МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 11, 2016 Издается с января 1958 г. ежемесячно Том 59

МОСКВА • МИСИС • 2016

ИЗВЕСТИЯ
ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

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

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:

АЛЕШИН Н.П. *(Российская Академия Наук, г. Москва)*
АСТАХОВ М.В. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
АШИХМИН Г.В. *(ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)*
БЕЛОВ В.Д. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
БРОДОВ А.А., *редактор раздела* ***«Экономическая эффективность металлургического производства»*** *(ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)*
ВОЛЫНКИНА Е.П. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ГЛЕЗЕР А.М. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ГОРБАТЮК С.М. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ГРИГОРОВИЧ К.В., *редактор раздела* ***«Металлургические технологии»*** *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)*
ГРОМОВ В.Е. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ДУБ А.В. *(ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)*
ЗИНГЕР Р.Ф. *(Институт Фридриха-Александра, Германия)*
ЗИНИГРАД М. *(Институт Ариэля, Израиль)*
ЗОЛОТУХИН В.И. *(Тульский государственный университет, г. Тула)*
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. *(Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)*
КОСТИНА М.В. *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)*
КОСЫРЕВ К.Л. *(АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)*
КУРНОСОВ В.В. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ЛАЗУТКИН С.С. *(ГК «МетПром», г. Москва)*
ЛИНН Х. *(ООО «Линн Хай Терм», Германия)*
ЛЫСАК В.И. *(Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)*
МЫШЛЯЕВ Л.П. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
НИКУЛИН С.А. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., *редактор раздела* ***«Ресурсосбережение в черной металлургии»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., *редактор раздела* ***«Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах»*** *(Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)*
РАШЕВ Ц.В., *редактор раздела* ***«Стали особого назначения»*** *(Академия наук Болгарии, Болгария)*
РУДСКОЙ А.И. *(Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)*
СИВАК Б.А. *(АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)*
СИМОНЯН Л.М., *редактор раздела* ***«Экология и рациональное природопользование»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
СОЛОДОВ С.В., *редактор раздела* ***«Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
СПИРИН Н.А. *(Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)*
ТАНГ ГУОИ *(Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)*
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ФИЛОНОВ М.Р., *редактор раздела* ***«Материаловедение»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
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»

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

IZVESTIYA
VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA
IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

Executive secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Executive secretary: OLENDARENKO N.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN *(Russian Akademy of Sciences, Moscow)*
M.V. ASTAKHOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
G.V. ASHIKHMIN *(JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)*
V.D. BELOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
A.A. BRODOV, *Editor of the section* ***"Economic efficiency of metallurgical production"*** *(IP Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow)*
E.P. VOLYNKINA *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
A.M. GLEZER *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
S.M. GORBATYUK *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
K.V. GRIGOROVICH, *Editor of the section* ***"Metallurgical Technologies"*** *(Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)*
V.E. GROMOV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
A.V. DUB *(JSC "Science and Innovations", Moscow)*
R.F. SINGER *(Friedrich-Alexander University, Germany)*
M. ZINIGRAD *(Ariel University, Israel)*
V.I. ZOLOTUKHIN *(Tula State University, Tula)*
V.M. KOLOKOL'TSEV *(Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk)*
M.V. KOSTINA *(Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)*
K.L. KOSYREV *(JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)*
V.V. KURNOSOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
S.S. LAZUTKIN *(Group of Companies "MetProm", Moscow)*
H. LINN *(Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany)*
V.I. LYSAK *(Volgograd State Technical University, Volgograd)*
L.P. MYSHLYAEV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
S.A. NIKULIN *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
G.S. PODGORODETSKII, *Editor of the section* ***"Resources Saving in Ferrous Metallurgy"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
I.YU. PYSHMINTSEV, *Editor of the section* ***"Inovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials"*** *(Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)*
TS.V. RASHEV, *Editor of the section* ***"Superduty steel"*** *(Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)*
A.I. RUDSKOI *(Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg)*
L.M. SIMONYAN, *Editor of the section* ***"Ecology Rational Use of Natural Resources"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
B.A. SIVAK *(VNIIMETMASH Holding Company, Moscow)*
S.V. SOLODOV, *Editor of the section* ***"Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
M. SPEIDEL *(Swiss Academy of Materials, Switzerland)*
N.A. SPIRIN *(Ural Federal University, Ekaterinburg)*
TANG GUOI *(Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China)*
M.V. TEMLYANTSEV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
M.R. FILONOV, *Editor of the section* ***"Material science"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
A.B. YUR'EV *(OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)*

Founders:

National Research Technological University "MISIS"

Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by
National Research Technological University "MISIS"

Editorial Addresses:

119049, Moscow, Leninskii prosp., 4
National Research Technological University "MISIS",
Tel./fax: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

Известия высших учебных заведений.
Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya =
Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Гнитиёв П.А., Бирюков А.Б. Исследование влияния типа футеровки на продолжительность воздушного охлаждения металла в камерных печах 759
Даненко В.Ф., Гуревич Л.М., Кушкина Е.Ю., Гладских Э.Б. О расширении области применения пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов 764
Дубинин А.М., Маврин С.П. Оптимальные параметры паровой газификации углей в газогенераторе с заторможенным циркуляционным псевдоожиженным слоем 773
Лоза А.В., Чигарев В.В., Рассохин Д.А., Шишкин В.В. Исследование напряженного состояния литого металла при циклическом нагреве 781
Лопатенко А.Д., Орехов Д.М., Семин А.Е. Анализ технологической схемы производства трубной стали с целью разработки предложений для повышения качества готовой продукции 787
Шинкин В.Н. Методика расчета геометрии стального листа при предварительной правке на семироликовой правильной машине 793

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Кузовов С.С., Макаренко К.В., Жижкина Н.А. Методика исследования дефектов типа «горячая трещина» 799
Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А., Бащенко Л.П. Совершенствование состава порошковых проволок системы C – Si – Mn – Cr – W – V с целью повышения качества и эксплуатационных характеристик наплавленного слоя 806

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Овчинникова Е.В., Горбунов В.Б., Шаповалов А.Н., Писарев С.А., Дуров Н.М. Сравнительный анализ поведения магнийсодержащих материалов Южного Урала при температурах агломерационного процесса 814
Румянцев Б.А., Комолова О.А., Григорович К.В., Гарбер А.К. Исследование процессов испарения компонентов реакционной зоны при обработке хромсодержащих расплавов низкотемпературной плазмой 821

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Авдеенко А.М., Моляров В.Г., Калашникова А.В., Бочаров А.Н., Моляров А.В. Высокотехнологичный биметаллический конструкционный материал повышенной прочности, легированный азотом 826

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Александров А.А., Дашевский В.Я. Влияние хрома на растворимость кислорода в никелевых сплавах, содержащих до 25 % кобальта 833
Могильников П.С. Особенности влияния уровня исходных изгибных напряжений на их релаксацию при отжиге в аморфном сплаве на основе железа состава $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ 837
Табаков Я.И. Влияние легирующих добавок на степень деформационного старения арматурной стали 840

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

P.A. Gnitiev, A.B. Biryukov Investigation of lining parameters impact onto metal air-cooling process in chamber furnace 759
V.F. Danenko, L.M. Gurevich, E.Yu. Kushkina, E.B. Gladskikh Extension of the scope of steel compacted strands and ropes made of them 764
A.M. Dubinin, S.P. Mavrin Optimal parameters of the steam coal gasification in the gasifier with damped circulating fluidized bed 773
A.V. Loza, V.V. Chigarev, D.A. Rassokhin, V.V. Shishkin Investigation of the stressed state of cast metal at cycled heating 781
A.D. Lopatenko, D.M. Orekhov, A.E. Semin Analysis of the technological scheme of pipe steel production to develop the proposals for improving the finished products quality 787
V.N. Shinkin Calculation method of steel sheet's geometry under preliminary flattening on seven-roller straightening machine 793

MATERIAL SCIENCE

S.S. Kuzovov, K.V. Makarenko, N.A. Zhizhkina Research methods for «hot crack» defects 799
N.A. Kozyrev, N.V. Kibko, A.A. Umanskii, D.A. Titov, L.P. Bashchenko Improving the composition of flux-cored wires of C – Si – Mn – Cr – W – V system in order to increase the quality and performance of the deposited layer 806

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

E.V. Ovchinnikova, V.B. Gorbunov, A.N. Shapovalov, S.A. Pisarev, N.M. Durov Comparative study of the South Urals magnesium materials behavior at the sintering process temperature 814
B.A. Rumyantsev, O.A. Komolova, K.V. Grigorovich, A.K. Garber Investigation of the evaporation processes of components of chromium-containing melts by low temperature plasma treatment 821

SUPERDUTY STEEL

A.M. Avdeenko, V.G. Molyarov, A.V. Kalashnikova, A.N. Bocharov, A.V. Molyarov High-technology nitrogen-alloyed constructional bimetal material with increased strength 826

SHORT REPORTS

A.A. Aleksandrov, V.Ya.Dashevskii Effect of chromium on the oxygen solubility in nickel alloys containing up to 25 % of cobalt 833
P.S. Mogil'nikov Features of the initial bending stresses influence on the relaxation process during annealing in amorphous iron-based $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ alloy 837
Ya.I. Tabakov Effect of alloying elements on the degree of strain aging of reinforcing steel 840

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 759 – 763.
© 2016. *Гнитиёв П.А., Бирюков А.Б.*

УДК 662.9

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТИПА ФУТЕРОВКИ НА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА В КАМЕРНЫХ ПЕЧАХ

Гнитиёв П.А., *аспирант* (paul.gnitiev@mail.ru)
Бирюков А.Б., *д.т.н., профессор зав. кафедрой технической теплофизики* (birukov.ttf@gmail.com)

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

Аннотация. Для исследования влияния параметров футеровки на процесс воздушного охлаждения металла в камерных печах создана соответствующая математическая модель. Проведены численные эксперименты для различных схем компоновки футеровки: полностью плотный огнеупор, выполненный из шамотного кирпича; керамоволокнистое покрытие стен и свода при плотном огнеупоре подины; концептуальная футеровка всей камеры печи из керамоволокна. Обработка полученных результатов позволила наглядно продемонстрировать влияние типа футеровки на продолжительность охлаждения, тем самым показывая возможные резервы ускорения данной технологической операции.

Ключевые слова: воздушное охлаждение, сокращение операции воздушного охлаждения, термическая обработка, математическое моделирование, футеровка из керамоволокна, конвективный и лучистый теплообмен.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-759-763

В настоящее время в металлургии и машиностроении при производстве металлических изделий применяют термическую обработку в печах для управления их свойствами. Одним из важных участков операции термической обработки, влияющих на конечные свойства материалов, является процесс охлаждения. В зависимости от вида термической обработки, оно может быть как медленным, вместе с печью без подачи охладителя, так и быстрым – в жидкостях. В данной работе исследуется процесс воздушного охлаждения, который занимает среднее место по темпу охлаждения между быстрым в жидкостях и длительным с печью без подачи охладителя. Операция воздушного охлаждения имеет место при проведении такого вида термической обработки, как нормализация, а также как элемент изотермического отжига изделий.

В современных камерных печах термообработки используют два наиболее распространенных типа материалов для создания футеровки: плотный, выполненный из штучных шамотных огнеупоров или бетонных блоков [1 – 3] и керамоволокнистый, выполненный из современных низкоинерционных материалов [4, 5]. Несомненно, каждый тип футеровки напрямую влияет на продолжительность охлаждения металла. Из литературных источников известно, что процесс воздушного охлаждения металла в печах недостаточно полно исследован. Так, в частности, нет количественных представлений о влиянии параметров футеровки на продолжительность охлаждения [6].

Для исследования температурного поля металла и футеровки при воздушном охлаждении, а также продолжительности охлаждения при различной компоновке футеровки создана математическая модель, основанная на решении дифференциального уравнения нестационарной теплопроводности для металла и футеровки [7].

В данной модели принято использовать одномерную постановку для определения температуры металла и футеровки. Такой подход обусловлен тем, что по предварительным оценкам сопротивление отдаче тепла от наружной поверхности цилиндрической заготовки значительно превосходит внутренние термические сопротивления и, следовательно, тепловыми потоками в продольном и тангенциальном направлениях можно пренебречь. А для футеровки толщина огнеупора существенно меньше двух других размеров. В цилиндрической системе координат для заготовки круглого сечения запись уравнения выглядит следующим образом:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\lambda}{\rho c}\left(\frac{\partial^2 t}{\partial r^2} + \frac{1}{r}\frac{\partial t}{\partial r}\right), \qquad (1)$$

где t – температура, °С; τ – время, с; λ – коэффициент теплопроводности материала, Вт/(м·К); ρ – плотность материала, кг/м^3; c – теплоемкость материала, Дж/(кг·К); r – радиус заготовки, м.

Для описания температурного поля по толщине футеровки дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности записывается в декартовой системе координат в одномерной постановке.

Для решения задачи необходимо выделить математическое описание частных особенностей текущего процесса в виде условий однозначности [8].

• *Геометрические условия.* Для цилиндрической заготовки в качестве характерного размера взят произвольный радиус в произвольном поперечном сечении (рис. 1, *а*). Для футеровки в качестве геометрических условий выступает произвольный отрезок, нормальный к поверхности футеровки (рис. 1, *б*).

• *Начальные условия.* В связи с тем, что рассматриваются изделия после предварительного нагрева, начальное температурное поле металла представляет собой температурное распределение, полученное после предшествующих операций нагрева и выдержки.

• *Зависимость теплофизических характеристик обрабатываемого материала, футеровки и воздуха от температуры.* Для математической модели аппроксимированы справочные значения соответствующих теплофизических величин. Полученные уравнения представлены в математической модели в виде функций температуры. Так, например, получено уравнение зависимости теплопроводности для стали 40 [9, 10]:

$$\lambda(t) = 51{,}7 - 3{,}76\cdot10^{-4}t - 8{,}576\cdot10^{-5}t^2 + 5{,}979\cdot10^{-8}t^3.$$

Основные теплофизические свойства воздуха аппроксимированы в виде следующих зависимостей:

$$\lambda(t) = 0{,}025 + 7{,}457\cdot10^{-5}t - 1{,}929\cdot10^{-8}t^2;$$

$$\mathrm{Pr}(t) = 0{,}707 - 2448\cdot10^{-4}t + 5{,}605\cdot10^{-7}t^2 - 3{,}049\cdot10^{-10}t^3;$$

$$\nu(t) = 1{,}247\cdot10^{-5} + 1{,}02\cdot10^{-7}t + 6{,}302\cdot10^{-11}t^3,$$

где $\mathrm{Pr}(t)$ – число Прандтля; $\nu(t)$ – кинематическая вязкость воздуха, м^2/с.

Соответствующие уравнения получены также для теплоемкостей стали и футеровки. Значения коэффициентов теплопроводности шамота и керамоволокна выбраны постоянными в диапазоне исследуемых температур и равными 1,1 и 0,1 Вт/(м·К) соответственно.

• *Граничные условия теплообмена* формулируются, исходя из наличия следующих видов теплообмена между металлом и футеровкой: конвективный теплообмен между металлом и воздухом, лучистый теплообмен металла с футеровкой, конвективный теплообмен внутренней поверхности футеровки с охлаждающим воздухом. Также учитывается конвективный и лучистый теплообмен наружной поверхности футеровки с окружающей средой [11].

Тогда граничные условия теплообмена для металла:

$$\begin{cases} r = r_з : -\lambda\dfrac{\partial t}{\partial r} = \alpha_{конв}^{мет}(t_м - t_{ср}) + \alpha_{луч}^{мет-ф}(t_м - t_ф); \\ r = 0 : \lambda\dfrac{\partial t}{\partial r} = 0, \end{cases} \quad (2)$$

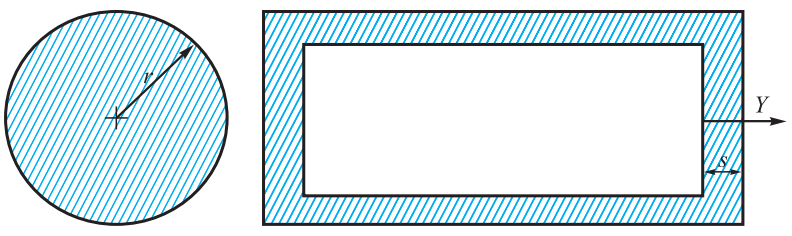
для футеровки:

$$\begin{cases} y = 0 : \lambda\dfrac{\partial t}{\partial y} = \alpha_{конв}^{ф}(t_ф - t_п) - \left[\alpha_{луч}^{мет-ф}(t_м - t_ф)\right]\dfrac{F_м}{F_ф}; \\ y = s : -\lambda\dfrac{\partial t}{\partial y} = \alpha_{ос}(t_{нар}^{ф} - t_{ос}), \end{cases} \quad (3)$$

где $r_з$ – радиус цилиндрической заготовки, м; $\alpha_{конв}^{мет}$ – коэффициент конвективной теплоотдачи от металла к охлаждающему воздуху, Вт/(м^2·К); $t_м$ – температура поверхности охлаждаемого металла, °С; $t_{ср}$ – температура среды, омывающей металл, °С; $\alpha_{луч}^{мет-ф}$ – лучистый коэффициент теплоотдачи от металла к футеровке, Вт/(м^2·К); $t_ф$ – температура внутренней поверхности футеровки, °С; $\alpha_{конв}^{ф}$ – коэффициент конвективной теплоотдачи от футеровки к охлаждающему воздуху в печи, Вт/(м^2·К); $t_п$ – средняя температура в камере печи, °С; s – толщина футеровки, м; $\alpha_{ос}$ – коэффициент конвективной теплоотдачи от наружной поверхности футеровки в атмосферу, Вт/(м^2·К); $t_{нар}^{ф}$ – наружная температура футеровки, °С; $t_{ос}$ – температура окружающей среды, °С; $F_м$ – площадь поверхности металла, м^2; $F_ф$ – площадь поверхности футеровки, м^2.

Значение $t_{ср}$ определяется на основании теории турбулентных струй с учетом смешения свежего воздуха с газовой средой печной камеры, имеющей температуру $t_п$.

Коэффициент конвективной теплоотдачи от металла может быть упрощенно определен при помощи известных критериальных уравнений, характеризующих простейшие гидродинамические схемы взаимодействия [12, 13]:



а *б*

Рис. 1. Геометрические условия для металла и футеровки:
S – толщина огнеупора; *Y* – выбранное положительное направление на координатной оси

Fig. 1. Geometric conditions for the metal and lining:
S – thickness of the refractory; *Y* – chosen positive direction of the coordinate axes

$$\alpha_{\text{конв}} = 0,28\,\mathrm{Re}^{0,6}\,\mathrm{Pr}_{\text{ж}}^{0,36}\left(\frac{\mathrm{Pr}_{\text{ж}}}{\mathrm{Pr}_{\text{ст}}}\right)^{0,25}, \qquad (4)$$

либо при помощи уравнений, полученных для условий, более точно соответствующих реальной картине натекания в работе [14].

