	брикет	брикет со шламом	ШХ15	брикет	брикет со шламом
$T_0 = 20$			7872	6187	5814	4173	3280	3082	3,73	4,72	5,05
$T_{\phi} = 1470$	21,0	714	7403	5818	5467	5284	4163	3922	1,25	1,59	1,69
$\overline{\overline{T}} = 745$	32,1	622	7638	6003	5641	4750	3727	3502	2,49	3,17	3,37

Таблица 2

Продолжительность (т<sub>ф</sub>, мин) плавления брикетов из стали ШХ15 при начальных значениях теплофизических характеристик

## *Table 2.* Duration ( $\tau_{\phi}$ , min) of melting of ShKh15 steel briquettes with initial values of thermal characteristics

Dur Grunomon	<i>h</i> ∙10 <sup>3</sup> , м	$\alpha_{\kappa}, \kappa BT/(M^3 \cdot K)$						
Бид орикетов		0,5	1,0	2,5	5,0	10,0	15,0	
-	32	53,02	26,47	10,60	5,30	2,65	1,77	
Без шлама $a - 4.72 \text{ м}^2/\text{н}$	40	66,27	33,08	13,22	6,63	3,31	2,21	
$a_0, 72 + $	48	79,66	39,79	15,93	7,97	3,98	2,65	
	32	49,76	24,84	9,95	4,98	2,48	1,66	
Со шламом $a = 5.05 \text{ м}^2/\text{н}$	40	61,99	30,96	12,37	6,20	3,10	2,07	
$u_0 = 5,05 \text{ M/H}$	48	74,50	37,21	14,90	7,45	3,72	2,48	

Таблица З

Продолжительность ( $\tau_{\phi}$ , мин) плавления брикетов из стали ШX15 при значениях теплофизических характеристик, соответствующих T<sub>ф</sub>

## Table 3. Duration ( $\tau_{h}$ , min) of melting of ShKh15 steel briquettes at values of thermal characteristics corresponding to $T_{\phi}$

Dur Spurson	<i>h</i> ∙10 <sup>3</sup> , м	α <sub>κ</sub> , κΒτ/(м <sup>3</sup> ·K)						
Бид орикетов		0,5	1,0	2,5	5,0	10,0	15,0	
F	32	71,28	36,59	14,26	7,13	3,57	2,38	
Без шлама $a = 1.59 \text{ м}^2/\text{н}$	40	89,33	44,61	17,87	8,93	4,46	2,98	
$u_{\phi} = 1,57 \text{ M/H}$	48	106,6	53,54	21,40	10,71	5,35	3,57	
0	32	67,21	33,63	13,44	6,72	3,36	2,24	
Со шламом $a_{-} = 1.69 \text{ м}^{2}/\text{н}$	40	84,00	41,95	16,80	8,40	4,20	2,80	
$u_{\phi} = 1.07 \text{ M/H}$	48	100,3	50,40	20,14	10,08	5,04	3,36	

Таблица 4

Продолжительность ( $\tau_{\phi}$ , мин) плавления брикетов из стали ШХ15 при значениях теплофизических характеристик, соответствующих  $\bar{T}$ 

Table 4. Duration ( $\tau_{a}$ , min) of melting of ShKh15 steel briquettes at values of thermal characteristics corresponding to  $\overline{T}$ 

Dur Spurson	<i>h</i> ·10 <sup>3</sup> , м	$\alpha_{\kappa}, \kappa BT/(M^3 \cdot K)$						
Бид орикетов		0,5	1,0	2,5	5,0	10,0	15,0	
F	32	56,51	28,25	11,28	5,65	2,83	1,88	
Без шлама $\overline{a} = 3.17, 10^{-2} \text{ м}^2/\text{н}$	40	70,57	35,22	14,14	7,06	3,53	2,35	
a = 5,1710 M/H	48	90,03	45,08	18,03	9,00	4,51	3,00	
G	32	53,01	26,52	10,58	5,30	2,65	1,77	
Со шламом $\overline{a} = 3.17, 10^{-2} \text{ м}^2/\text{ч}$	40	66,38	33,13	13,30	6,64	3,32	2,21	
a = 5,17 10 M/1	48	76,56	39,84	15,94	7,95	3,98	2,65	