При определении коэффициента лучистой теплоотдачи используется стандартный подход [15]:

$$\alpha_{\text{луч}} = \frac{C_{re}\left(\left[\frac{t_{\text{м}}+273}{100}\right]^4 - \left[\frac{t_{\text{ф}}+273}{100}\right]^4\right)}{t_{\text{м}} - t_{\text{ф}}}. \qquad (5)$$

При этом, при расчете приведенного коэффициента излучения C_{re} в системе тел «металл – футеровка» учитываются соответствующие угловые коэффициенты, степени черноты металла и внутренней поверхности футеровки.

Если некоторые элементы футеровки выполнены из различных материалов, то для каждого из них отдельно решается дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности с соответствующими условиями однозначности. При составлении условий однозначности для металла учитывается, что имеет место лучистый теплообмен с различными элементами футеровки, а для элементов футеровки предусмотрен учет лучистого теплообмена друг с другом.

Адекватность разработанной математической модели подтверждена путем сопоставления графиков изменения температуры, полученных при охлаждении поверхности цилиндрического тела в реальной печи и при использовании разработанной математической модели. Термограмма операции термообработки получена на одном из машиностроительных предприятий России.

Для анализа влияния типа футеровки на продолжительность воздушного охлаждения рассмотрены три типа компоновки футеровки:

– использование полностью плотной футеровки из шамотного кирпича толщиной 1 м;
– использование подины из огнеупорного бетона, а свода и стен из керамоволокна толщиной 0,2 м (наиболее распространенная компоновка для современных промышленных печей);
– использование керамоволокнистого покрытия всех стен, свода и подины печи – как концептуальный подход (полностью керамоволокнистая подина может быть создана путем размещения садки на отдельных бетонных подставках и заполнения остальной части подины керамоволокнистыми матами).

В качестве исследуемых тел выбраны типичные садки печи, состоящие из двух (*а*), четырех (*б*) и шести (*в*) цилиндрических заготовок диаметром 1 м и длиной 6 м (рис. 2). В данной модели исследована лишь часть операции термообработки, а именно участок воздушного охлаждения от 650 до 450 °С. Марка исследуемой стали – сталь 40. Также выделены четыре характерные количества расхода воздуха на охлаждение: 5, 10, 15 и 20 тыс. м^3/ч. В результате проведены 36 различных численных экспериментов, полученные результаты представлены в удобном для сравнения виде (см. рис. 2).

Видно, что использование керамоволокна взамен плотного огнеупора существенно снижает требуемое время охлаждения. Например комбинированная футеровка (керамоволокнистое покрытие свода и стен и плотная подина) позволяет сократить продолжительность воздушного охлаждения на 31 – 45 % в зависимости от расхода воздуха и массы садки печи по сравнению со случаем, когда вся футеровка выполнена из плотного огнеупора. Дальнейшее сокращение продолжительности охлаждения может быть достигнуто с переходом от комбинированной футеровки к концептуальной полностью керамоволокнистой, при этом дополнительное сокращение продолжительности операции будет составлять от 10 до 22 % в зависимости от тех же параметров.

Таким образом, получена информация о влиянии параметров футеровки на продолжительность воздушного охлаждения, показаны способы ускорения данной операции. Эта информация имеет большое практическое значение, так как в современных условиях одним из лимитирующих звеньев операции термической обработки массивных изделий является скорость охлаждения.

Выводы. Для исследования влияния типа футеровки на процесс воздушного охлаждения металла в печах камерного типа создана математическая модель. С использованием разработанной модели проведены численные эксперименты для определения продолжительности охлаждения при различных параметрах футеровки. Таким образом, получено дальнейшее развитие научных представлений о реализации технологий воздушного охлаждения металла в печи за счет установления и систематизации данных о влиянии параметров футеровки камеры печи на время, необходимое для реализации процесса. Установлено, что в пределе при переходе от полностью плотного огнеупора к концептуальной полностью керамоволокнистой футеровке ускорение операции воздушного охлаждения составит 44 – 52 % в зависимости от расхода охладителя и массы садки печи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Курбатов Ю.Л., Василенко Ю.Е. Металлургические печи: Учеб. пособие. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2013. – 388 с.
2. Кривандин В.А., Егоров А.В. Тепловая работа и конструкция печей черной металлургии. – М.: Металлургия, 1989. – 463 с.
3. Свинолобов Н.П., Бровкин В.Л. Печи черной металлургии: Учеб. пособие для вузов. – Днепропетровск: Пороги, 2004. – 154 с.

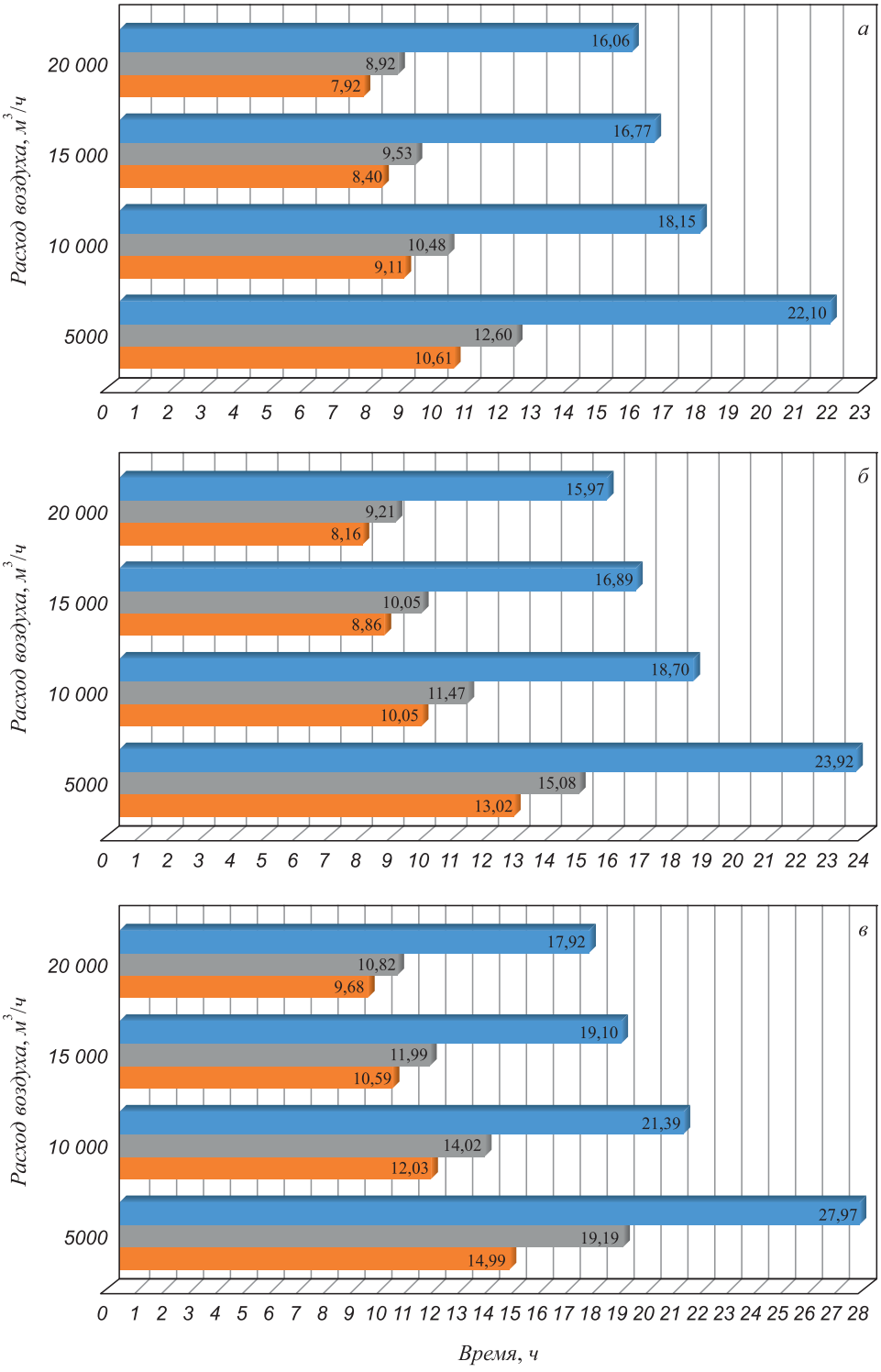


Рис. 2. Сравнение времени охлаждения при различных параметрах футеровки:
– плотная; – П + К; – керамоволокно

Fig. 2. Comparison of cooling time for different parameters of the lining:
– hard-textured; – П + К; – ceramic fiber

4. Губинский В.И. Металлургические печи: Учеб. пособие. – Днепропетровск: НМетАУ, 2006. – 85 с.

5. Оснос С.П., Гололобов О.И. Опыт применения современных волокнистых огнеупорных материалов и систем отопления // Строительные материалы и изделия. 2001. № 4 . С. 130 – 136.

6. Бирюков А.Б., Сафьянц С.М., Гнитиев П.А. Анализ современного состояния технологии воздушного охлаждения металла в печах // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2014. № 11. С. 42 – 46.

7. Румянцев В.Д. Теория тепло- и массообмена: Учеб. пособие. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 532 с.

8. Бирюков А.Б. Теплотехника непрерывной разливки стали и тепловой обработки заготовок. – Saarbrücken: LAMBERT Academic Publishing, 2015. – 444 с.

9. Казанцев Е.И. Промышленные печи: Справочное руководство для расчетов и проектирования. – 2-е изд., доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.

10. Недопекин Ф.В., Гинкул С.И., Новикова Е.В. Теоретические и прикладные аспекты теплопереноса. – Донецк: ДонНУ, 2013. – 321 с.

11. Шорин С. Теплопередача. – М.: ГИЗЛСА, 1952. – 340 с.

12. Дымнич А.Х., Троянский А.А. Вопросы тепломассообмена в сталеплавильных процессах: Учебник-монография. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2009. – 581 с.

13. Себиси Т., Брэдшоу П. Конвективный теплообмен. Физические основы и вычислительные методы. – М.: Мир, 1987. – 592 с.

14. Гнитиев П.А. Конвективный теплообмен в печах при импульсном и безымпульсном режимах подачи теплоносителя // Промышленная теплотехника. 2015. № 2. С. 39 – 47.

15. Невский А.С. Лучистый теплообмен в печах и топках. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1971. – 440 с.

Поступила 3 июня 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 759–763.

INVESTIGATION OF LINING PARAMETERS IMPACT ONTO METAL AIR-COOLING PROCESS IN CHAMBER FURNACE

P.A. Gnitiev, A.B. Biryukov

Donetsk National Technical University, Donetsk, Ukraine

Abstract. The appropriate mathematical model was created for the investigation of lining parameters impact onto metal air-cooling process in chamber furnace. Numerical computing for various lining composition was conducted: fully dense refractory material, made from chamotte brick; refractory ceramic fibers on the wall and arch with fully dense refractory of hearth; conceptual lining of entire chamber furnace with refractory ceramic fibers. Processing of the results allowed to illustrate the impact of the lining type on the length of air-cooling process, thereby showing possible reserves for accelerating of this process step.

Keywords: air-cooling, reducing air-cooling operation, thermal processing, mathematical modeling, refractory ceramic fibers, convective and radiative heat transfer.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-759-763

REFERENCES

1. Kurbatov Yu.L., Vasilenko Yu.E. *Metallurgicheskie pechi: uchebnoe posobie* [Metallurgical furnaces: Manual]. Donetsk: DonNTU, 2013, 388 p. (In Russ.).

2. Krivandin V.A. Egorov A.V. *Teplovaya rabota i konstruktsiya pechei chernoi metallurgii* [Thermal operation and construction of furnaces of ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 463 p. (In Russ.).

3. Svinolobov N.P. Brovkin V.L. *Pechi chernoi metallurgii: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Furnaces of ferrous metallurgy: Manual]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2004, 154 p. (In Russ.).

4. Gubinskii V.I. *Metallurgicheskie pechi: Ucheb. posobie* [Metallurgical furnaces: Manual]. Dnepropetrovsk: NMetAU, 2006, 85 p. (In Russ.).

5. Osnos S.P. Gololobov O.I. Experience of application of modern fibrous refractory materials and heating systems. *Stroitel'nye materialy i izdeliya*. 2001, no. 4, pp. 130–136. (In Russ.).

6. Biryukov A.B. Saf'yants S.M., Gnitiev P.A. Analysis of the current state of air cooling technology of metal in furnaces. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2014, no. 11, pp. 42–46. (In Russ.).

7. Rumyantsev V.D. *Teoriya teplo- i massoobmena: Uchebnoe posobie* [Theory of heat and mass transfer: Manual]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2006, 532 p. (In Russ.).

8. Biryukov A.B. *Teplotekhnika nepreryvnoi razlivki stali i teplovoi obrabotki zagotovok* [Heat engineering of continuous steel casting and billets thermal treatment]. Saarbrücken: LAMBERT Academic Publishing, 2015, 444 p. (In Russ.).

9. Kazantsev E.I. *Promyshlennye pechi. Spravochnoe rukovodstvo dlya raschetov i proektirovaniya* [Industrial furnaces. Reference manual for the calculation and design]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 368 p. (In Russ.).

10. Nedopekin F.V. Ginkul S.I. Novikova E.V. *Teoreticheskie i prikladnye aspekty teploperenosa* [Theoretical and applied aspects of heat transfer]. Donetsk: DonNU, 2013, 321 p. (In Russ.).

11. Shorin S. *Teploperedacha* [Heat transfer]. Moscow: GIZLSA, 1952, 340 p. (In Russ.).

12. Dymnich A.Kh. Troyanskii A.A. *Voprosy teplomassoobmena v staleplavil'nykh protsessakh: uchebnik-monografiya* [Questions of heat and mass transfer in steelmaking processes]. Donetsk: DonNTU, 2009, 581 p. (In Russ.).

13. Cebeci Tuncer, Bradshaw Peter. *Physical and Computational Aspects of Convective Heat Transfer.* New York: Springer-Verlag Inc, 1984. (Russ.ed.: Cebeci T., Bradshaw P. *Konvektivnyi teploobmen. Fizicheskie osnovy i vychislitel'nye metody*. Moscow: Mir, 1987, 592 p.).

14. Gnitiev P.A. Convective heat transfer in furnaces under pulsed and non-pulsed modes of coolant supply. *Promyshlennaya teplotekhnika*. 2015, no. 2, pp. 39–47. (In Russ.).

15. Nevskii A.S. *Luchistyi teploobmen v pechakh i topkakh* [Radiative heat transfer in furnaces and fire chambers]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 440 p. (In Russ.).

Information about the authors:

P.A. Gnitiev*, *Postgraduate (paul.gnitiev@mail.ru)
A.B. Biryukov*, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Technical Thermophysics" (birukov.ttf@gmail.com)

Received June 3, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 764 – 772.
© 2016. *Даненко В.Ф., Гуревич Л.М., Кушкина Е.Ю., Гладских Э.Б.*

УДК 62-427.42:621.316.9

О РАСШИРЕНИИ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИ ОБЖАТЫХ СТАЛЬНЫХ ПРЯДЕЙ И ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ НИХ КАНАТОВ

***Даненко В.Ф.*[1], *к.т.н., доцент, зам. зав. кафедрой «Технология материалов»* (omd@vstu.ru)**
Гуревич Л.М.*[1], *д.т.н., доцент, зав. кафедрой «Материаловедение и композиционные материалы»
Кушкина Е.Ю.*[2], *руководитель технологической службы
Гладских Э.Б.*[2], *менеджер

[1] Волгоградский государственный технический университет
(400005, Россия, Волгоград, пр. Ленина, 28)
[2] Филиал «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ»
(400031, Россия, Волгоград, ул. Бахтурова, 12)

Аннотация. Стальные пластически обжатые пряди и канаты, изготовленные из них, обладая высокой конструктивной плотностью, повышенной разрывной и усталостной прочностью, высоким сопротивлением износу, нашли широкое применение в различных отраслях народного хозяйства: речной и морской транспорт, машиностроительные и строительные предприятия, нефтегазодобывающая, металлургическая, угольная промышленность и т.п. Повышение физико-механических свойств прядей и изготовленных из них канатов за счет высокой степени заполнения металлом поперечного сечения делает возможным применение их в качестве грозозащитных тросов и высокотемпературных проводов для воздушных линий электропередачи, что подтверждается данными испытаний комплексного воздействия на них факторов, приближенных к реальным условиям. Компьютерное моделирование позволяет существенно снизить трудоемкость экспериментальных работ на промышленном оборудовании, связанных с подбором оптимальных конструктивно-геометрических и технологических параметров производства, а также осуществить прогнозирование служебных свойств пластически обжатых прядей и канатов.

Ключевые слова: проволока, прядь, волочение, канат, пластическое обжатие, степень обжатия, конструктивная плотность, испытание, механические свойства, линии электропередачи, грозозащитный трос, оптический модуль, высокотемпературный провод, служебные свойства, компьютерное моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-764-772

Круговое (радиальное) пластическое обжатие – один из способов нейтрализации свивочных напряжений в проволоках прядей и спиральных канатов [1 – 4] осуществляется волочением в монолитных или роликовых волоках и применимо только при линейном касании (ЛК) проволок, так как при точечном касании (ТК) проволоки будут деформироваться в местах локальных контактов вплоть до разрушения. В результате пластического обжатия круглое поперечное сечение проволок пряди становится фасонным (трапециевидным, пяти-, шестигранным) (рис. 1), а линейное касание заменяется касанием по плоскости (ПК).

По сравнению со стандартными, пластически обжатые пряди и свитые из них канаты обладают следующими преимуществами [2, 5 – 7]: высокая степень заполнения металлом поперечного сечения; увеличение сопротивления контактным напряжениям при обегании ими шкива, блока или барабана; повышение гибкости, усталостной прочности; повышение производительности прядевьющего оборудования на 8 – 10 %.

Важным технологическим параметром процесса обжатия является степень обжатия прядей, более надежно характеризуемая линейным показателем $n_л$ [8, 9], представляющим собой относительное уменьшение диаметра пряди. Решающее значение при назначении степени обжатия имеют условия эксплуатации каната. В работах [1, 10] предлагается следующее деление величины обжатий для канатов различного назначения:

- калибровка прядей ($n_л < 3$ %), рекомендуется для канатов массового назначения в связи с повышением точности по диаметру и уменьшением контактных напряжений при работе каната;
- средние обжатия ($n_л = 3 – 4$ %), обеспечивают максимальную долговечность крановых канатов;
- глубокие обжатия ($n_л > 8$ %), обеспечивают работу канатов в условиях абразивного или коррозионного износа за счет высокой степени заполнения металлом поперечного сечения.