В табл. 5 приведены результаты расчетов полного времени  $\tau_{\varphi}$  протекания процесса «прогрев-нагрев-плавление» брикетов стали из ШХ15 без шлама и со шламом при переменных теплофизических характеристиках. На рисунке показана качественная картина изменения продолжительности плавления брикета стали из ШХ15 (без шлама) от интенсивности теплообмена α, отражающая зависимость: нелинейную по

Продолжительность (то, мин) плавления брикетов стали ШХ15 с учетом термической чувствительности материала

Dug Spurstop	<i>h</i> ·10 <sup>3</sup> , м	$\alpha_{\kappa}, \kappa BT/(M^3 \cdot K)$						
Бид орикстов		0,5	1,0	2,5	5,0	10,0	15,0	
Без шлама a <sub>0</sub> = 4,72 м <sup>2</sup> /ч	32	58,3	29,6	11,7	5,9	3,0	2,1	
	40	72,4	36,5	14,6	7,4	3,9	2,8	
	48	87,7	44,5	17,6	8,9	4,9	3,8	
Со шламом $a_0 = 5,05 \text{ м}^{2/4}$	32	54,7	27,8	11,0	5,5	2,8	2,0	
	40	67,8	34,1	13,6	6,9	3,6	2,7	
	48	82,0	41,6	16,5	8,4	4,6	3,6	

Table 5. Duration ( $\tau_{\phi}$ , min) of melting of ShKh15 steel briquettes according to the heat sensitivity of the material

коэффициентам теплоотдачи  $\alpha_{k}$  и линейную по размерам брикета *h* и демонстрирующая продолжительность процесса с учетом термической чувствительности материала стальных брикетов.

Анализ сопоставления приведенных результатов (см. табл. 5) с данными, полученными с допущением о постоянстве теплофизических характеристик при заданной температуре (см. табл. 2 – 4) показывает, что результаты расчета продолжительности процесса «прогрев – нагрев – плавление» существенно зависят от того, при каких температурах величины теплофизических свойств были приняты за расчетные.

Приведенные расчетные данные (см. табл. 2 – 5) показали следующее: если принять наиболее близкие к истинным результаты расчета с переменными ТФХ в интервале температур, то по сравнению с ними (см. табл. 5) несколько упрощенные расчеты при  $\varepsilon_{\lambda} = 0$ ,  $\varepsilon_c = 0$  (см. табл. 2 – 4) показали следующие отклонения (погрешности) в определении реального времени плавления брикета  $\tau_{\phi}$  ( $t_{\phi}$ ) при ТФХ, соответствующих значениям температур:

- 1)  $T = T_0$ , очевидно уменьшение времени процесса на 10 – 12 %;
- 2)  $T = T_{\phi}$ , противоположное явление увеличение продолжительности плавления на 18 22 %;
- 3)  $T = \overline{T}$ , наблюдается занижение времени на 3 4 %.

Эта же закономерность наблюдается при величине параметра  $\alpha_{\kappa} \leq 5 \text{ кBt/(m}^2 \cdot \text{K})$ . При интенсификации процесса плавления в жидкой ванне за счет увеличения  $\alpha_{\kappa}$ , например до 10 кBt/(m $^2 \cdot \text{K}$ ), наблюдается следующая картина величины отклонений: в первом и в третьем случаях возрастают, а во втором – заметно снижаются.

На рисунке представлена графическая интерпретация динамики плавления брикета из стали ШХ15 (без шлама) в зависимости от интенсивности процесса плавления  $\alpha_{\kappa}$  и реального (расчетного) размера *h*.

Графики, приведенные на рисунке, показывают, что при незначительной интенсивности теплообмена в общем времени  $t_{\phi}$  значительный временной период отводится на предварительный нагрев, а при интенси-

фикации режима плавления (увеличении величины коэффициента теплоотдачи α<sub>к</sub>) наступает активная фаза режима плавления.

**Выводы.** Разработан аналитический метод расчета теплотехнологического режима «нагрев – плавление» брикетированной стальной пластины в жидком расплаве.

Метод базируется на решении задачи типа Стефана для инерционного и регулярного этапов теплообмена внутри материала.



Зависимость продолжительности плавления брикета из стали ШХ15 (без шлама) от интенсивности теплообмена  $\alpha_{\kappa}$  и размеров брикета *h* с учетом переменности теплофизических характеристик

ShKh15 steel briquette (no slime) melting time versus heat exchange intensity,  $(a_{\kappa})$ , and briquette size, (*h*), taking regard to the variability of thermophysical characteristics

Целесообразность применения рассмотренного способа расчета для различных металлургических технологий плавления основывается на переменности ТФХ материала пластины от температуры. Приведен пример расчета режима плавления легированного брикета из стали ШХ-15 в сталеплавильной ванне с учетом интенсивности режима плавки.

Несмотря на существенную (двойную) нелинейность сформулированной задачи и сложность расчетных соотношений, полученных в явном виде, решение исходной задачи вполне эффективно можно использовать для выполнения теплотехнических расчетов режимов плавления в жидких расплавах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Глинков М.А. Тепловая работа сталеплавильных ванн. М.: Металлургия, 1970. – 407 с.
- Тимошпольский В.И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. – Минск: Навука і тэхніка, 1995. – 256 с.
- Кудрин В.А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. – М.: Мир, 2003. – 527 с.
- Рябов А.В., Чуманов И.В., Шишимиров М.В. Современные способы выплавки стали в дуговых печах. – М.: Теплотехник, 2007. – 192 с.
- Гольдфарб Э.М., Шерстов Б.И. Тепло- и массообмен при плавлении лома в кислородном конвертере // Инженерно-физический журнал. 1970. Т. 18. № 3. С. 492 – 498.
- Гольдфарб Э.М., Шерстов Б.И. Применение неявной конечноразностной схемы для исследования плавления лома в условиях кислородного конвертера // Инженерно-физический журнал. 1971. Т. 19. № 4. С. 17 – 19.
- Крупенников С.А., Филимонов Ю.П. О диффузионном плавлении стали в жидком чугуне // Изв. вуз. Черная металлургия. 1979. № 1. С. 140 – 142.

- Крупенников С.А., Филимонов Ю.П. К вопросу о математическом моделировании процесса нагрева стали в жидком чугуне // Изв. вуз. Черная металлургия. 1983. № 3. С. 108 111.
- 9. Павлюченков И.А., Кривко Е.М., Чуб П.И. Кинетика плавления коржей шлака силикомарганца в конвертере // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 7. С. 11 13.
- Носков А.С., Жучков В.И., Завьялов А.Л. Плавление ферросплавов в железоуглеродистом расплаве // Изв. вуз. Черная металлургия. 1985. № 10. С. 32 – 37.
- Пантелеева Н.В., Филимонов Ю.П. Нагрев и плавление легкоплавких ферросплавов в жидкой стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 1982. № 11. С. 156 – 157.
- Румянцев В.Д., Ольшанский В.М. Теплотехника: Учеб. пособие для вузов / Под ред. В.И. Губинского. Днепропетровск: Пороги, 2002. 325 с.
- **13.** Коздоба Л.А. Методы решения нелинейных задач теплопроводности. М.: Наука, 1975. 237 с.
- 14. Теплотехника металлургического производства. Т. 1. Теоретические основы: Учеб. пособие для вузов. / В.А. Кривандин, В.А. Арутюнов, В.В. Белоусов и др. / Под ред. В.А. Кривандина. – М.: МИСиС, 2002. – 608 с.
- Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Н.В. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Бел. навука, 2005. – 560 с.
- 16. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И. Расчеты плавления стальных плоских брикетов в жидкой ванне сталеплавильного агрегата. Сообщение 1. Математическая постановка задачи и аналитическое решение // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 6. С. 455 – 459.
- Тимошпольский В.И., Трусова И.А. К расчету нагрева массивного металла в пламенных печах // Изв. вуз. Энергетика. 1985. № 1. С. 103 106.
- 18. Постольник Ю.С. Термоупругие напряжения в металле с зависящими от температуры свойствами при лучистом нагреве // Изв. вуз. Черная металлургия. 1983. № 6. С. 111 – 114.
- Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справочник. / Под ред. Б.Е. Неймарк. – М.-Л.: Энергия, 1967. – 239 с.

Поступила 21 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 7, pp. 531-537.