Диапазон повышенных обжатий $n_л = 4 – 8$ % в приведенной классификации не указан. Однако именно в этой области обжатий установлено [11, 12] достижение максимальной продольной жесткости прядей различной конструкции, что необходимо учитывать при проектировании канатов, применяемых в качестве ваеров, арматуры, грозозащитных тросов. Основные исследования по разработке теории обжатия прядей, про-

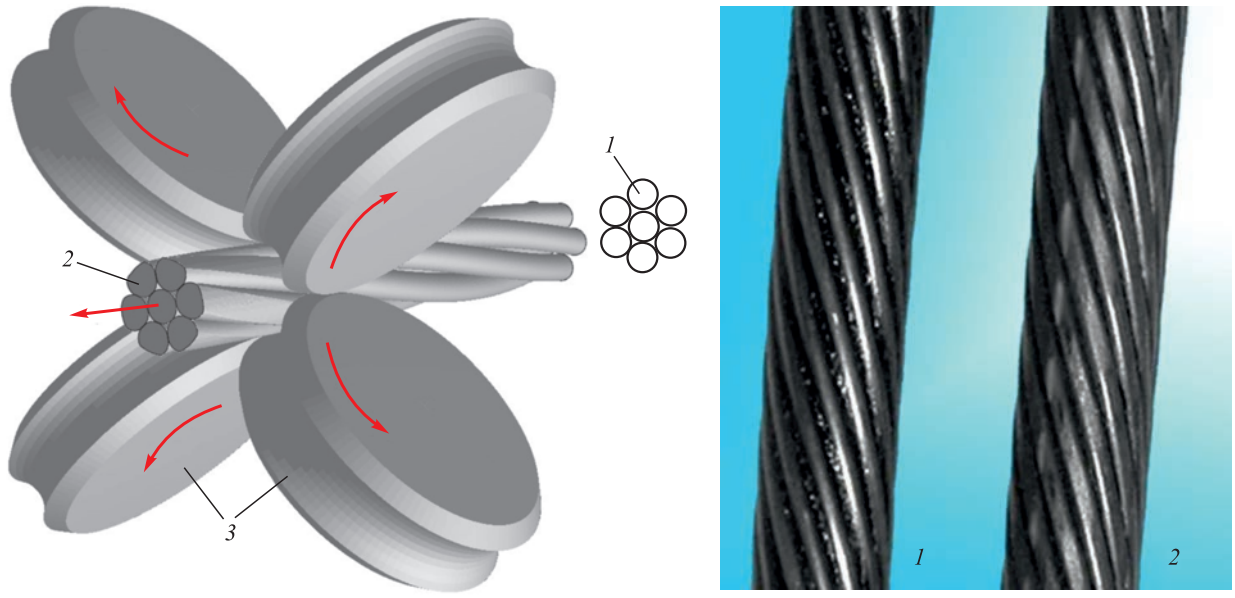


Рис. 1. Круговое пластическое обжатие пряди волочением через роликовую волоку:
а – схема процесса обжатия; *б* – внешний вид прядей; *1* – прядь до волочения; *2* – прядь после волочения; *3* – роликовая волока

Fig. 1. The circular plastic combustion of strand at roller die:
a – scheme of the combustion process; *б* – exterior of strands; *1* – strands before drawing; *2* – strand after drawing; *3* – roller die

веденные как в России, так и за рубежом, посвящены глубокому обжатию. Следует отметить, что применение значительных пластических обжатий приводит к ухудшению некоторых механических свойств канатов в связи с большой пластической деформацией (вытяжкой) проволок.

Результаты комплексных механических испытаний проволок и прядей, изготовленных с повышенной степенью обжатия, показывают:

– некоторое снижение пластических свойств проволок наружного слоя пряди с увеличением степени обжатия, связанное с их поверхностным упрочнением. Так, при степени обжатия $n_л$ = 4,9 % снижение числа перегибов пряди конструкции 1 + 5 + 5/5 + 10 составляет 5,2 – 11,7 % [10], а при увеличении обжатия до значений $n_л$ = 6,6 – 8,3 % число перегибов пряди конструкции 1 + 6 + 6/6 снижается до 10 – 15 % [13] по сравнению с первоначальным;
– повышение разрывной прочности обжатых прядей на 15 – 18 % при степени обжатия $n_л$ = 4,3 – 6,3 % по сравнению с прядями равного диаметра и аналогичной конструкции [7, 14] за счет увеличения прочности проволок и связанную с этим повышенную стойкость к износу между составными элементами пряди, прядей в канате при работе на шкиве;
– повышение усталостной прочности от 20 до 30 % при глубоком обжатии, связанное с большей контактной прочностью и поперечной жесткостью [15].

Повышение работоспособности пластически обжатых прядей и канатов из них объясняется, среди прочего, более равномерным распределением нагрузки между составными элементами пряди [14] и ограничивается величиной степени обжатия, приводящей к уменьшению площади сечения пряди за счет вытяжки металла.

В СССР исследование способов и режимов получения обжатых прядей началось с 1962 г. [5] в Одесском научно-исследовательском отделении стальных канатов (НИО «ОНИОСК»), входящем в состав ОАО «НПО Стальканат». Обжатие прядей из стальных проволок впервые было произведено в 1963 г. на Белорецком металлургическом комбинате. В дальнейшем работы были продолжены учеными Одесского политехнического института, НИО «ОНИОСК» под руководством М.Ф. Глушко и В.А. Малиновского. Технология изготовления обжатых прядей путем волочения их в процессе свивки на прядевьющих машинах была разработана и внедрена на Магнитогорском калибровочном, Одесском, Харцызском и Волгоградском сталепроволочно-канатном заводах. Изготовленные ООО «Стальканат» (Одесса) многопрядные канаты из пластически обжатых прядей показали повышение технического ресурса при работе в морских и речных портах, рыбопромысловом флоте, на мобильных кранах с большой высотой подъема, на шахтных наклонных подъемах [16]. Специалистами Магнитогорского государственного технического университета, Магнитогорского калибровочного завода и Белорецкого металлургического комбината проведены работы по освоению производства канатов

двойной свивки из пластически обжатых прядей [17], по применению пластического обжатия при производстве арматурных канатов [18] и канатов двойной свивки [19].

На Волгоградском заводе ОАО «Северсталь-метиз» (ныне филиал «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ») изготовление стальных канатов двойной свивки из пластически обжатых прядей было начато в 2006 г. Рекомендации по выбору канатов, изготовленных на этом предприятии для основных групп механизмов, представлены в табл. 1. Приведенные данные подтверждают полученные ранее результаты об увеличении работоспособности канатов из пластически обжатых прядей в среднем в 1,3 – 1,6 раза [16, 20 – 22]. Технология изготовления, механические свойства и преимущества при эксплуатации каната конструкции 6×36(1 + 7 + 7/7 + 14) + (7×7) с пластически обжатыми прядями ($n_л$ = 4,2 %) производства ОАО «Северсталь-метиз» обсуждались в работах [23, 24].

Повышение механических и служебных свойств пластически обжатых прядей и канатов из них открывает широкие перспективы для расширения их области применения. Увеличение конструктивной плотности канатов ведет к улучшению теплопроводности и электропроводности, в первую очередь за счет снижения электросопротивления локальных контактов между отдельными проволоками пряди. Специалистами ООО «Энергосервис» (Москва), ОАО «Северсталь-метиз» (Волгоград) и НТЦ ОАО «ФСК» (Москва) были разработаны новые конструкции канатов ПК [25 – 27], которые можно использовать как грозозащитные тросы воздушных линий (ВЛ) электропередачи. Изготовление опытных образцов таких канатов в филиале «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ» было начато в 2009 г. Использующиеся в настоящее время в качестве грозозащитных тросов стальные канаты по ГОСТ 3062, ГОСТ 3063 и ГОСТ 3064 не соответствуют техническим требованиям на грозозащитные тросы для ВЛ электропередачи (СТО 56947007-29.060.50.015-2008). Как показали сравнительные испытания, эти канаты не выдерживают воздействий мощной тепловой нагрузки, возникающей при протекании тока наиболее характерных зарядных параметров молнии, присущих большинству регионов России. В работе [28] исследована возможность применения конструкции пластически обжатого стального каната типа ЛК по СТО 71915393 – ТУ 062–2008 для защиты ВЛ от прямых ударов молнии вместо стального каната типа ТК крестовой свивки по ГОСТ 3063. Относительное линейное обжатие при изготовлении троса составляло $n_л$ = 4,0 – 4,5 %. Стойкость канатов к удару молнии оценивали после воздействия импульсного тока с переносимым зарядом

Таблица 1

Применение канатов двойной свивки из пластически обжатых прядей

Table 1. **Application of double stranding ropes of plastic crimped strands**

Конструкция каната	Типы механизмов	Технический эффект	Техническая документация
6×36(1 + 7 + 7/7 + 14) + + 6×7(1 + 6) + 1×7(1 + 6)	Экскаваторы, шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5 – 1,8 раза	СТО 71915393-ТУ 090-2010
6×36(1 + 7 + 7/7 + 14) + 1о.с.	Экскаваторы, шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5 – 1,8 раза	СТО 71915393-ТУ 040-2007
8×37(1 + 6.6 + 12 + 12) + + 8×7(1 + 6) + + 6×7(1 + 6) + 1×7(1 + 6)	Экскаваторы	Уменьшение износа и абразивного разрушения, повышенное сопротивление усилиям скручивания, сердечник всегда остается смазанным. Увеличение технического ресурса в 1,1 – 1,3 раза	СТО 71915393-ТУ 043-2007
8×36(1 + 7 + 7/7 + 714) + + 7×19(1 + 9 + 9)	Шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5 – 2,0 раза	ТУ 14-4-496-74
18×7 + 5×7/5×7 + + 5×7 + 1×7	Краны башенные, автокраны	Некрутимость, стабильность работы механизма	СТО 71915393-ТУ 061-2008
8×26(1 + 5 + 5/5 + 10) + + 6×17(1 + 8 + 8) + + 1×17(1 + 8 + 8)	Краны мостового типа	Стабильность работы механизма, увеличение технического ресурса в 1,5 – 2,0 раза	СТО 71915393-ТУ 051-2007
6×26(1 + 5 + 5/5 + 10) + + 6×7(1 + 6) + 1×7(1 + 6) + + 6×26(1 + 5 + 5/5 + 10) + 1о.с.	Буровые установки	Увеличение технического ресурса в 1,4 – 1,6 раза	СТО 71915393-ТУ 068-2008
6×26(1 + 5 + 5/5 + 10) + + 3×19(1 + 6 + 6/6) + 3о.з.	Буровые установки	Увеличение технического ресурса в 1,3 – 1,5 раза	СТО 71915393-ТУ 049-2007

до 147 Кл. Статические испытания на растяжение исходных и после воздействия тока образцов канатов по ГОСТ 3063 и ТУ 062 проводили на разрывной машине Quasar-600 фирмы Galdabini (Италия) с предельной нагрузкой 600 кН.

Сравнительный анализ механических свойств канатов по ГОСТ 3063 и СТО 71915393-ТУ 062-2008 диаметром 11 мм приведен в табл. 2. Из данных таблицы следует, что степень заполнения металлом поперечного сечения, характеризуемая коэффициентом конструктивной плотности $K_{к.п.}$, каната по ТУ 062 выше, чем каната по ГОСТ 3063. Повышенное значение конструктивной плотности предполагает более высокую прочность при прочих равных условиях. Экспериментальное значение агрегатного разрывного усилия каната по ТУ 062 выше аналогичной характеристики каната по ГОСТ 3063. Снижение суммарного разрывного усилия $K_{п} = \frac{P_{\Sigma} - P_{агр.}}{P_{\Sigma}}$ (потеря прочности каната от свивки) для маркировочной группы 1970 МПа составляет 0,35 и 1,76 % соответственно.

Экспериментальное значение модуля упругости каната по СТО 71915393-ТУ 062-2008 выше значений модуля упругости канатов типа ЛК-РО, прошедших предварительное вытягивание [29], и каната по ГОСТ 3063 (см. табл. 2). Для сравнительной оценки способности каната сопротивляться деформации удлинения подсчитывали их продольную жесткость. Значение продольной жесткости $D_{пр} = E_K A$ каната по СТО 71915393-ТУ 062-2008 выше, чем каната по ГОСТ 3063, что приводит при эксплуатации к уменьшению деформации растяжения под нагрузкой. Таким образом, исключение конструктивного удлинения в процессе эксплуатации в рассмотренном случае возможно без такой силовой обработки, как предварительная вытяжка (обтяжка) канатов.

Повышение конструктивной плотности обеспечивает хорошую теплопроводность, низкое электросопротивление локальных контактов и, как следствие, высокую стойкость к воздействию прямых ударов молнии. Образцы каната по СТО 71915393-ТУ 062-2008 показали абсолютную стойкость к действию тока с переносимым зарядом до 147 Кл, образцы каната по ГОСТ 3063 – полную потерю работоспособности при действии разрядов в диапазоне 40 – 85 Кл [28].

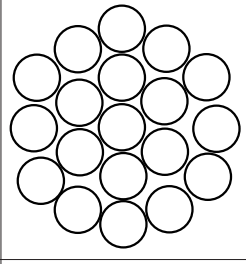
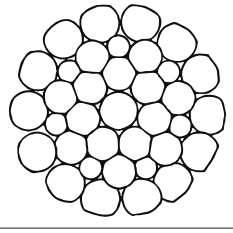
Испытания образцов на прямое воздействие тока, стойкость к воздействию эоловой вибрации, пляски, а также разрывную прочность показали [28, 30], что канаты, изготовленные по СТО 71915393-ТУ 062-2008, могут быть успешно использованы в качестве грозозащитных тросов на ВЛ электропередачи с учетом технических требований, предъявляемых ОАО «ФСК ЕЭС».

В последние годы широкое применение получил грозозащитный трос с встроенным оптоволокном (ОКГТ) [31, 32], представляющий собой трос из стальных проволок и трубчатый корпус из алюминия или нержавеющей стали (центральный или в повиве), заполненный гидрофобным гелем и оптическими волокнами. Конструкция ОКГТ является продуктом двойного назначения: наряду с традиционной функцией защиты линии электропередачи от прямых ударов молнии, он используется как кабель связи и передачи данных, обеспечивая при этом необходимую механическую прочность. Этим

Таблица 2

Сравнительные характеристики канатов по ГОСТ 3063 и ТУ 062

Table 2. **Comparative characteristics of the cables according to GOST 3063 and TU 062**

Канат	Сечение	Конструктивная плотность $K_{к.п.}$	Агрегатное разрывное усилие $P_{агр.}$, кН	Модуль упругости $E_K \cdot 10^5$, МПа	Продольная жесткость $D_{пр}$, кН
ГОСТ 3063 конструкции 1 + 6 + 12		0,77 (100 %)	128,7 (100 %)	1,60 (100 %)	11 672 (100 %)
ТУ 062 конструкции 1 + 7 + 7/7 + 14		0,88 (114 %)	158,9 (123 %)	1,85 (115 %)	15 464 (132 %)

требованиям соответствует ОКГТ (ТУ 113-2013) [33], состоящий из нескольких слоев стальной проволоки, свитых вокруг центральной трубки с оптическими волокнами и гидрофобным заполнителем с пластически обжатым наружным слоем. В этом случае ОКГТ представляет собой систему, состоящую из элементов с сильно различающимися механическими характеристиками, что предполагает использование новых методов расчета необходимых геометрических параметров (количества и диаметра проволок в каждом слое) и прогнозирования локализации деформации в ее элементах.

В работе [34] установлено, что при круговом обжатии пряди конструкции 1 + 5 + 5/5 + 10 первоначально в центральном слое реализуется до 50 % прилагаемого извне усилия, что ведет к формированию локальных концентраторов давления. При образовании боковых (арочных) контактов в слоях давление на центральную проволоку уменьшается в 8,8 раза. В связи с этим, неудачный выбор геометрических или технологических параметров при производстве ОКГТ может привести к значительной деформации оптического модуля и, в результате, к недопустимому увеличению коэффициента затухания оптического волокна. Существенно снизить трудоемкость экспериментальных работ на промышленном оборудовании, связанных с подбором оптимальных диаметров элементов ОКГТ и параметров деформирования, позволяет компьютерное моделирование. Например, на рис. 2 показано распределение пластических деформаций в элементах ОКГТ диаметром 11,3 мм конструкции 1 + 9 + 9 для двух вариантов размеров проволок, полученное при проведенном авторами моделировании с использованием пакета SIMULIA/Abaqus кругового обжатия ОКГТ в конической монолитной волоке. При моделировании вместо оптического модуля использовали однородный сердечник, механические свойства которого соответствовали алюминию. Диаметры элементов ОКГТ для первого и второго вариантов принимались: сердечника 3,2 и 3,0 мм, проволоки первого слоя 1,6 и 1,6 мм, проволоки второго слоя 2,8 и 3,0 мм соответственно.

При первом варианте, даже при степени кругового обжатия $n_л$ = 6,2 %, проволоки второго (наружного) слоя не касаются друг друга, при этом профиль сердечника в поперечном сечении сильно искажен (рис. 2, *а*). Формирование арочных контактов у проволок первого слоя начиналось только после обжатия $n_л$ = 3,3 %, в этот момент пластическая деформация на поверхности сердечника в отдельных участках достигала 34 %.

При втором варианте в процессе обжатия первоначально возникали боковые контакты между проволоками второго слоя, затем при степени обжатия $n_л$ = 0,9 % начинали формироваться пластически деформированные площадки боковых контактов в первом слое. Деформация сердечника начиналась после уменьшения диаметра ОКГТ на 0,07 мм с момента образования боковых контактов в первом слое. Пластическая деформация на поверхности сердечника при степени обжатия $n_л$ = 4,5 % составляла ~14 – 15 % (рис. 2, *б*).

Компьютерное моделирование может быть использовано не только для оптимизации конструкции пластически обжатых проводов и технологических параметров их получения, но и для определения характеристик процессов, происходящих при их эксплуатации. Подтверждением сказанному служит выполненное моделирование температуры и плотности тока в ОКГТ при прохождении тока короткого замыкания [35] и эксплуатационных свойств при различных климатических условиях [36, 37].