# THE CALCULATIONS OF STEEL FLAT BRIQUETTES MELTING IN LIQUID BATH OF A STEELMAKING UNIT. REPORT 2. CALCULATIONS OF HEATING AND MELTING MODES OF AN ALLOYED BRIQUETTE

## Postol'nik Yu.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor

**Timoshpol'skii V.I.**<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of science and new equipment (tree-89@mail.ru)

<sup>1</sup> **CJSC PII SIT "NEFTEGAZSTROIIZOLYATSIYA"** (14, Marshala Grechko str., Kiev, 04136, Ukraine)

*Abstract*. The calculations of heating and cooling modes for a thermomassive slab, made of ShKh15 steel in the form of a briquette, are presented, using predictive expressions as obtained following the method of equivalent sources. Three cases of implementation of a "through" (continuous) "heating-melting" operation practices are covered, with concurrent variation of thermal and physical properties (TPP) of the thermally treated steel, namely, – those of the thermal conductivity coefficient and heat capacity per unit volume. To analyze briquette melt-down time errors, thermophysical properties have been specified at the initial temperature, final temperature (melting), and at the briquette average temperature in the course of heating and melting. The results indicate the need for taking into account changes in thermophysical properties of briquettes due to temperature. In computational relations, the external heat exchange,  $\alpha_k$ , has been varied. A graph of the dynamics of briquette melting  $v_s$  melting intensity ( $\alpha_k$ ) and the briquette actual size has been plotted.

*Keywords*: steel alloyed briquette, duration of heating and melting, thermal properties, coefficient of heat exchange, steelmaking arc furnace.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2015-7-531-537

#### REFERENCES

- Glinkov M.A. *Teplovaya rabota staleplavil'nykh vann* [Heat work of steel-making baths]. Moscow: Metallurgiya, 1970. 407 p. (In Russ.).
- 2. Timoshpol'skii V.I. *Teplotekhnologicheskie osnovy metallurgicheskikh protsessov i agregatov vysshego tekhnicheskogo urovnya* [Thermal and technological basics of metallurgical processes and aggregates of the highest technical level]. Minsk: Navuka i tekhnika, 1995. 256 p. (In Russ.).

- **3.** Kudrin V.A. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali: Uchebnik dlya VUZov* [Theory and technology of steel production]. Moscow: Mir, 2003. 527 p. (In Russ.).
- Ryabov A.V., Chumanov I.V., Shishimirov M.V. Sovremennye sposoby vyplavki stali v dugovykh pechakh [Modern methods of steel making in arc furnaces]. Moscow: Teplotekhnik, 2007. 192 p. (In Russ.).
- 5. Gol'dfarb E.M., Sherstov B.I. Heat and mass exchange at bar melting in an oxygen converter. *IFZh*. 1970. Vol. 18, no. 3, pp. 492–498. (In Russ.).
- 6. Gol'dfarb E.M., Sherstov B.I. Application of an implicit finite-difference scheme to study bar melting in an oxygen converter. *IFZh*. 1971. Vol. 19, no. 4, pp. 17–19. (In Russ.).
- 7. Krupennikov S.A., Filimonov Yu.P. On diffusion steel melting in liquid cast iron. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979, no. 1, pp. 140–142. (In Russ.).
- Krupennikov S.A., Filimonov Yu.P. The problem of mathematical modeling of a steel heating process in liquid cast iron. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1983, no. 3, pp. 108–111. (In Russ.).
- Pavlyuchenkov I.A., Krivko E.M., Chub P.I. Kinetics of manganese-silicon clinker cakes melting in a converter. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1987, no. 7, pp. 11–13. (In Russ.).
- Noskov A.S., Zhuchkov V.I., Zav'yalov A.L. Ferroalloy melting in iron-carbon melt. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Iz*vestiya. Ferrous Metallurgy. 1985, no. 10, pp. 32–37. (In Russ.).
- Panteleeva N.V., Filimonov Yu.P. Heating and melting of fusible ferroalloys in liquid steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1982, no. 11, pp. 156–157. (In Russ.).
- Rumyantsev V.D., Ol'shanskii V.M. *Teplotekhnika: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Thermal engineering: Textbook for universities]. Gubinskii V.I. ed. Dnepropetrovsk: Porogi, 2002. 325 p. (In Russ.).