На увеличение токовой пропускной способности существующих ВЛ и повышение их надежности направлена одна из последних разработок российских

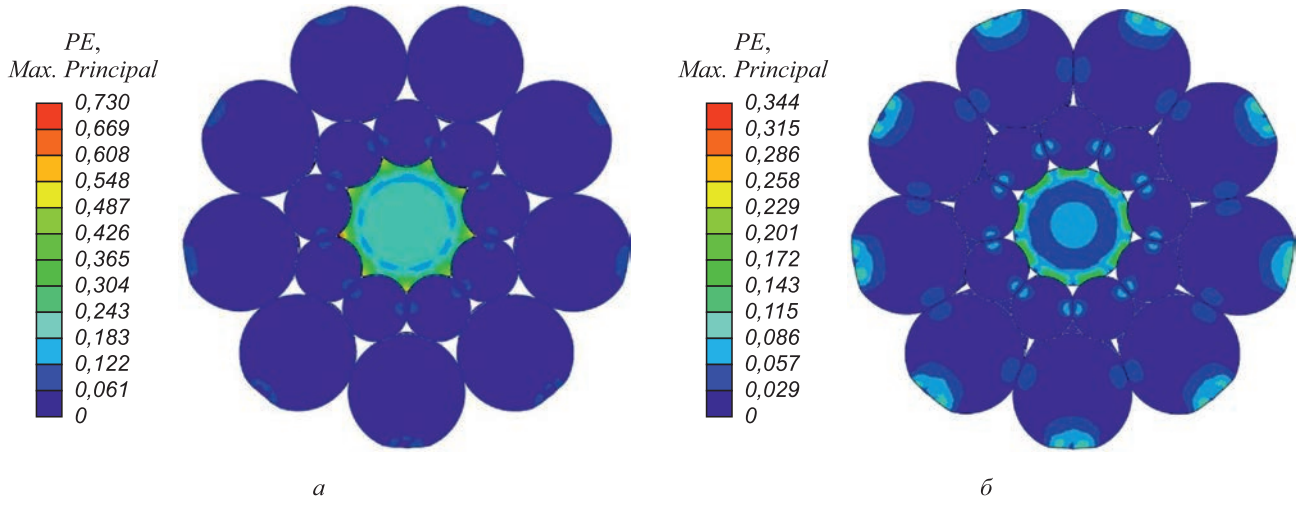


Рис. 2. Распределение пластических деформаций в элементах ОКГТ диаметром 11,3 мм конструкции 1 + 9 + 9 при круговом обжатии: *а* – первый вариант ($n_л$ = 6,2 %); *б* – второй вариант ($n_л$ = 4,5 %)

Fig. 2. Plastic deformation distribution in the OPGW with 11.3 mm diameter strands (1 + 9 + 9) at circular combustion: *a* – the first variant ($n_л$ = 6.2 %); *б* – the second variant ($n_л$ = 4.5 %)

производителей ООО «Энергосервис» и ОАО «Северсталь-метиз»: пластически обжатые сталеалюминевые (АС) провода [26, 38, 39]. Сравнительные характеристики классических по ГОСТ 389 и пластически обжатых по СТО 71915393-ТУ 120-2012 АС проводов приведены в табл. 3 [38].

Повышение конструктивной плотности АС проводов за счет последовательного пластического обжатия стального сердечника ($n_л$ = 3,6 – 4,4 %) и токоведущих повивов из алюминиевых проволок ($n_л$ = 4,1 – 4,6 %) [26, 39] ведет к формированию электрических контактов высокой проводимости между проволоками, что позволяет снизить электромагнитные потери на тепловыделение в сердечнике [40]. Кроме того, проведение пластического обжатия позволяет «сгладить» наружный контур провода, приблизить его к цилиндрическому, а, следовательно, уменьшить его аэродинамическое сопротивление. Сравнительное моделирование поведения проводов с использованием пакета COMSOL Multiphysics показало, что для проводов с близкими площадями поперечного сечения ветровая нагрузка на провода АС без ледяного покрова примерно на 40 % выше, чем на пластически обжатые провода АС [41].

По результатам испытаний проводов различных конструкций в климатической установке Донбасской национальной академии строительства и архитектуры [42 – 44] при всех равных условиях интенсивность образования гололедно-изморозевых отложений на компактных проводах (к которым можно отнести и пластически обжатые АС провода) ниже на 12 % для моделируемых условий эксперимента, соответствующих району II по стенке гололеда [45].

Перспективы и преимущества применения пластически обжатых канатов различных конструкций для ВЛ электропередачи для регионов с повышенными значениями ветровых, грозовых и гололедных воздействий приведены в работе [46].

Выводы. Проведенный литературный обзор показывает, что работоспособность пластически обжатых прядей и канатов из них в среднем в 1,3 – 1,6 раза выше по сравнению со стандартными круглопроволочными прядями и канатами, что позволяет успешно применять их в различных отраслях народного хозяйства. Увеличение конструктивной плотности и продольной жесткости канатов различных конструкций при повышенных обжатиях $n_л$ = 4 – 8 % делает возможным их использование в качестве грозозащитных тросов и высокотемпературных проводов. Также это дает возможность эффективно решать вопросы молниезащиты и повышения токовой пропускной способности ВЛ электропередачи при воздействии всего спектра эксплуатационных нагрузок. Существенно снизить трудоемкость работ при проектировании и производстве различных конструкций пластически обжатых канатов для ВЛ электропередачи позволяет компьютерное моделирование.

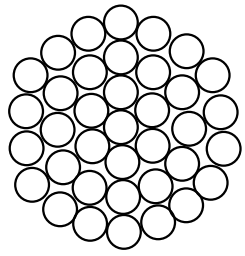
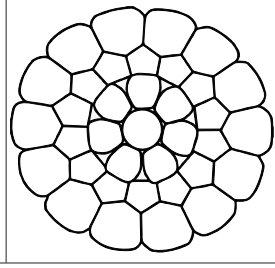
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малиновский В.А. Стальные канаты. Ч. 1. Некоторые вопросы технологии, расчета и проектирования. – Одесса: АстроПринт, 2001. – 188 с.

Таблица 3

Сравнительные характеристики АС проводов по ГОСТ 389 и ТУ 120

Table 3. **Comparative characteristics of the speaker wires according to GOST 389 and TU 120**

Провод	Сечение	Сопротивление, Ом/км	Расчетное разрывное усилие, кН	Масса, кг/км	Ток, А
ГОСТ 389 конструкции 1×37(1 + 6) + (12 + 18)		0,197 (100 %)	98,253 (100 %)	1106 (100 %)	610 (100 %)
ТУ 120 конструкции 1×36К(1 + 7) + К(14 + 14)		0,104 (87 %)	163,94 (167 %)	1399,6 (127 %)	1199.6 (197 %)

Примечание. Буква «К» обозначает процесс пластического обжатия.

2. Мольнар В.Г., Владимиров Ю.В. Технологические основы производства стальных канатов. – М.: Металлургия, 1975. – 200 с.

3. Сергеев С.Т. Стальные канаты. – Киев: Техника, 1974. – 328 с.

4. Мамаев Ю.Д., Даненко В.Ф. Производство и эксплуатация стальных канатов. – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2010. – 212 с.

5. Скалацкий В.К. Канаты из обжатых прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 1. – Киев: Техника, 1964. С. 152 – 158.

6. Скалацкий В.К., Шкарупин Б.Е. Исследование механических свойств обжатых прядей и канатов из них: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 4. – Киев: Техника, 1967. С. 138 – 145.

7. Глушко М.Ф., Скалацкий В.К., Шилин И.А. Эволюция и перспективы развития технологии производства стальных канатов: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 5. – Киев: Техника, 1968. С. 94 – 101.

8. Скалацкий В.К. Оценка степени деформации при пластическом обжатии круглых прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 6. – Киев: Техника, 1969. С. 170 – 173.

9. Скалацкий В.К., Соломкин Л.Д. Методы определения степени пластического обжатия прядей: Сб. тр. «Повышение эффективности и качества метизных изделий». – М.: Металлургия, 1981. С. 50 – 54.

10. Харитонов В.А., Лаптева Т.А. Выбор режимов деформации при обжатии многослойных канатов в трехроликовых волоках // Производство проката. 2013. № 8. С. 18 – 25.

11. А. с. 867976 СССР. Способ изготовления проволочного каната / М.Ф. Глушко, В.А. Малиновский и др.; опубл. 30.09.81. Бюл. № 36.

12. Малиновский В.А., Кобяков Ю.В. Продольная жесткость обжатых прядей: Сб. тр. «Повышение эффективности и качества метизных изделий». – М.: Металлургия, 1981. С. 41 – 43.

13. Скалацкий В.К., Емельянов В.Г. Повышение технического ресурса канатов из пластически обжатых прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 9. – Киев: Техника, 1972. С. 171 – 179.

14. Скалацкий В.К., Кулик Н.Т. Характер распределения напряжений в круглых пластически обжатых прядях при осевом растяжении: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 6. – Киев: Техника, 1969. С. 154 – 157.

15. Глушко М.Ф., Скалацкий В.К. Вопросы расчета, механические испытания и сравнительная оценка круглых обжатых прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 2. – Киев: Техника, 1965. С. 172 – 180.

16. Малиновский В.А., Соломкин Л.Д. Ваерные и некоторые другие канаты типа ПК: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 3. – Одесса: АстроПринт, 2003. С. 243 – 250.

17. Лаптева Т.А. Повышение работоспособности подвижных канатов на основе применения калибрующего обжатия прядей: Автореф. дис…. канд. техн. наук. – Магнитогорск: МГТУ, 2014. – 18 с.

18. Стравничук П.А. Разработка энергосберегающей технологии производства пластически деформированных арматурных канатов прокаткой: Автореф. дис…. канд. техн. наук. – Магнитогорск: МГТУ, 2003. – 16 с.

19. Калибрующее обжатие канатов двойной свивки в роликовой волоке: Межвуз. сб. науч. тр. «Обработка сплошных и слоистых материалов». Вып. № 1 (42) / В.А. Харитонов, В.Е. Лунев, М.А. Полякова и др. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2015. С. 22 – 28.

20. Вагелюк В.И., Скалацкий В.К. Опыт эксплуатации канатов из круглых обжатых прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 6. – Киев: Техника, 1969. С. 210 – 212.

21. Харитонов В.А., Лаптева Т.А. Влияние малых степеней обжатия на формирование напряженного состояния каната: Межвуз. сб. науч. тр. «Обработка сплошных и слоистых материалов». Вып. № 1. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2010. С. 172 – 174.

22. Скалацкий В.К., Емельянов В.Г. Работоспособность канатов из пластически обработанных прядей в зависимости от материала и параметров формирования прядей: Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 10. – Киев: Техника, 1973. С. 110 – 120.

23. Трусов В.А., Капуткина Л.М. и др. Исследование и разработка технологии изготовления нового вида продукции – стальных канатов с пластически обжатыми прядями в ОАО «Северсталь – метиз» // Производство проката. 2011. № 10. С. 33 – 37.

24. Трусов В.А., Капуткина Л.М. и др. Влияние пластического деформирования при волочении проволочных прядей в роликовой клети на механические свойства стальных канатов // Производство проката. 2012. № 1. С. 41 – 44.

25. Пат. 2361304 РФ. Грозозащитный трос / В.В. Петрович, В.А. Фокин, А.К. Власов и др.; опубл. 10.07.2009. Бюл. № 19.

26. Пат. 132241 РФ. Сталеалюминевый провод для воздушной линии электропередачи / В.А. Фокин, А.К. Власов, В.В. Петрович и др.; опубл. 10.09.2013. Бюл. № 25.

27. Пат. 2490742 РФ. Способ изготовления стального троса / В.А. Фокин, А.К. Власов, В.И. Фролов; опубл. 20.08.2013. Бюл. № 23.

28. Власов А.К. , Фокин В.А., Петрович В.В. и др. О повышении служебных свойств канатов для молниезащиты воздушных линий электропередачи // Сталь. 2011. № 7. С. 78 – 81.

29. Руководство по применению стальных канатов и анкерных устройств в конструкциях зданий и сооружений / НИИ строит. конструкций Госстроя СССР. – М.: Стройиздат, 1978. – 94 с.

30. Власов А.К., Фокин В.А., Даненко В.Ф. и др. Исследование стойкости грозозащитных тросов к ударам молнии и механическим воздействиям // Сталь. 2013. № 9. С. 66 – 70.

31. Боксимер М.Э. Преимущества оптического кабеля ОКГТ // Электротехнический рынок. 2007. № 7 – 8. С. 11 – 13.

32. Дубицкий С.Д., Коровкин Н.В., Бабков Е. Грозозащитный трос с оптическим волокном. Термическая стойкость к прямому удару молнии // Новости электротехники. 2011. № 4. http://www.news.elteh.ru/arh/2011/70/07.php.

33. Пат. 2441293 РФ. Грозозащитный трос с оптическим кабелем связи / А.К. Власов, ВА. Фокин, В.В. Петрович, В.И. Фролов; опубл. 27.01.2012. Бюл. № 3.

34. Харитонов В.А., Лаптева Т.А. Расчет распределения деформаций по сечению пряди при круговом обжатии // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2012. № 4. С. 47 – 51.

35. Гуревич Л.М., Даненко В.Ф., Проничев Д.В., Трунов М.Д. Моделирование температуры и плотности тока в грозозащитном тросе при прохождении тока короткого замыкания // Энергия единой сети. 2014. № 5. С. 16 – 23.

36. Гуревич Л.М., Даненко В.Ф., Проничев Д.В. и др. Моделирование эксплуатационных свойств грозозащитного троса с оптическим кабелем связи // Энергия единой сети. 2014. № 1. С. 38 – 45.

37. Гуревич Л.М., Даненко В.Ф., Проничев Д.В. и др. Моделирование эксплуатационных свойств грозозащитного троса с оптическим кабелем связи при различных климатических условиях // Воздушные линии. 2015. № 1. С. 25 – 33.

38. Колосов С.В., Фокин В.А. Новое поколение проводов ВЛ: пластически деформированные провода // Электроэнергия. Передача и распределение. 2014. № 1. С. 84 – 86.

39. Пат. 2447525 РФ. Способ изготовления высокотемпературного провода для воздушной линии электропередачи и провод, полученный данным способом / В.А. Фокин, А.К. Власов, В.В. Петрович и др.; опубл. 10.04.2012. Бюл. № 10.

40. Гуревич Л.М., Даненко В.Ф., Проничев Д.В. и др. Моделирование электромагнитных потерь в сталеалюминевых проводах различной конструкции // Электроэнергия. Передача и распределение. 2014. № 5 (26). С. 68 – 71.

41. Исследование аэродинамической устойчивости и гололедообразования проводов АСВП И АСВТ. http://www.energoservise.com/files/Ussledovanie_aerodina._ystoichivosti.pdf

42. Назим Я.В., Лещенко А.А. Лабораторные исследования гололедообразования на сталеалюминевых проводах воздушных линий электропередачи в климатической камере ДонНАСА: Збір-

ник наукових праць (галузеве машинобудування, будівництво). Вип. 2 (30). 2011. ПолтНТУ. С. 122 – 128.
43. Горохов Е.В., Назим Я.В., Васылев В.Н. и др. Испытания на гололедофобность компактных и секторных проводов воздушных линий электропередачи в климатической камере // Металлические конструкции. Т. 18. № 1. 2012. С. 73 – 84.
44. Правила устройства электроустановок. Глава 2.5 «Воздушные линии электропередачи напряжением выше 1 кВ до 750 кВ». – Киев: ГРИФЭ: Министерство топлива и энергетики Украины, 2006. – 125 с.
45. Правила устройства электроустановок. Изд. 7. – М.: Изд-во НЦ ЭНАС, 2003. – 176 с.
46. Власов А.К. Преимущества использования пластически обжатых сталеалюминевых высокопрочных (АСВП), высокотемпературных (АСВТ) проводов, грозозащитных тросов (ТУ 062-2008) и ОКГТ (ТУ 113-2013) при реконструкции и новом строительстве ВЛ // Воздушные линии. 2014. № 4. С. 23 – 29.

Поступила 3 сентября 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 764–772.

EXTENSION OF THE SCOPE OF STEEL COMPACTED STRANDS AND ROPES MADE OF THEM

***V.F. Danenko*[1], *L.M. Gurevich*[1], *E.Yu. Kushkina*[2], *E.B. Gladskikh*[2]**

[1] Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
[2] JSC "Severstal", Redaelli SSM, Volgograd branch, Volgograd, Russia

Abstract. Steel compacted strands and ropes made of them, having high constructive density, high wear resistance, increased tensile and fatigue strength, are widely used in various sectors of the economy: river and sea transport, engineering and construction pre-acceptance, oil and gas, metallurgy, coal industry, etc. The increase of physical and mechanical properties of the strands and the ropes made of them by high degree of filling with metal of cross-section makes it possible to use them as a ground wire and high-temperature cables for overhead electric power lines, which can be confirmed by testing with integrated action on them of factors close to real conditions. Computer modeling can significantly reduce the complexity of the experimental work on the industrial-rated equipment related to the selection of the optimal constructive-geometrical and technological parameters of production, as well as to carry out forecasting service properties of plastically pressed ropes and strands.

Keywords: wire, strand, drawing, rope, compacted, compression degree, structural density, mechanical properties, power lines, thunderstorms, security cable, optical module, high-temperature wire, service properties, computer simulation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-764-772

REFERENCES

1. Malinovskii V.A. *Stal'nye kanaty. Chast' 1. Nekotorye voprosy tekhnologii, rascheta i proektirovaniya* [Steel ropes. Part 1: Some questions of technology, calculation and design]. Odessa: AstroPrint, 2001, 188 p. (In Russ.).
2. Mol'nar V.G., Vladimirov Yu.V. *Tekhnologicheskie osnovy proizvodstva stal'nykh kanatov* [Technological basis of the production of steel ropes]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 200 p. (In Russ.).
3. Sergeev S.T. *Stal'nye kanaty* [Steel ropes]. Kiev: Tekhnika, 1974, 328 p. (In Russ.).
4. Mamaev Yu.D., Danenko V.F. *Proizvodstvo i ekspluatatsiya stal'nykh kanatov* [Production and operation of steel ropes]. Volgograd: IUNL VolgGTU, 2010, 212 p. (In Russ.).
5. Skalatskii V.K. Ropes made of crimped strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue1. Kiev: Tekhnika, 1964, pp. 152–158. (In Russ.).
6. Skalatskii V.K., Shkarupin B.E. The study of mechanical properties of crimped strands and ropes made of them. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 4. Kiev: Tekhnika, 1967, pp. 138–145. (In Russ.).
7. Glushko M.F., Skalatskii V.K., Shilin I.A. Evolution and prospects of the production technology development of steel ropes. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 5. Kiev: Tekhnika, 1968, pp. 94–101. (In Russ.).
8. Skalatskii V.K. Assessment of the deformation degree at the plastic compression of round strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 6. Kiev: Tekhnika, 1969, pp. 170–173. (In Russ.).
9. Skalatskii V.K., Solomkin L.D. Methods for determining the degree of plastic compression of strands. In: *Sb. tr. Povyshenie effektivnosti i kachestva metiznykh izdelii* [Coll. of papers: Improving the efficiency and quality of metal wares]. Moscow: Metallurgiya, 1981, pp. 50–54. (In Russ.).
10. Kharitonov V.A., Lapteva T.A. Choice of deformation modes at compression of the multilayer ropes at three-roller die. *Proizvodstvo prokata*. 2013, no. 8, pp. 18–25. (In Russ.).
11. Glushko M.F., Malinovskii V.A., Kobyakov Yu.V., Skalatskii V.K., Emel'yanov V.G. *Sposob izgotovleniya provolochnogo kanata* [A method of wire rope manufacturing]. Certificate of authorship USSR no. 867976. *Byulleten' izobretenii.* 1981, no. 36. (In Russ.).
12. Malinovskii V.A., Kobyakov Yu.V. Longitudinal stiffness of the crimped strands. In: *Sb. tr. Povyshenie effektivnosti i kachestva metiznykh izdelii* [Coll. of papers: Improving the efficiency and quality of metal wares]. Moscow: Metallurgiya, 1981, pp. 41–43. (In Russ.).
13. Skalatskii V.K., Emel'yanov V.G. Increase of service life of ropes of plastic crimped strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 9. Kiev: Tekhnika, 1972, pp. 171–179. (In Russ.).
14. Skalatskii V.K., Kulik N.T. Nature of the distribution of stresses in round plastic crimped strands under axial tension. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 6. Kiev: Tekhnika, 1969, pp. 154–157. (In Russ.).
15. Glushko M.F., Skalatskii V.K. Questions of calculation, mechanical testing and comparative assessment of the round crimped strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 2. Kiev: Tekhnika, 1965, pp. 172–180. (In Russ.).
16. Malinovskii V.A., Solomkin L.D. Waern and some other ropes of PK type. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 3. Odessa: AstroPrint, 2003, pp. 243–250. (In Russ.).
17. Lapteva T.A. *Povyshenie rabotosposobnosti podvizhnykh kanatov na osnove primeneniya kalibruyushchego obzhatiya pryadei: Avtoref. … dis. kand. tekhn. nauk* [Increasing efficiency of mobile rope through the use of caliber compression of strands: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Magnitogorsk: MGTU, 2014, 18 p. (In Russ.).
18. Stravnichuk P.A. *Razrabotka energosberegayushchei tekhnologii proizvodstva plasticheski deformirovannykh armaturnykh kanatov prokatkoi: Avtoref. … dis. kand. tekhn. nauk* [Development of the energy-saving technology of production of plastically deformed reinforcing ropes by rolling: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Magnitogorsk: MGTU. 2003, 16 p. (In Russ.).
19. Kharitonov V.A., Lunev V.E., Polyakova M.A. etc. Caliber compression of ropes of double lay in a roller die. In: *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov: mezhvuz. sb. nauch. tr.* [Treatment of solid

and laminated materials: Coll. of scientific papers]. Issue 1 (42). Magnitogorsk: MGTU, 2015, pp. 22–28. (In Russ.).
20. Vagelyuk V.I., Skalatskii V.K. Operation experience of ropes of round crimped strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 6. Kiev: Tekhnika, 1969, pp. 210–212. (In Russ.).
21. Kharitonov V.A., Lapteva T.A. Influence of small reduction ratio on the formation of stress state of the rope. In: *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov: mezhvuz. sb. nauch. tr.* [Treatment of solid and laminated materials: Coll. of scientific papers]. Issue1. Magnitogorsk: MGTU, 2010, pp. 172–174. (In Russ.).
22. Skalatskii V.K., Emel'yanov V.G. Operability of the ropes of plastically treated strands depending on the material and formation parameters of strands. In: *Sb. tr. Stal'nye kanaty* [Coll. of papers: Steel ropes]. Issue 10. Kiev: Tekhnika, 1973, pp. 110–120. (In Russ.).
23. Trusov V.A., Kaputkina L.M. etc. Research and development of the production technology of a new product – steel ropes with plastically crimped strands in OJSC "Severstal-metiz". *Proizvodstvo prokata*. 2011, no. 10, pp. 33–37. (In Russ.).
24. Trusov V.A., Kaputkina L.M. etc. Influence of plastic deformation during drawing of wire strands in the roller cage on the mechanical properties of steel ropes. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 1, pp. 41–44. (In Russ.).
25. Petrovich V.V., Fokin V.A., Vlasov A.K., Frolov V.I., Zvyagintsev A.V., Zhulev A.N. *Grozozashchitnyi tros* [Ground wire]. Patent RF no. 2361304. *Byulleten' izobretenii*. 2009. no. 19. (In Russ.).
26. Fokin V.A., Vlasov A.K., Petrovich V.V., Zvyagintsev A.V., Frolov V.I. *Stalealyuminevyi provod dlya vozdushnoi linii elektroperedachi* [Steel-aluminum wire for overhead power transmission line]. Patent RF no. 132241. Publ.: 10.09.2013. Byul. no. 25. (In Russ.).
27. Fokin V.A., Vlasov A.K., Frolov V.I. *Sposob izgotovlenya stal'nogo trosa* [A production method of steel cable]. Patent RF no. 2490742. *Byulleten' izobretenii*. 2013, no. 23. (In Russ.).
28. Vlasov A.K., Fokin V.A., Petrovich V.V., Frolov V.I., Danenko V.F. Improving the performance of lightning-protection cables for overhead power lines. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 7, pp. 607–610.
29. *Rukovodstvo po primeneniyu stal'nykh kanatov i ankernykh ustroistv v konstruktsiyakh zdanii i sooruzhenii. NII stroit. konstruktsii Gosstroya SSSR* [Guidance on the application of steel ropes and anchoring devices in buildings and structures. SRI building. designs USSR State Committee]. Moscow: Stroiizdat, 1978. 94 p. (In Russ.).
30. Vlasov A.K., Fokin V.A., Danenko V.F. etc. The study of resistance of ground wire to the lightning and mechanical stress. *Stal'*. 2013, no. 9, pp. 66–70. (In Russ.).
31. Boksimer M.E. Advantages of Optical Cable OPGW. *Elektrotekhnicheskii rynok*. 2007, no. 7–8, pp. 11–13. (In Russ.).
32. Dubitskii S.D., Korovkin N.V., Babkov E. Ground wire with optical fiber. Thermal resistance to direct lightning strike. *Novosti elektrotekhniki*. 2011, no. 4. Available at URL: http://www.news.elteh.ru/arh/2011/70/07.php. (In Russ.).
33. Vlasov A.K., Fokin V.A., Petrovich V.V., Frolov V.I. *Grozozashchitnyi tros s opticheskim kabelem svyazi* [Ground wire with optical cable connection]. Patent RF no. 2441293. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 3. (In Russ.).
34. Kharitonov V.A., Lapteva T.A. Calculation of the strain distribution over the section of the strand in the circumferential compression. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2012, no. 4, pp. 47–51. (In Russ.).
35. Gurevich L.M., Danenko V.F., Pronichev D.V., Trunov M.D. Simulation of temperature and current density in the ground wire in the passage of short circuit. *Energiya edinoi seti*. 2014, no. 5, pp. 16–23. (In Russ.).
36. Gurevich L.M., Danenko V.F., Pronichev D.V. etc. Simulation of the operational properties of ground wire with optical connection cable. *Energiya edinoi seti*. 2014, no. 1, pp. 38–45. (In Russ.).
37. Gurevich L.M., Danenko V.F., Pronichev D.V. etc. Simulation of the operational properties of ground wire with optical connection cable under different climatic conditions. *Vozdushnye linii*. 2015, no. 1, pp. 25–33. (In Russ.).
38. Kolosov S.V., Fokin V.A. New generation of overhead wires: plastically deformed wire. *Elektroenergiya. Peredacha i raspredelenie*. 2014, no. 1, pp. 84–86. (In Russ.).
39. Fokin V.A., Vlasov A.K., Petrovich V.V., Zvyagintsev A.V., Frolov V.I. *Sposob izgotovleniya vysokotemperaturnogo provoda dlya vozdushnoi linii elektroperedachi i provod, poluchennyi dannym sposobom* [The method of manufacturing the high temperature wires for aerial power lines and wire obtained in this manner]. Patent RF no. 2447525. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 10. (In Russ.).
40. Gurevich L.M., Danenko V.F., Pronichev D.V. etc. Simulation of electromagnetic losses in the steel-aluminum wires of different constructions. *Elektroenergiya. Peredacha i raspredelenie*. 2014, no. 5 (26), pp. 68–71. (In Russ.).
41. *Issledovanie aerodinamicheskoi ustoichivosti i gololedoobrazovaniya provodov ASVP I ASVT* [Research of aerodynamic stability and ice formation of ASVP and ASVT wires]. Available at URL: http://www.energoservise.com/files/Ussledovanie_aerodina._ystoichivosti.pdf (In Russ.).
42. Nazim Ya.V., Leshchenko A.A. Laboratory studies of ice formation on the steel-aluminum wires of overhead power lines in the DonNASA climatic chamber. *Zbirnik naukovikh prats' (galuzeve mashinobuduvannya, budivnitstvo)*. Issue 2 (30). 2011. PoltNTU, pp. 122–128. (In Russ.).
43. Gorokhov E.V., Nazim Ya.V., Vasylev V.N. etc. Tests on ice resistance of the compact and sector wires of overhead power lines in the climatic chamber. *Metallicheskie konstruktsii*. vol. 18, no. 1. 2012, pp. 73–84. (In Russ.).
44. *Rules for electrical installations.* Part 2.5 "The overhead power transmission lines with voltages above 1kV to 750 kV". Kiev: OEP "GRIFRE", 2006, 125 p.
45. *Pravila ustroistva elektroustanovok* [Rules for electrical installations]. 7th Edition. Moscow: Izd-vo NTs ENAS. 2003, 176 p. (In Russ.).
46. Vlasov A.K. Benefits of using crimped steel-aluminum, high-strength plastic (ASVP), high-temperature (ASVT) wire, ground (TU 062-2008) and OPGW (TU 113-2013) wires in reconstruction and new construction of the overhead power lines. *Vozdushnye linii*. 2014, no. 4, pp. 23–29. (In Russ.).

Information about the authors:

V.F. Danenko, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Deputy Head of the Chair "Materials Technology"* (omd@vstu.ru)
L.M. Gurevich, *Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Material Science and Composite Materials"*
E.Yu. Kushkina, *Head of Technology Services*
E.B. Gladskikh, *Manager*

Received September 3, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 773 – 780.
© 2016. *Дубинин А.М., Маврин С.П.*

УДК 621.1:662

ОПТИМАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПАРОВОЙ ГАЗИФИКАЦИИ УГЛЕЙ В ГАЗОГЕНЕРАТОРЕ С ЗАТОРМОЖЕННЫМ ЦИРКУЛЯЦИОННЫМ ПСЕВДООЖИЖЕННЫМ СЛОЕМ

Дубинин А.М., *д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики и теплотехники*
Маврин С.П., *заведующий лабораторий* (mspfr@mail.ru)

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

Аннотация. Представлены эксперименты по паровой газификации бородинского угля в двухкамерном газогенераторе с заторможенным насадкой циркуляционным псевдоожиженным слоем. В одной из двух камер сжигали уголь с воздухом, в другой газифицировали уголь водяным паром. Средний размер частиц угля 0,2 мм. Теплота из камеры сгорания в камеру газификации поступала благодаря циркуляции дисперсного теплоносителя (электрокорунда) между камерами. Камеры заполнены сферической насадкой диаметром 50 мм и порозностью 0,5, размер частиц электрокорунда 0,3 мм. Теплота сгорания продуктов газификации 8195 кДж/м^3. Химический недожог 5 %, механический недожог 2 %. Составлена модель газогенератора, состоящая из систем двух уравнений теплового баланса камер сгорания и газификации, удовлетворительно описывающая эксперимент. На основании модели найдены оптимальные параметры газогенератора: температура в камере газификации 900 °С, в камере сгорания 1020 °С; доля угля, поступающего в камеру газификации 0,36; химический КПД 40 %.

Ключевые слова: уголь, газогенератор, воздух, водяной пар, дисперсный теплоноситель, температура, химический состав, теплота сгорания, моделирование, система уравнений, оптимальные параметры, химический КПД.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-773-780

Современные технологии использования твердых топлив базируются на их термохимической переработке в синтез газ, который затем сжигается в технологических и энергетических установках или преобразуется в жидкое топливо [1, 2]. Одним из направлений развития таких технологий является снижение температуры в активной зоне термохимического реактора, поскольку расширяется возможность использования низкосортных топлив [3]. Продолжает исследоваться низкотемпературная технология с циркуляционным псевдоожиженным слоем большой единичной производительностью для энергоблоков угольных ТЭС [4]. В США исследуется цикл парогазовой установки (ПГУ) с частичной газификацией угля в реакторе с пузырьковым псевдоожиженным слоем [5]. Основным элементом цикла является разработанная система высокотемпературной газоочистки при температуре 500 °С и более. В целях снижения капиталоемкости оборудования и упрощения условий эксплуатации использован метод автотермической паровой газификации с комбинированной схемой движения дисперсных и газовых потоков. Уголь поступает на газификацию в одном направлении с воздухом и водяным паром, поэтому реализуются преимущества обращенного газогенератора.

В данной работе рассматривается случай, когда требуется получение чистого газа без очистки, поскольку для удаления смоляных включений необходимо создание дорогостоящих очистных блоков [6].

В работе [7] показано, что в газогенераторе с псевдоожиженным слоем при паровой газификации углей существуют параметры, при которых химический КПД достигает оптимальной величины.

Эксперименты по паровой газификации бородинского угля следующего состава: $W^r = 33$; $A^r = 7{,}4$; $S^r = 0{,}2$; $C^r = 42{,}6$; $H^r = 3$; $N^r = 0{,}6$; $O^r = 13{,}2$; $V^{daf} = 47$ % (по массе); $Q_i^r = 15\,280$ кДж/кг; $v_o^н = 4{,}5$; $v_{or}^н = 4{,}89$ м^3/кг и фракционным составом: 0 – 40 мкм (6,9 %); 40 – 80 мкм (10,9 %); 80 – 150 мкм (18,1 %); 150 – 200 (13,3 %); 200 – 300 мкм (19,3 %); 300 – 400 мкм (15,8 %); 400 – 500 мкм (15,7 %) проведены в газогенераторе с циркуляционным псевдоожиженным слоем (рис. 1), смонтированном на базе эндотермического генератора ЭН-60-ИЗ. В цилиндрической реторте диаметром 280 мм имеются две камеры, заполненные инертной сферической насадкой диаметром 50 мм и порозностью $\varepsilon_н = 0{,}5$. Высота камер 1 м. Во внутренней реторте *18* диаметром 120 мм угольную пыль газифицировали водяным паром. В кольцевой камере между внутренней *18* и наружной *19* ретортами осуществляли сжигание угля для получения необходимой теплоты. Между камерами располагали опускные стояки *8* и *15*, по которым осуществлялась направленная циркуляция электрокорунда размером 300 мкм. Нагретый в камере сгорания *11* электрокорунд поступал по стоякам *8* в псевдоожиженный слой *5* и через подъемные стояки *20* под камеру газификации *16*, где отдавал теплоту на эндотермическую реакцию и подогрев продуктов паровой газификации

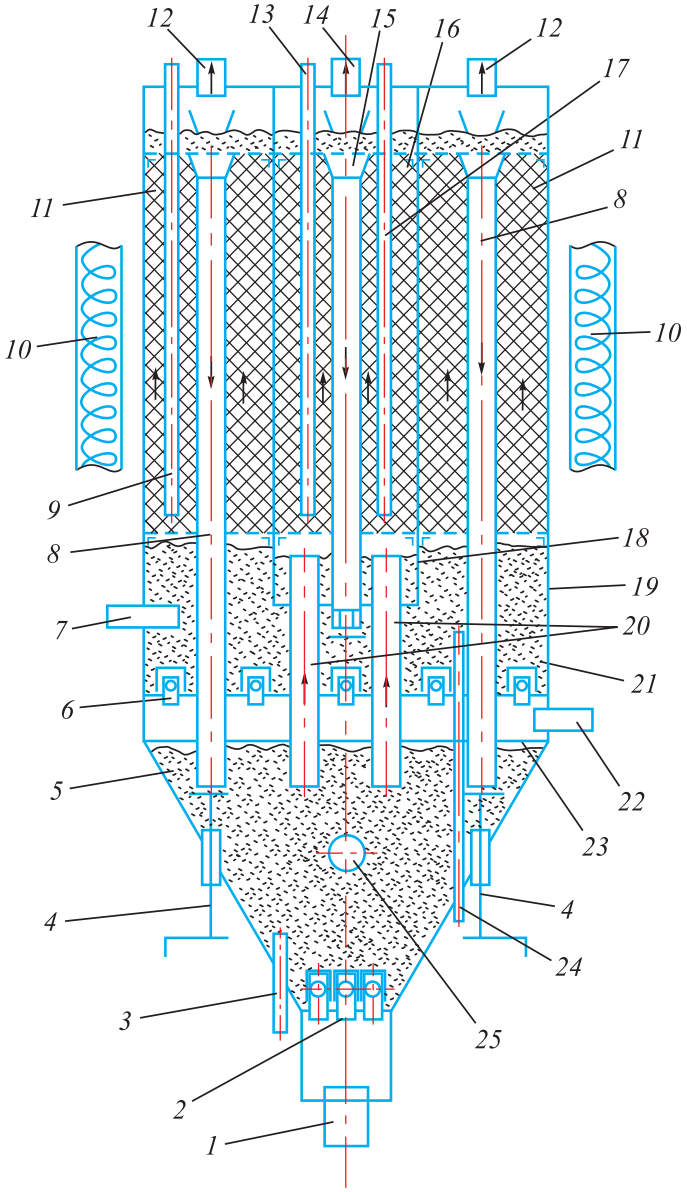


Рис. 1. Экспериментальная установка для паровой газификации углей в заторможенном циркуляционном псевдоожиженном слое: *1* – штуцер для ввода водяного пара; *2* – беспровальная парораспределительная решетка; *3* – штуцер для удаления золы и шлака; *4* – устройство (шибер) для регулирования расхода электрокорунда по опускным стоякам; *5*, *21* – псевдоожиженный слой; *6* – воздухораспределительная беспровальная решетка; *7* – штуцер для ввода угля в камеру сгорания; *8* – опускной стояк; *9* – трубка для замера температуры по высоте камеры сгорания; *10* – тепловая изоляция; *11* – сферическая насадка в камере сгорания; *12* – штуцер для выхода продуктов сгорания; *13* – трубка для замера температуры по высоте камеры газификации; *14* – штуцер для выхода продуктов газификации; *15* – опускной стояк в камере газификации; *16* – сферическая насадка в камере газификации; *17* – устройство для забора проб продуктов газификации по высоте; *18* – внутренняя реторта; *19* – наружная реторта; *20* – подъемные стояки; *22* – штуцер для ввода воздуха на горение; *23* – перегородка; *24* – штуцер для вывода золы; *25* – штуцер для ввода угля на газификацию

Fig.1. Experimental unit for coal steam gasification in a damped circulating fluidized bed: *1* – fitting for steam input; *2* – steam distribution unfailing grid; *3* – fitting for removing of ash and slag; *4* – device (gate) to control electrocorundum loss at downcomers; *5*, *21* – fluidized bed; *6* – air distribution unfailing grid; *7* – fitting for coal input info the combustion chamber; *8* – downcomer; *9* – tube for measuring the temperature at the height of combustion chamber; *10* – thermal insulation; *11* – spherical nozzle in the combustion chamber; *12* – fitting for the exit of combustion products; *13* – tube for measuring the gasification chamber temperature heightwise; *14* – fitting for the exit of gasification products; *15* – downcomer in the gasification chamber; *16* – spherical head in the gasification chamber; *17* – device for sampling of gasification products heightwise; *18* – inside retort; *19* – outside retort; *20* – lifting risers; *22* – fitting for entering the combustion air; *23* – partition; *24* – fitting for the withdrawal of ashes; *25* – coal input fitting for gasification

угля. Охлажденный электрокорунд по стояку *15* возвращался в псевдоожиженный слой *21* для нагрева. Уголь в камеру сгорания поступал через штуцер *7*, а воздух через штуцер *22*. Уголь в камеру газификации поступал через штуцер *25*, а перегретый водяной пар через штуцер *1*. Продукты сгорания удалялись через штуцера *12*, а продукты газификации – через штуцер *14*. Расход электрокорунда по стоякам *8* изменяли устройством *4*.