- **13.** Kozdoba L.A. *Metody resheniya nelineinykh zadach teploprovodnosti* [Methods of solving the nonlinear problems of heat conductivity]. Moscow: Nauka, 1975. 237 p. (In Russ.).
- 14. Krivandin V.A., Arutyunov V.A., Belousov V.V., Krupennikov S.A., Sborshchikov G.S., Kobakhidze V.V., Egorov A.V., Filimonov Yu.P. *Teplotekhnika metallurgicheskogo proizvodstva* [Thermal engineering in metallurgical production]. Krivandin V.A. ed. Vol. 1. *Teoreticheskie osnovy: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Theoretical basics: Textbook for universities]. Moscow: MISiS, 2002. 608 p. (In Russ.).
- 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.).
- 16. 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 analytical solution. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, Vol. 58, no. 6, pp. 455–459. (In Russ.).
- Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A. To the issue of calculations of bulk metal heating in flame furnaces. *Izvestiya vuzov. Energetika*. 1985, no. 1, pp. 103–106. (In Russ.).
- Postol'nik Yu.S. Thermoelastic stresses in metal with properties dependending on temperature at radiant heating. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1983, no. 6, pp. 111–114. (In Russ.).
- 19. Fizicheskie svoistva stalei i splavov, primenyaemykh v energetike. Spravochnik [The physical properties of steels and alloys used in the energy sector: Manual]. Neimark B.E. ed. Moscow–Leningrad: Energiya, 1967. 239 p. (In Russ.).

Received January 21, 2015

ISSN: ОЗ68-О797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 538 – 539. © 2015. Макаров М.А., Александров А.А., Дашевский В.Я.

УДК 669.187

# ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПРОЦЕСС ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЖЕЛЕЗА ПОРОШКООБРАЗНЫМ ФЛЮСОМ

Макаров М.А., младший научный сотрудник

Александров А.А., к.т.н., старший научный сотрудник (а.а.aleksandrov@gmail.com) Дашевский В.Я., д.т.н., зав. лабораторией

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Исследован процесс десульфурации жидкого железа при обработке порошкообразным флюсом (20 % CaO – 60 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 20 % CaF<sub>2</sub>) с одновременной продувкой водородом. Присутствие водорода, растворенного в расплаве, оказывает положительное влияние на десульфурацию, поскольку раскисление жидкого металла водородом увеличивает полноту протекания процесса десульфурации. Десульфурацию жидкого железа шлакообразующей смесью и продувку расплава водородом следует проводить одновременно.

Ключевые слова: железо, десульфурация, порошкообразный флюс, водород.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-538-539

Для десульфурации металлического расплава порошкообразным флюсом используют метод вдувания порошков в жидкий металл. Вдувают (в струе аргона или азота) флюсы на базе извести и плавикового шпата или смеси, содержащие, кроме шлакообразующих, также металлический кальций (иногда магний). Опыт показал, что вдувание в металл порошкообразных реагентов является одним из эффективных способов повышения качества стали.

При циркуляционном вакуумировании в RH-установке для десульфурации жидкого металла используют различные способы введения десульфурирующей смеси в камеру: вдувают порошкообразные материалы в нижнюю часть вакуум-камеры, на поверхность металла в вакуум-камере, через фурму или засыпают флюс в вакуум-камеру. Установлено, что содержание серы в стали снижается во времени с момента подачи на поверхность или вдувания в объем стали порошкообразного флюса, а конечное содержание серы зависит от массы флюса, его состава и расхода газа на перемешивание [1].

Экспериментально изучен процесс десульфурации жидкого железа порошкообразным флюсом (20 % CaO – 60 %  $Al_2O_3 - 20$  % CaF<sub>2</sub>) при одновременной продувке расплава водородом. Эксперименты проводили в высокочастотной индукционной печи. Шихта состояла из карбонильного железа (0,01 % С, содержание других компонентов <0,01 %) и сульфида железа (32 % S) в количестве, необходимом для получения в металле требуемого содержания серы. Шихту загружали в тигель из  $Al_2O_3$ , который помещали в плавильную камеру. Масса шихты составляла ~200 г. Используемые в экспериментах газы (аргон, водород) предварительно проходили очистку. Экспериментальная установка описана в работе [2].

Процесс десульфурации изучали по двум вариантам – без продувки и с продувкой расплава водородом при 1873 К.

Вариант № 1. Шихту расплавляли в атмосфере аргона. По расплавлению металла отбирали пробу. После этого вводили порошкообразный флюс на зеркало металла и выдерживали 10 мин.

Вариант № 2. Шихту расплавляли в атмосфере аргона. По расплавлению металла отбирали пробу. После этого вводили порошкообразный флюс на зеркало металла. Выключали подачу аргона и с помощью фурмы, погруженной в расплав, продували водородом в течение 10 мин.

Пробы металла отбирали через каждые 5 мин и анализировали их на содержание серы. Результаты опытных плавок приведены в таблице и на рисунке.