Благодаря разности гидравлических сопротивлений заторможенного насадкой циркуляционного слоя и столба электрокорунда, опускающегося по стоякам *8* и *15*, создавалась устойчивая циркуляция частиц между камерами. Расход циркулирующего теплоносителя (электрокорунда) определяли по скорости опускного движения щупа, помещаемого в опускные стояки *8* и *15*, площади поперечного сечения стояков и насыпной плотности электрокорунда. Расходы угля и воздуха в камеру сгорания составляли 22,4 и 126 м^3/ч при коэффициенте избытка воздуха 1,25. Расходы угля и водяного пара в камеру газификации равнялись 12,5 и 8 кг/ч соответственно. Температуру по высоте камер газификации и сгорания измеряли хромель-алюмелевой (ХА) термопарой, перемещаемой в тонкостенных трубках *9* и *13*, заваренных с нижнего торца. Забор продуктов газификации по высоте камеры газификации производили устройством *17*, анализ осуществляли на хроматографе. Доля угля, подаваемого в камеру газификации, $x = 12{,}5/(12{,}5 + 22{,}4) = 0{,}358$. Расход воздуха измеряли ротаметром, водяного пара, перегретого до 450 °С, дроссельной шайбой, угля – калиброванными шайбами, заранее протарированными. Удельную внешнюю площадь поверхности угольных частиц в слое определяли по рекомендациям, приведенным в работах [8, 9].

Поля температур в камерах газификации t_1 и сгорания t_2 представлены на рис. 2. Температура по высоте камер распределяется практически равномерно. С увеличением расхода электрокорунда температуры в камерах газификации и сгорания сближаются и находятся на достаточно высоком уровне, необходимом для паровой газификации угля. Состав продуктов по высоте камеры газификации при разных температурах представлен в табл. 1. Видно, что процесс взаимодействия углерода топлива с водяным паром проходит через образование, накапливание и расходование диоксида углерода. Мольное отношение расходов водяного пара и углерода топлива равнялось 1:1. При температуре 860 °С и высоте камеры газификации 1 м степень расходования водяного пара составляла 83,9 %. Теплота сгорания продуктов газификации $Q_н^c = 8195$ кДж/м^3. С повышением температуры от 720 до 860 °С теплота сгорания продуктов возрастала с 5847 до 8195 кДж/м^3, т.е. на 40 %.

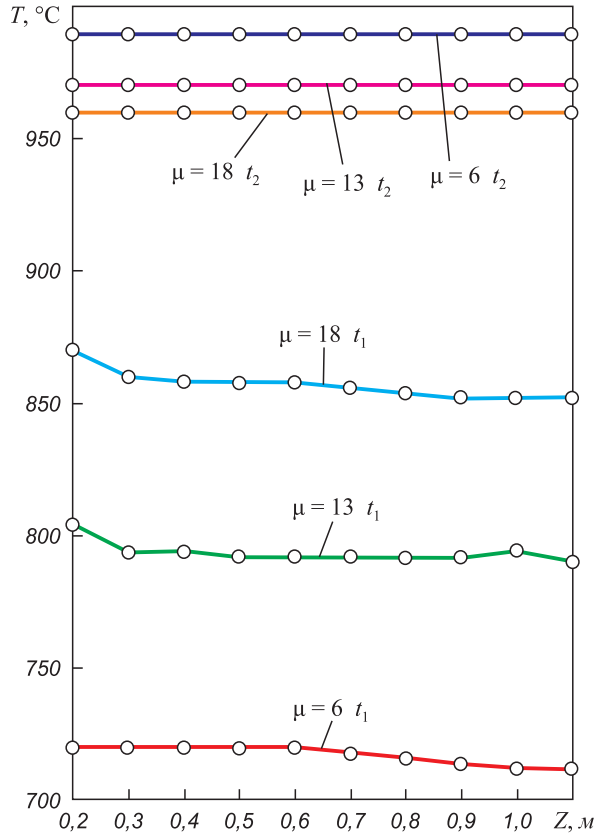


Рис. 2. Экспериментальная зависимость температуры в камере газификации t_1 и в камере сгорания t_2 от относительной циркуляции электрокорунда μ между камерами; Z – расстояние от нижнего торца камеры. Доля угля, подаваемого в камеру газификации $x = 0{,}358$

Fig.2. Experimental temperature dependence in the gasification chamber t_1 and in the combustion chamber t_2 on the relative circulation of electrocorundum μ between the chambers; Z – distance from the lower end of the chamber. The share of coal supplied to the gasification chamber $x = 0.358$

Моделирование газогенератора с циркуляционным заторможенным псевдоожиженным слоем

Синтез газ при паровой газификации углерода топлива образуется в соответствии с [10]

$$C + H_2O \xrightarrow{K_1} CO + H_2, \qquad (1)$$

прямой

$$CO + H_2O + H_2 \xrightarrow{K_2} CO_2 + 2H_2 \qquad (2)$$

и обратной реакцией водяного газа

$$CO_2 + 2H_2 \xrightarrow{K_3} CO + H_2O + H_2 \qquad (3)$$

с эндотермическим эффектом $q_{x_1} = 10\,955$ кДж/кг углерода [11].

Для обеспечения теплотой эндотермической реакции паровой газификации углерода топлива и подогрева продуктов этой реакции до оптимальной температуры организована камера сгорания *11* (см. рис. 1), в которой протекает экзотермическая реакция горения углерода топлива

$$C + (O_2 + 3{,}76N_2) = CO_2 + 3{,}76N_2 \qquad (4)$$

с тепловым эффектом $q_{x_0} = 32\,833$ кДж/кг углерода (примерно равна теплоте сгорания угля 35 868 кДж/кг углерода).

Система из двух уравнений теплового баланса камер:

– камера газификации

Таблица 1

Зависимость состава продуктов паровой газификации от высоты камеры и температуры t_1 (x = 0,358)

Table 1. **Dependence of composition of steam gasification products on the chamber height and temperature t_1 (x = 0.358)**

Температура, °С	Высота, z, м	Состав влажного газа, % об.						Теплота сгорания на выходе Q_{H1} кДж/м^3
		CO_2	N_2	CH_4	CO	H_2	H_2O	
720	0,2	17,4	0,4	5,6	8,3	12,7	55,6	
	0,4	21,6	0,6	5,1	11,3	15,9	45,5	
	0,6	21,6	0,5	5,1	13,2	18,4	41,1	
	0,8	22,6	0,4	4,1	14,5	21,3	37,1	
	1,0	22,1	0,3	4,1	15,9	22,3	35,5	5 847
790	0,2	18,7	0,3	3,0	12,1	16,1	49,8	
	0,4	20,9	0,3	2,6	16,7	21,2	38,3	
	0,6	18,9	0,2	2,0	20,6	25,1	33,2	
	0,8	27,6	0,1	2,0	23,7	28,6	28,0	
	1,0	16,9	0,2	1,9	25,4	29,9	25,7	7 075
860	0,2	18,3	0,3	2,9	14,9	18,9	44,7	
	0,4	20,2	0,4	2,4	20,2	24,6	32.2	
	0,6	18,4	0,3	1,8	25,2	29,3	25,0	
	0,8	16,1	0,2	1,8	29,1	33,5	19,3	
	1,0	15,8	0,2	1,4	30,8	35,7	16,1	8 195

$$\mu C_k t_2 + x\left(q_{\text{у}} + q_{\text{в(у)}}\right) + q_{\text{п}} + q_{\text{т}} = \\ = q_{\text{х}_1} x + \left(xC_{\text{пг}} + \mu C_k\right) t_1 + q_{\text{нив}} x + q_6 x; \quad (5)$$

– камера сгорания

$$(1-x)\left[q_{\text{хо}}(1-q_3-q_4-q_5) + q_{\text{у}} + q_{\text{в(у)}}\right] + q_{\text{в}} + \mu C_k t_1 = \\ = \left[(1-x)C_{\text{пс}} + \mu C_k\right] t_2 + q_{\text{нив}}(1-x) + q_{\text{т}} + q_6(1-x). \quad (6)$$

В левой части уравнения (5) приход теплоты с электрокорундом из камеры сгорания с температурой t_2; сухим углем $q_{\text{у}}$; влагой угля $q_{\text{в(у)}}$; водяным паром $q_{\text{п}}$ и приход теплоты теплопередачей через стенку внутренней реторты $q_{\text{т}}$ из камеры сгорания.

В правой части уравнения (5) расход теплоты на эндотермическую реакцию газификации, на нагрев продуктов газификации; с электрокорундом, поступающим в камеру сгорания при температуре t_1; на нагрев, испарение и перегрев пара от влаги угля $q_{\text{нив}}$; с золой q_6. Все члены в уравнении измеряются в кДж/кг углерода топлива.

В левой части уравнения (6) приход теплоты от сгорания углерода топлива в камере сгорания; с сухим углем $q_{\text{у}}$; влагой угля $q_{\text{в(у)}}$; воздухом $q_{\text{в}}$; с электрокорундом, поступающим из камеры газификации с температурой t_1.

В правой части уравнения (6) расход теплоты на нагрев продуктов сгорания и электрокорунда до температуры t_2; нагрев, испарение и перегрев пара от влаги угля $q_{\text{нив}}$, теплопередачей через стенку реторты $q_{\text{т}}$ в камеру газификации и с золой q_6.

Все члены в уравнении (6) измеряются в кДж/кг углерода. Удельные массовые теплоемкости: продуктов газификации $C_{\text{пг}}$ = 5, сгорания $C_{\text{пс}}$ = 13,6, электрокорунда C_k = 1,17 кДж/кг на 1 кг углерода; μ – относительный расход электрокорунда, кг на 1 кг углерода, подаваемого в газогенератор; x – доля угля, подаваемого в камеру газификации (0,358), а $(1 - x)$ = 0,642 – в камеру сгорания; теплота, подведенная с углем $q_{\text{у}}$ = 60; с влагой угля $q_{\text{в(у)}}$ = 66; с воздухом $q_{\text{в}}$ = 390; с теплопередачей $q_{\text{т}}$ = 2800; нагрев, испарение и перегрев пара от влаги угля $q_{\text{нив}}$ = 3000; $q_{\text{п}}$ = 1330; уходящей золой q_6 = 170 кДж на 1 кг углерода. Удельные тепловые потери с химическим недожогом q_3 = 0,05; механическим недожогом q_4 = 0,02; в окружающую среду q_5 = 0,23.

Результат решения системы уравнений (5) и (6) представлен на рис. 3. Там же нанесены экспериментально полученные значения температуры при μ = 18 и x = 0,358.

Материальные балансы газогенератора [10]:

– концентрация диоксида углерода:

$$r_{CO_2} = \frac{K_2}{K_1 - K_3}\left[\exp\left(-\frac{K_3 S \varepsilon_{\text{н}} Z}{w}\right) - \exp\left(-\frac{K_1 S \varepsilon_{\text{н}} Z}{w}\right)\right]; \quad (7)$$

– концентрация оксида углерода:

$$r_{CO} = 0,5\left\{\frac{K_1 - K_2}{K_1}\left[1 - \exp\left(-\frac{K_1 S\varepsilon_н Z}{w}\right)\right] - \right.$$
$$- \frac{K_2 K_3}{K_1(K_1 - K_3)}\left[1 - \exp\left(-\frac{K_2 S\varepsilon_н Z}{w}\right)\right] +$$
$$\left. + \frac{K_2}{K_1 - K_3}\left[1 - \exp\left(-\frac{K_3 S\varepsilon_н Z}{w}\right)\right]\right\}; \quad (8)$$

– концентрация водяного пара:

$$r_{H_2O} = \exp\left(-\frac{K_1 S\varepsilon_н Z}{w}\right) - \frac{K_1 K_2 S\varepsilon_н Z}{w(K_1 - K_3)} \times$$
$$\times \exp\left(-\frac{K_1 S\varepsilon_н Z}{w}\right) + \frac{K_2}{K_1 - K_3} \times$$
$$\times\left[1 - \exp\left(-\frac{K_3 S\varepsilon_н Z}{w}\right) - \exp\left(-\frac{K_1 S\varepsilon_н Z}{w}\right)\right]; \quad (9)$$

– концентрация водорода:

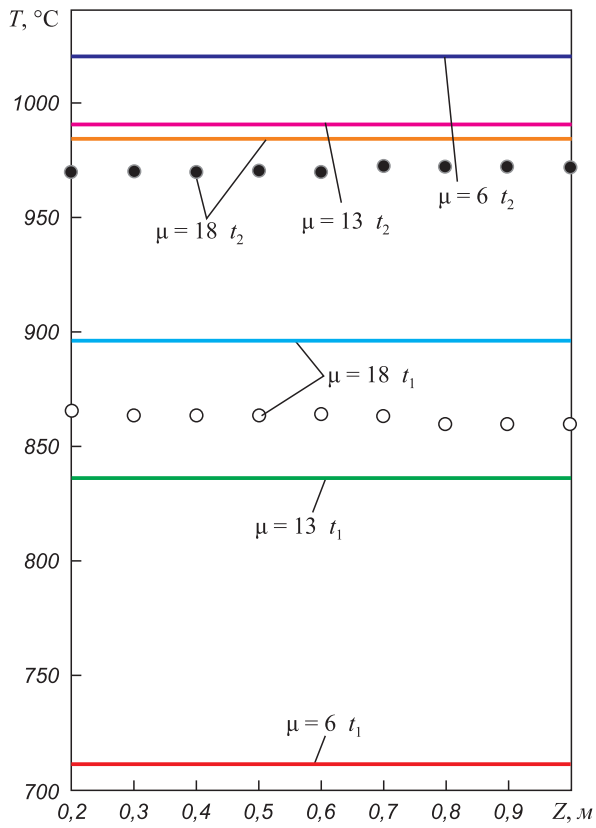


Рис. 3. Результаты моделирования зависимости температуры в камере газификации t_1 и в камере сгорания t_2 от относительной циркуляции дисперсного теплоносителя μ между камерами: ○ – эксперимент при μ = 18; x = 0,358 в камере газификации, ● – в камере сгорания; Z – расстояние от нижнего торца камеры, м

Fig. 3. The modeling results of temperature dependence in the gasification chamber t_1 and the combustion chamber t_2 on a relative particulate heat carrier circulation μ between the chambers. Points ○ – experiment with μ = 18; x = 0.358 in the gasification chamber, ● – in the combustion chamber. Z – distance from the lower end of the chamber, m

$$r_{H_2O} = 1 - \left(r_{CO_2} + r_{CO} + r_{H_2O}\right). \quad (10)$$

При $Z = h$ (высота камеры) имеем состав на выходе из газогенератора. Насадка разрушает пузыри в псевдоожиженном слое, поэтому используем эффективные константы скорости для плотного слоя [12].

Константа скорости взаимодействия водяного пара с углеродом бородинского угля м³/(м²с)

$$K_1 = 710,5\exp\left(-\frac{11\,968}{t + 273}\right).$$

Константа скорости взаимодействия оксида углерода с водяным паром, м³/(м²с)

$$K_2 = 1,9\exp\left(-\frac{6600}{t + 273}\right).$$

Константа скорости взаимодействия диоксида углерода с водородом, м³/(м²с)

$$K_3 = \frac{K_2}{K_р},$$

где $K_р$ – константа равновесия реакции водяного газа [13].

Удельная внешняя площадь поверхности угольных частиц в потоке определялась по выражению [8, 9], м²/м³

$$S = \frac{6\rho(1 - \varepsilon)Z^*}{d_k \rho_k},$$

где $\rho = \rho_н(1 - Z^*) + \rho_k Z^*$ – средняя плотность потока, кг/м³; $\rho_н$ и ρ_k – истинные плотности инертного материала (электрокорунда, золы) и кокса, равные соответственно 3760 и 1650 кг/м³; Z^* – концентрация кокса в потоке, кг/кг смеси; ε – порозность потока (~0,25 – 0,3), м³/м³; d_k – размер частиц кокса, м.

Скорость продуктов газификации, м/с, возрастает по высоте камеры в 2 раза (см. уравнение (1)) и описывается выражением $w_z = \frac{w_o}{1 + r_{H_2O}}$, а средняя равна

$$w = \frac{w_o}{1}\int_0^1 \frac{dr_{H_2O}}{1 + r_{H_2O}} = 0,693 w_o,$$

где w_o – скорость продуктов на выходе из камеры газификации при реальных параметрах в расчете на свободное сечение, $w_o = w^* \frac{(273 + t)P_o}{273P}$; w^* – скорость на выходе из камеры при нормальных условиях в расчете на свободное сечение камеры.

В табл. 2 показано сравнение экспериментально полученных концентраций на выходе из камеры газификации с рассчитанным составом по представленной модели.

Таблица 2

Сравнение расчетного и экспериментально полученного состава продуктов паровой газификации бородинского угля на выходе из газогенератора: μ = 18; *x* = 0,358; *w* = 3,16 м/с; *h* = 1 м; t_1 = 860 °С, *S* = 1200 м²/м³

Table 2. **Comparison of the calculated and experimental composition of Borodino coal products of steam gasification at the exit of the gasifier: μ = 18; *x* = 0,358; *w* = 3,16 m/s; *h* = 1 m; t_1 = 860 °C, *S* = 1200 m²/m³**

	Состав продукта, % об.					
	CO_2	CO	N_2	H_2O	CH_4	H_2
Эксперимент	15,8	30,8	0,2	16,1	1,4	35,7
Моделирование	12,4	45,5	–	4,2	–	37,9

Моделирование камеры сгорания

Реакция горения углерода топлива с кислородом воздуха (4) заканчивается практически на входе в камеру сгорания, а удельная площадь поверхности коксовых частиц в потоке, проходящем через насадку, высока, $S = 20$ м²/м³. Образовавшийся при горении CO_2 реагирует с коксовыми частицами по реакции

$$C + CO_2 + 3{,}76N_2 = 2CO + 3{,}76N_2.$$

Поэтому в составе продуктов полного сгорания на выходе из камеры присутствует оксид углерода (2,63 %), концентрация которого находится из решения уравнения материального баланса

$$\frac{w_2}{\varepsilon_н}\frac{dr_{CO}}{dZ} = 2K_2^* S r_{CO_2} \qquad (11)$$

с граничным условием $r_{CO\,Z=0} = 0$, где w_2 – скорость, м/с, продуктов сгорания в насадке при рабочих параметрах *t* и *P*, w_2 = 6,3 м/с.

Решение уравнения (11) совместно с (7) при указанном граничном условии дает выражение для расчета концентрации r_{CO}, м³/м³, на выходе из камеры сгорания.

$$r_{CO} = \frac{0{,}347K_1^*K_2^*}{K_1^* - K_2^*} \times \left[\frac{1-\exp\left(-\frac{K_2^* S\varepsilon_н h}{w_2}\right)}{K_2} - \frac{1-\exp\left(-\frac{K_1^* S\varepsilon_н h}{w_2}\right)}{K_1}\right].$$

Поскольку $K_1 \gg K_2$, то последнее выражение упрощается:

$$r_{CO} = 0{,}347\left[1-\exp\left(-\frac{K_2^* S\varepsilon_н h}{w_2}\right)\right].$$

Для дожигания CO над слоем подается воздух. Концентрация CO_2 на выходе

$$r_{CO_2} = 0{,}21 - \left(r_{O_2} + r_{CO}\right);\ r_{CO_2} = 0{,}1837.$$

Концентрация азота

$$r_{N_2} = 1 - \left(r_{O_2} + r_{CO} + r_{CO_2}\right);\ r_{N_2} = 0{,}79.$$

Химический недожог q_3 = 0,05 (5 %); механический недожог q_4 = 0,02 (2 %) найден по методике, представленной в работе [9].

Формулы для определения константы скорости взаимодействия углерода бородинского угля с кислородом воздуха

$$K_1^* = 3\cdot 10^3 \exp\left(-\frac{11\,065}{t+273}\right)$$

и с диоксидом углерода

$$K_2^* = 35\cdot 10^3 \exp\left(-\frac{17\,621}{t+273}\right)$$

взяты из работы [14].

Моделирование оптимальных параметров процесса паровой газификации угля в газогенераторе с циркуляционным псевдоожиженным слоем

Поскольку модель удовлетворительно отражает эксперимент, то она применима для оптимизации параметров паровой газификации угля. Для оптимизации задается ряд значений доли *x* от 0,25 до 0,4 с интервалом 0,05 и из системы уравнений тепловых балансов (5) и (6) находим значения температуры t_1 и t_2 при этих же заданных значениях доли *x*. При этих же температурах из уравнений (7) – (10) рассчитывается состав продуктов газификации. Далее определяется теплота сгорания продуктов газификации по уравнению Д.И. Менделеева при этих же температурах [15]

$$Q_н^c = 126{,}4r_{CO} + 108r_{H_2} + 328{,}4r_{CH_4}.$$

При тех же температурах рассчитывается химический КПД, %, без учета возврата физической теплоты продуктов сгорания и газификации в газогенератор

$$\eta_x = \frac{\nu x Q_н^c 100}{q_{хо}},$$

где $\nu = 3{,}73$ м³ продуктов газификации, образующихся из 1 кг углерода топлива по реакции (1); $q_{хо}$ – теплота сгорания топлива, кДж/кг углерода.

Строится зависимость (рис. 4) t_1, t_2 и η_x от доли *x*. Графическим методом находится максимальное зна-

чение η_x^{max} и соответствующие этому значению $t_1^{опт}$, $t_2^{опт}$, $x^{опт}$. Они равны: $t_1^{опт} = 900$ °С; $t_2^{опт} = 1020$ °С; $x^{опт} = 0{,}36$; $\eta_x^{max} = 40$ %. Там же нанесены экспериментально полученные значения t_1, t_2 и η_x.

Выводы. Удовлетворительное качественное и количественное совпадение моделирования и эксперимента дает основание утверждать о правильном подходе к процессу моделирования и оптимизации паровой газификации бородинского угля в газогенераторе с заторможенным циркуляционным псевдоожиженным слоем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хоффман Е. Энерготехнологическое использование угля: Пер. с англ. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 328 с.
2. Корчевой Ю.П., Майстренко А.Б., Топал А.И. Экологически чистые угольные энерготехнологии. – Киев: Научная мысль, 2004. – 187 с.
3. Табакаев Р.Б., Казаков А.В., Заворин А.С. Перспективность низкосортных топлив Томской области для теплотехнического использования // Известия Томского политехнического университета. 2013. Т. 323. № 4. С. 41 – 46.
4. Combined Cycle Systems for Near-Zero Emission Power Generation. Ashok Rao ed.Woodhead Publishing. 2012. – 360 p.
5. Khan J., Wang T. Implementation of demoisturiration and devolatization model in multi – phase simulation of hubrid entrained and fluidized bed mild qasifier // International Jornal of Clean Coal and Energy. 2013. No. 2. P. 35 – 53.
6. Загрутдинов Р.Ш., Нагорнов А.Н., Сенчин П.К. Наладочные испытания газогенераторов Lurgi и перспективы газогенераторных технологий // Ползуновский вестник. 2007. № 3. С. 40 – 47.
7. Дубинин А.М., Тупоногов В.Г., Филиппов Д.В. Оптимизация процесса паровой газификации угля в кипящем слое // Энергосбережение и водоподготовка. 2008. № 4 (54). С. 60 – 62.
8. Мунц В.А., Баскаков А.П., Ашихмин А.А. Расчет газообразования при горении твердого топлива в кипящем слое // Инженерно-физический журнал.1988.Т. 54. № 3. С. 432 – 438.
9. Баскаков А.П., Мацнев В.В., Распопов И.В. Котлы и топки с кипящим слоем. – М.: Энергоиздат, 1996. – 352 с.
10. Дубинин А.М., Кагарманов Г.Р., Обожин О.А. Моделирование газификации углей водяным паром // Химия твердого топлива. 2012. № 3. С. 30 – 33.
11. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия: Учеб. для вуз. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
12. Путрова Е.Е., Свирида Л.В., Федосеев С.Д. О распределении концентрации CO_2 и H_2O по высоте реакционной зоны газогенератора в изотермических условиях // Химия твердого топлива. 1982. № 2. С. 94 – 96.

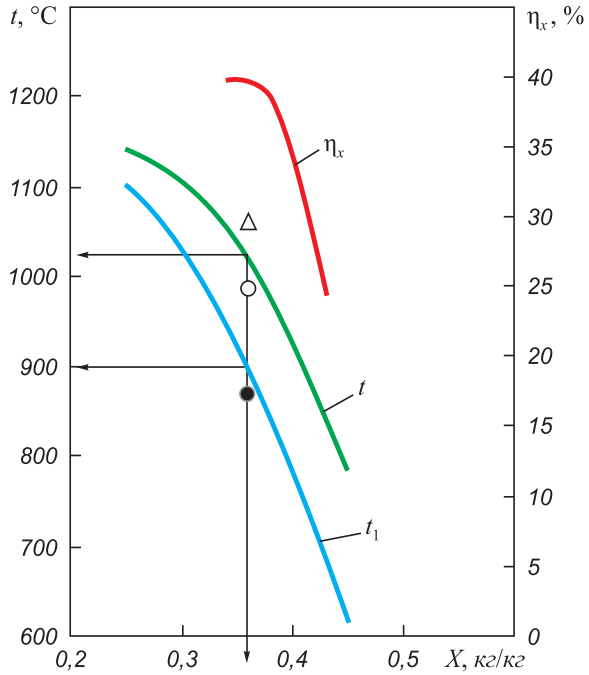


Рис. 4. Результаты моделирования зависимости температуры в камере газификации t_1, в камере сгорания t_2 и химического КПД от доли углерода (угля), подаваемого в камеру газификации. Относительная циркуляция электрокорунда μ = 18 кг/кг. Точки экспериментальных данных:
○ – t_1; ● – t_2; Δ – η_x

Fig. 4. The modeling results of temperature dependence in the gasification chamber t_1, the combustion t_2 and chemical efficiency on the proportion of carbon (coal) supplying into the gasification chamber. Relative circulation of electrocorundum μ = 18 kg/kg. Points of experimental data:
○ – t_1; ● – t_2; Δ – η_x

13. Жоров Ю.М. Термодинамика химических процессов. Нефтехимический синтез, переработка нефти, угля и природного газа. – М.: Химия, 1985. – 464 с.
14. Виленский Т.В., Хзмалян Д.М. Динамика горения пылевидного топлива. – М.: Энергия, 1978. – 248 с.
15. Теплотехника: Учеб. для вуз. / А.П.Баскаков, Б.В.Берг, О.К.Витт и др.; Под ред. А.П. Баскакова. –3-е изд., перераб. и доп. – М.: ООО «ИД Бастет», 2010. – 328 с.

Поступила 15 сентября 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 773–780.

OPTIMAL PARAMETERS OF THE STEAM COAL GASIFICATION IN THE GASIFIER WITH DAMPED CIRCULATING FLUIDIZED BED

A.M. Dubinin, S.P. Mavrin

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

Abstract. The authors have made several experiments of Borodino coal steam gasification in a two-chamber gasifier with a circulating fluidized bed damped by the checker. In one of the two chambers the coal was burnt with excess air coefficient of 1.25, in another the coal was gasified by steam. Average size of coal pieces was 0.2 mm. The heat acted from the combustion chamber into the gasification chamber through the particulate coolant circulation (fused 0.3 mm) between the chambers. The chambers were filled with spherical jets with diameter of 50 mm and porosity of 0.5; electrocorundum particle size was 0.3 mm. Calorific value was 8195 kJ/m^3. Mechanical underburning was 2 %. Chemical underburning was 5 %. The model of the gasifier consisting of a system of two equations of thermal balance of the combustion chambers and gasification satisfactorily describes the experiment. The optimum parameters of the gasifier were found based on the model: the temperature in the gasification chamber –

900 °C, the temperature in the combustion chamber – 1020 °C, the share of coal supplied to the gasification chamber – 0.36, chemical efficiency – 40 %.

Keywords: coal, gasifier, air, steam, particulate heat carrier, temperature, chemical composition, heat of combustion, modeling, system of equations, optimal parameters, chemical efficiency.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-773-780

REFERENCES

1. Hoffman E.J. *Coal conversion*. Laramie, Wyoming, 1980. (Russ. ed.: Hoffman E.J. *Energotekhnologicheskoe ispol'zovanie uglya*. Moscow: Energoatomizdat, 1983, 328 p.).

2. Korchevoi Yu.P., Maistrenko A.B., Topal A.I. *Ekologicheski chistye ugol'nye energotekhnologii* [Clean coal energy technologies]. Kiev: Nauchnaya mysl', 2004, 187 p. (In Russ.).

3. Tabakaev R.B., Kazakov A.V., Zavorin A.S. Prospect of low-grade fuels of the Tomsk region for heat engineering use. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*. 2013, vol. 323, no. 4, pp. 41–46. (In Russ.).

4. *Combined Cycle Systems for Near-Zero Emission Power Generation*. Ashok Rao ed. Woodhead Publishing. 2012, 360 p.

5. Khan J., Wang T. Implementation of demoisturiration and devolatization model in multi – phase simulation of hubrid entrained and fluidized bed mild qasifier. *International Jornal of Clean Coal and Energy*. 2013, no. 2, pp. 35–53.

6. Zagrutdinov R.Sh., Nagornov A.N., Senchin P.K. Setting testing of Lurgi gasifiers and prospects of gasifier technologies. *Polzunovskii vestnik*. 2007, no. 3, pp. 40–47. (In Russ.).

7. Dubinin A.M., Tuponogov V.G., Filippov D.V. Optimization of steam gasification process of coal in a fluidized bed. *Energosberezhenie i vodopodgotovka*. 2008, no. 4 (54), pp. 60–62. (In Russ.).

8. Munts V.A., Baskakov A.P., Ashikhmin A.A. Gas formation from a solid fuel burning in a fluidized bed. *Journal of Engineering Physics*. 1988, vol. 54, no. 3, pp. 296-300.

9. Baskakov A.P., Matsnev V.V., Raspopov I.V. *Kotly i topki s kipyashchim sloem* [Boilers and furnaces with fluidized bed]. Moscow: Energoizdat. 1996, 352 p. (In Russ.).

10. Dubinin A.M., Kagarmanov G.R., Obozhin O.A. Simulation of the steam gasification of coals. *Solid Fuel Chemistry*. 2012, vol. 46, no. 3, pp. 168–171.

11. Zhukhovitskii A.A., Shvartsman L.A. *Fizicheskaya khimiya: Uchebnik dlya studentov vuzov* [Physical chemistry: Textbook for university students]. Moscow: Metallurgiya, 2001, 688 p. (In Russ.).

12. Putrova E.E., Svirida L.V., Fedoseev S.D. On the distribution of the concentration of CO_2 and H_2O at height of the reaction zone of gasifier in isothermal conditions. *Khimiya tverdogo topliva*. 1982, no. 2, pp. 94–96. (In Russ.).

13. Zhorov Yu.M. *Termodinamika khimicheskikh protsessov. Neftekhimicheskii sintez, pererabotka nefti, uglya i prirodnogo gaza* [Thermodynamics of chemical processes. Petrochemical synthesis, refining of oil, coal and natural gas]. Moscow: Khimiya, 1985, 464 p. (In Russ.).

14. Vilenskii T.V., Khzmalyan D.M. *Dinamika goreniya pylevidnogo topliva* [Dynamics of the pulverized fuel combustion]. Moscow: Energiya, 1978, 248 p. (In Russ.).

15. Baskakov A.P., Berg B.V., Vitt O.K. etc. *Teplotekhnika: Uchebnik dlya vuzov* [Heat engineering: Textbook for universities]. Baskakov A.P. ed. Moscow: ID Bastet, 2010, 328 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.M. Dubinin, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Power and Heat Engineering"*
S.P. Mavrin, *Head of the Laboratory* (mspfr@mail.ru)

Received September 15, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 781 – 786.
© 2016. *Лоза А.В., Чигарев В.В., Рассохин Д.А., Шишкин В.В.*

УДК 669.184-412:539.4.011

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРЕВЕ

Лоза А.В., *старший преподаватель кафедры «Теоретическая и прикладная механика»* (loza_a_v@pstu.edu)
Чигарев В.В., *д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Металлургия и технология сварочного производства»* (chigarew07@rambler.ru)
Рассохин Д.А., *аспирант кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии»*
Шишкин В.В., *к.т.н., доцент кафедры «Теоретическая и прикладная механика»*

Приазовский государственный технический университет
(87500, Украина, Донецкая обл., Мариуполь, ул. Университетская, 7)

Аннотация. В металлургии применяются литые стальные изделия, которые работают при высоких температурах. Циклическое тепловое воздействие в условиях сложного нагружения обуславливает возникновение в них знакопеременных напряжений и преждевременное развитие трещин, что сокращает срок службы оборудования и может привести к аварийным остановкам. Условия работы стальной отливки при циклическом воздействии высоких температур проанализировано на примере головки затравки слябовой МНЛЗ. Методом моделирования выполнено исследование напряженного состояния металла головки затравки. Проанализированы причины возникновения трещин, а также влияние структуры металла на изменение механических свойств изделия. Установлена возможность увеличения ресурса работы литых изделий, в частности затравок, путем выполнения специальной наплавки для создания рабочего слоя с повышенными пластическими и вязкими свойствами, что увеличивает эксплуатационную стойкость деталей в условиях циклического нагрева.

Ключевые слова: стальная отливка, трещины, напряжения, деформации, температурные напряжения, машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), затравка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-781-786

В металлургической отрасли методом литья изготавливается большое количество стальных изделий, которые при эксплуатации подвергаются термическому циклированию (чаши шлаковозов, головки затравок машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), мульды разливочных машин и др.). Вследствие неравномерного нагрева в процессе работы в них образуются деформации и трещины. Для увеличения срока службы таких изделий необходимо проанализировать проблему образования дефектов. Причиной образования дефектов в металле при эксплуатации является изменение его напряженно-деформированного состояния (НДС). Поэтому изучение НДС с целью определения возможности увеличения срока службы изделий является важной задачей.

Условия работы стальной отливки при циклическом воздействии высоких температур можно проследить на примере головки затравки МНЛЗ. Затравка предназначена для формирования торцевой поверхности головной части непрерывного слитка и его последующего вытягивания и влияет на качество первых метров непрерывного слитка и безаварийность работы машины [1, 2]. Наиболее нагруженный элемент затравки – замковая часть головки имеет низкую эксплуатационную стойкость. Это связано с деформированием рабочей поверхности замка и образованием трещин. В связи с изменяющимся сортаментом продукции каждая машина должна иметь около десятка головок затравок. Для снижения эксплуатационных затрат по МНЛЗ требуется увеличение ресурса работы всех узлов, в том числе затравок. Кроме того, каждый узел металлургического оборудования, являясь составной частью сложного производства, должен обладать определенным уровнем надежности, чтобы не допустить аварийных остановок и финансовых потерь на соседних участках [3]. Исследование условий работы затравок и рассмотрение НДС позволяет установить причины их раннего выхода из строя и разработать мероприятия для снижения образования дефектов.

Разработке отдельных узлов машин непрерывного литья заготовок уделено много внимания в работах В.М. Нисковских, С.Е. Карлинского, А.Д. Беренова, В.Т. Сладкоштеева, Р.В. Потанина, М.Я. Бровмана, Е.Ю. Гельфенбейна, О.Н. Суладзе и др. Публикации, связанные с описанием технологии литья и особенностей эксплуатации МНЛЗ, главным образом посвящены работе основного оборудования, которое работает непрерывно. Материалы исследований работы затравок в открытой печати не опубликованы. В связи с этим, изучение условий эксплуатации затравок и установление причин образования в них дефектов является составной частью совершенствования конструкции МНЛЗ и направлено на повышение надежности ее работы.

Целью данного исследования является анализ условий работы литых стальных изделий, работающих в условиях термоциклирования, на примере головки затравки МНЛЗ и определение причин образования в них дефектов. Результаты анализа позволят разработать технические мероприятия по увеличению эксплуатационной стойкости затравок и снизить производственные расходы.

Головки затравок МНЛЗ изготавливаются лито-сварными или методом литья с последующей механической обработкой. Литейные технологии позволяют достаточно экономичным путем получать изделия сложной конфигурации (рис. 1) с минимальной последующей обработкой.

Особенности эксплуатации металлургического оборудования оказывают непосредственное влияние на ресурс его работы. Сегодня, как никогда, уделяется много внимания вопросам экономии затрат на всех участках производства. Требование повышения экономических показателей и общей эффективности производства вынуждает производственников использовать оборудование, в частности затравки, в сверхнормативном режиме. В таких условиях вероятность поломки отдельных элементов затравок значительно возрастает. По условиям работы МНЛЗ поломка любого узла затравки является недопустимой.

Рис. 1. Головка затравки слябовой МНЛЗ

Fig. 1. Head of dummy device of slab CCM

Основной дефект головки затравки, который лимитирует ресурс ее работы – это трещины в замковой части. Трещины образуются на выступающей части зуба замка, которая нагревается до наиболее высоких температур в отливке. Практически все трещины лежат в плоскостях, перпендикулярных продольной оси зуба (рис. 2).