Зависимость содержания серы от времени обработки расплава железа порошкообразным флюсом без продувки водородом (вариант 1) и с продувкой водородом (вариант 2) при 1873 К

The dependence of the sulfur content from time of molten iron processing with powdered flux by blowing with (variant 1) and without hydrogen (variant 2) at 1873 K

Номер варианта	Время, мин	[% S]
	0	0,140
1	5	0,118
	10	0,115
	0	0,140
2	5	0,104
	10	0,070



Изменение содержания серы в жидком металле после обработки порошкообразным флюсом: *I* – без продувки водородом (вариант 1); *2* – с продувкой водородом (вариант 2)

Changes in the sulfur content in the molten metal after the treatment with powdered flux:

1 - blowing with hydrogen (variant 1); 2 - blowing without hydrogen

Водород, подаваемый вместе с порошкообразным флюсом, играет роль раскислителя, связывая растворенный в жидком железе кислород.

Удаление серы осуществляется при взаимодействии расплава со шлаком по реакции

$$[S] + (O^{2^{-}}) = (S^{2^{-}}) + [O], \quad K = \frac{a_{(S^{2^{-}})} a_{[O]}}{a_{[S]} a_{(O^{2^{-}})}}.$$

Десульфурация протекает тем полнее, чем больше активность кислорода в шлаке  $a_{(O^2)}$  и чем меньше активность кислорода в металле  $a_{[O]}$ . При использовании оксида кальция в качестве десульфуратора при однов-

ременной продувке расплава водородом протекают реакции

$$[S] + (CaO) = (CaS) + [O]; 2[H] + [O] = H_2O(\Gamma),$$

суммарная реакция

$$[S] + (CaO) + 2[H] = (CaS) + H_2O(\Gamma).$$

Десульфурация протекает тем полнее, чем ниже концентрация кислорода в расплаве и чем выше активность CaO в шлаке. При обработке жидкого металла порошкообразным флюсом присутствие водорода, растворенного в расплаве, оказывает положительное влияние на процесс десульфурации, так как идет процесс раскисления жидкого металла. Поэтому перед десульфурацией металлического расплава порошкообразным флюсом и одновременно с ней необходимо раскислять металл водородом.

**Выводы.** Анализ полученных результатов позволяет заключить, что продувка металла водородом приводит не только к снижению концентрации кислорода в расплаве, но и способствует более глубокой десульфурации металла. Этот метод может быть рекомендован для использования при обработке металла в RH-вакууматоре с целью получения требуемых низких содержаний серы в металле.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лякишев Н.П., Шалимов А.Г. Развитие процессов циркуляционного вакуумирования // Национальная металлургия. 2003. № 3. С. 66 – 70.
- 2. Макаров М.А, Александров А.А., Дашевский В.Я. Исследование процесса глубокого обезуглероживания стали // Металлы. 2006. № 3. С. 1 5.

Поступила 27 апреля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 7, pp. 538-539.

#### INFLUENCE OF HYDROGEN ON PROCESS OF IRON DESULFURIZATION BY POWDERED FLUX

Makarov M.A., Junior Researcher Alexandrov A.A., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

(a.a.aleksandrov@gmail.com) **Dashevskii V.Ya.**, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory

Institute of Metallurgy and Materials Science named after A.A. Baykov, RAS (49, Leninskii ave., Moscow, 119991, Russia)

**Abstract.** The process of liquid iron desulfurization was investigated in the processing by powdered flux (20 % CaO – 60 %  $Al_2O_3$  – 20 % CaF<sub>2</sub>) with simultaneous hydrogen blowing. The presence of hydrogen, dissolved in the melt, has a positive effect on the desulfurization process, because the process of hydrogen deoxidation of liquid metal increases the completeness of desulfurization process. Desulfurization of liquid

iron by slag-forming mixture and hydrogen blowing of melt should be carried out simultaneously.

Keywords: iron, desulfurization, flux powder, hydrogen.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-538-539

## REFERENCES

- Lyakishev N.P., Shalimov A.G. Development of RH vacuum processes. *National'naya Metallurgiya*. 2003, no. 3, pp. 66–70. (In Russ.).
- Makarov M.A., Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Deep decarburization of steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2006, no. 3, pp. 189–192.

Received April 27, 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

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 13.08.2015. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4662. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35