Развитие трещин связано с возникновением остаточных деформаций в замковой части головки затравки, что неблагоприятно сказывается на работе МНЛЗ. Следует отметить увеличение угла раскрытия трещин ближе к середине зуба замка. Такое расположение трещин обычно характерно для одноосного растяжения нагружаемых образцов. При эксплуатации головка затравки, которая имеет различную толщину в поперечном сечении, испытывает неравномерный нагрев и поэтому находится в сложно напряженном состоянии. Судя по характеру трещин, в зубе замка превалируют напряжения растяжения–сжатия. В работе [1] приводится расчет затравки для нескольких режимов работы. При этом головка затравки принимается как абсолютно твердое тело и ее температурное расширение не учитывается, хотя замковая часть воспринимает тепловой поток от жидкого металла. В связи с этим представляет интерес картина распределения напряжений от нагрева замка головки затравки, поскольку именно здесь в основном образуются дефекты.

Расчет температурных напряжений выполняли с использованием методики, приведенной в работе [4]. При этом использованы значения механических характеристик стали 30Л без термообработки [5]. В расчетах при-

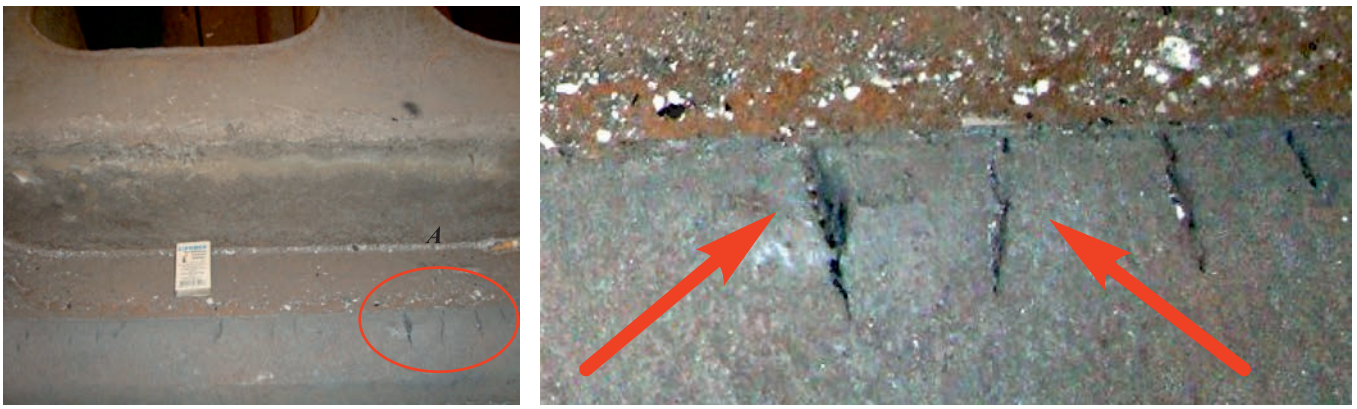


Рис. 2. Дефект замка затравки:
а – фрагмент в масштабе; *б* – трещины на зубе (увеличено)

Fig. 2. Defect of the lock of dummy device:
a – fragment at scale; *б* – cracks in the tooth (enhanced)

нято допущение об однородном распределении свойств в изделии. Распределение температур в головке затравки при нагреве представлено на рис. 3.

Такое распределение температур имеет место на стадии нагрева в результате контакта замковой части с жидким металлом. Неравномерный нагрев головки по толщине приводит к появлению напряжений, которые возникают из-за неодинакового расширения различно нагретых участков замка. Это вызывает деформацию поверхностного слоя в нем и через несколько десятков циклов появление поверхностных трещин. Деформации поверхностного слоя зуба замка сопровождаются возникновением в нем наибольших напряжений (рис. 4). Для других участков головки затравки, удаленных от зуба замковой части на расстояние 400 мм и более, характерны напряжения от нагрева без пиковых значений в диапазоне 0 – 120 МПа, что представляет значительно меньшую опасность с точки зрения трещинообразования.

Наибольший нагрев и, соответственно, наибольшее изменение размеров получает зуб замка, так как он контактирует с жидким металлом (температура жидкой стали 1530 – 1560 °С). В период контакта головки затравки с жидким расплавом газовый зазор отсутствует. Это обеспечивает максимальный теплоотвод [6 – 8] к поверхности замка. Свободному расширению зуба замка препятствует менее нагретый корпус головки, который уже на расстоянии 200 мм от зуба может иметь температуру нагрева, меньшую на 300 – 400 °С. По достижении максимальной температуры нагрева в зубе

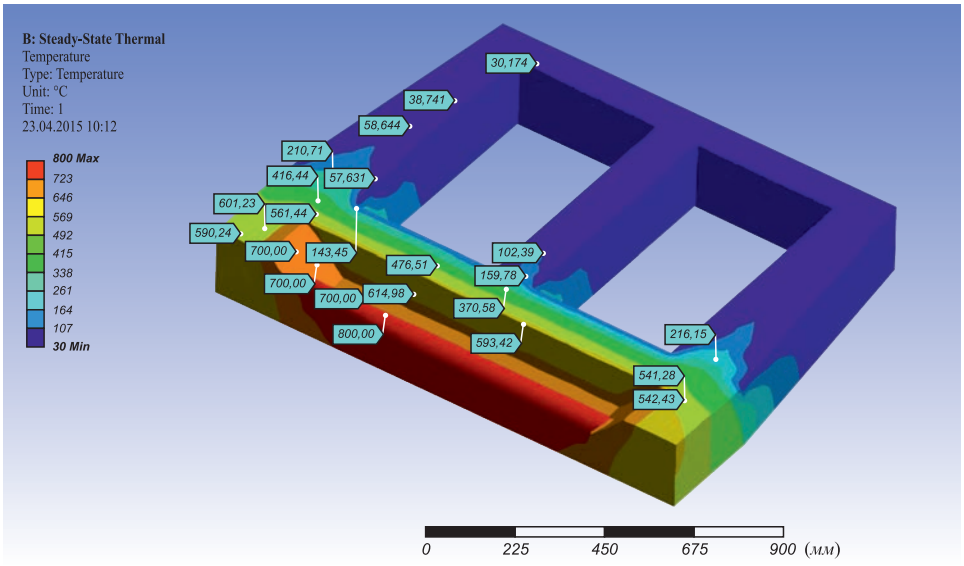


Рис. 3. Распределение температуры в головке затравки при нагреве

Fig. 3. Temperature distribution in the dummy device head at heating

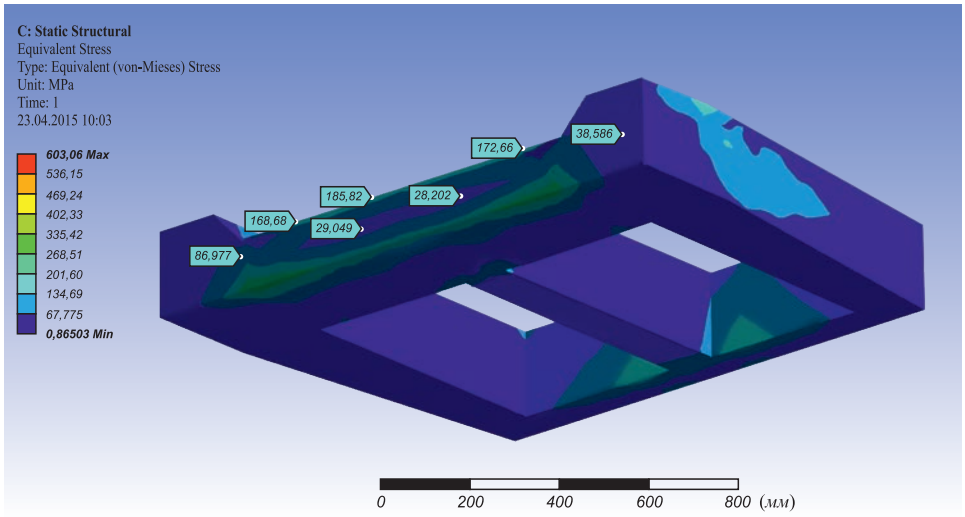


Рис. 4. Напряжения от нагрева замковой части головки затравки МНЛЗ

Fig. 4. Stress from heating of lock part head of dummy device of CCM

продолжается передача тепла от него в прилегающие объемы металла головки. После извлечения затравки из МНЛЗ менее металлоемкая часть – зуб замка охлаждается быстрее, чем более массивные части корпуса головки затравки. Распределение температур в головке затравки при охлаждении представлено на рис. 5.

При уменьшении линейных размеров зуба в нем возникают напряжения растяжения (рис. 6), которые способствуют зарождению и развитию поперечных трещин. Трещины могут возникать либо в тех сечениях, где напряжения достигают максимума, либо в сечениях, ослабленных концентраторами.

Образование трещин в замке работающих затравок облегчается в том случае, если литая структура металла головки имеет исходные внутренние или наружные дефекты литья. Металл с литой структурой имеет в несколько раз большее количество неметаллических и газовых включений, чем полученный прокаткой или ковкой [9 – 12]. Это значительно влияет на его пластические свойства. В поверхностном слое зуба замка затравки по ходу эксплуатации происходит изменение химического состава, прежде всего – обезуглероживание (рис. 7), что ведет к снижению исходных механических свойств металла и облегчает возникновение в нем трещин.

Кроме того, в любой стальной отливке, как правило, присутствуют усадочные дефекты, которые могут служить концентраторами напряжений. При наличии концентраторов максимальные напряжения могут быть выше номинальных, полученных по расчету, в несколько раз [13, 14]. Дефекты литейного производства, особенно на значительной площади отливки, исправить

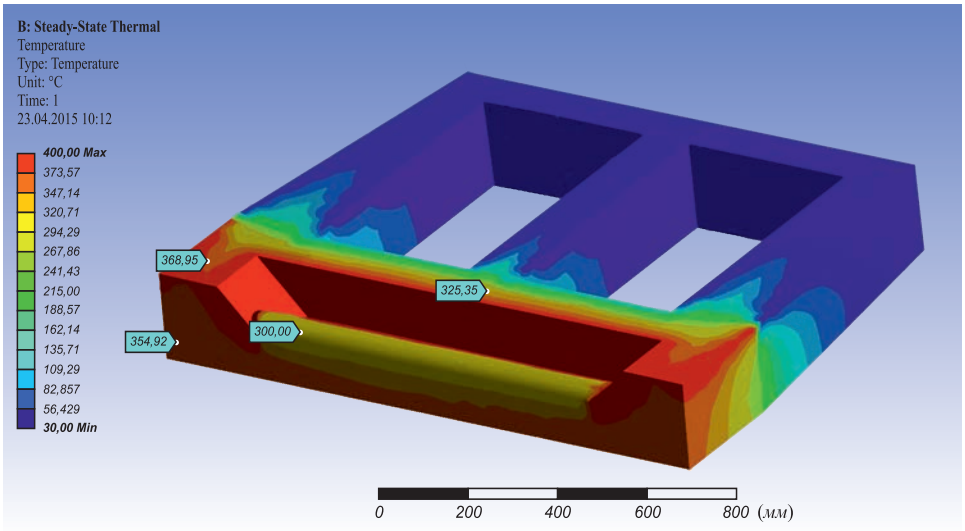


Рис. 5. Распределение температур в головке затравки МНЛЗ при охлаждении

Fig. 5. Temperature distribution in the head of dummy device of CCM at cooling

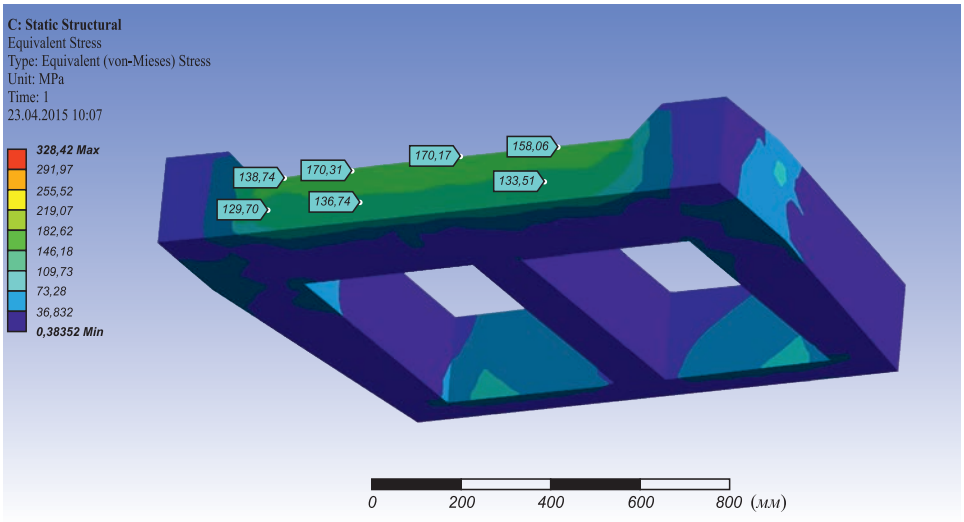


Рис. 6. Распределение напряжений в головке затравки МНЛЗ при охлаждении

Fig.6. Distribution of stresses in the head of dummy device of CCM at cooling

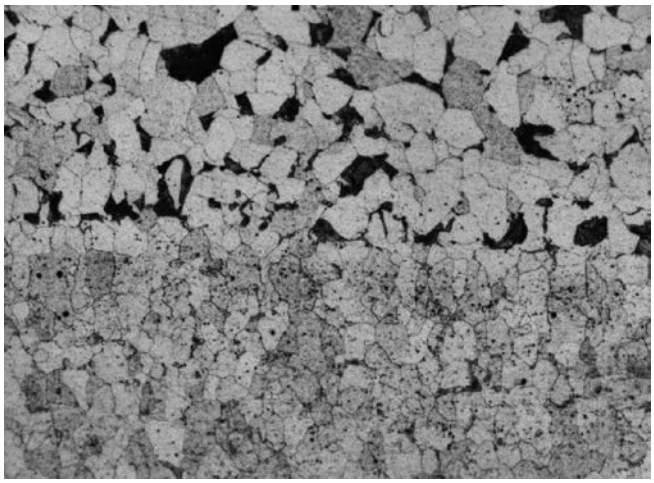


Рис. 7. Литая структура в поверхностном слое зуба замка из стали 30Л после 50 циклов нагрев/охлаждение при эксплуатации, ×100

Fig. 7. The cast structure in the surface layer of lock tooth of 30L steel after 50 cycles of heating/cooling during operation, ×100

технологически затруднительно, в первую очередь на поверхности с переменной кривизной (например, зуб затравки). Более технологично выполнить на поверхности зуба замка наплавку [15] по специальной технологии, с учетом направления образования трещин в металле. За счет регулирования химического состава и технологии наплавки возможно создать слой на поверхности литой детали в зоне трещинообразования, устойчивый к знакопеременным деформациям и без концентраторов напряжения. Лабораторные испытания показали, что при этом пластические свойства наиболее напряженного участка зуба литого изделия можно повысить практически в 2 раза, что снижает вероятность образования трещин. Наплавка участка, опасного с точки зрения возникновения трещин, может быть выполнена не только на стадии изготовления головок, но и в процессе их эксплуатации на стадии ремонта. В этом случае технологией наплавки может быть предусмотрено заплавление образовавшихся дефектов и последующее нанесение рабочего слоя с требуемыми механическими характеристиками.

Выводы. Установлено, что термические напряжения в литом металле при действии высоких температур являются причиной возникновения трещин, что приводит к снижению эксплуатационной стойкости стальных отливок. При наличии металлургических дефектов вероятность развития трещин значительно возрастает.

Наиболее перспективным способом ремонта деталей, изготавливаемых методом литья, является упрочнительная и восстановительная наплавка, которая может быть выполнена на стадии изготовления литого изделия или при выполнении его ремонта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нисковских В.М., Карлинский С.Е., Беренов А.Д. Машины непрерывного литья слябовых заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 271 с.
2. Непрерывная разливка стали на радиальных установках / В.Т. Сладкоштеев, Р.В. Потанин, О.М. Суладзе и др. – М.: Металлургия, 1974. – 283 с.
3. Лоза А.В. Снижение аварийности при разливке стали на МНЛЗ // Сталь. 2015. № 8. С. 21 – 24.
4. Лоза А.В., Чигарев В.В., Рассохин Д.А., Шишкин В.В. Исследование деформаций в концевых слябах при непрерывной разливке стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 3. Т. 58. С. 197 – 202.
5. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В. Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 639 с.
6. Зайцев А.И., Лейтес А.В., Либерман А.Л. Физико-химические основы нового метода управления отводом тепла от слитка к кристаллизатору // Сталь. 2003. № 3. С. 70 – 74.
7. Дождиков В.И., Емельянов В.А., Евтеев Д.П. Теплоотвод в кристаллизаторе МНЛЗ при переменной скорости вытягивания // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 4. С. 104 – 106.
8. Дождиков В.И., Хохлов В.И. Экспериментальное исследование теплопередачи в кристаллизаторе вертикальной МНЛЗ: Темат. отрасл. сб. «Непрерывное литье стали». № 7. – М.: Металлургия, 1981. С. 83 – 85.
9. Василевский П.Ф. Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 2010. – 256 с.
10. Саубанов М.Н., Кузьминова Н.М., Фокин В.И. Повышение гидроплотности стальных корпусных отливок, работающих под давлением 21 и 35МПа // Технология металлов. 2001. № 1. С. 6 – 7.
11. Голубцов В.А., Воронин А.А., Тетюева Т.В. и др. Происхождение неметаллических включений и пути снижения загрязненности ими металла // Металлург. 2005. № 4. С. 73 – 77.
12. Huang C. Some problems of detecting clay content in casting raw sand // Foundry technology. 2014. Vol. 35. No. 1. P. 201 – 202.
13. Сопротивление материалов / Г. С. Писаренко, В.А. Агаев, А.Л. Квитка и др. – К.: Вища школа, 1986. – 768 с.
14. Пекельный Н. И., Дибир А.Г. Расчет на прочность при действии повторно-переменных нагрузок. – Харьков: ХАИ, 2004. – 76 с.
15. Гулаков С.В., Носовский Б.И. Наплавка рабочего слоя с регламентированным распределением свойств. – Мариуполь: ПГТУ, 2005. – 170 с.

Поступила 19 мая 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 781–786.

INVESTIGATION OF THE STRESSED STATE OF CAST METAL AT CYCLED HEATING

A.V. Loza, V.V. Chigarev, D.A. Rassokhin, V.V. Shishkin

Azov State Technical University, Mariupol, Donetsk Region, Ukraine

Abstract. Foundry practice is widely used in iron and steel industry for manufacturing of numerous steel parts that undergo thermal cycling at exploitation. In order to increase their service lives the problem of cracks formation is to be solved. Operation conditions of a steel ingot at cycled impact of high temperatures were analyzed on example of a head part of the gripping device of continuous casting machines. The head part of a gripping device is exposed to intense and not-uniform heating it leading to formation of substantial stresses inside. Due to

periodic heating and cooling cycles in the surface layer of the most heated part (the locker) deformation stresses-strains (of elongation-compression type) spring up, resulting in formation of surface cracks after several dozens of cycles. The stressed state of the head part of the gripping device at heating and cooling periods was investigated. It was found that thermal strain in cast metal, resulting from the impact of high temperatures was the reason of cracks formation. It decreases the operational durability of steel cast parts. With due regard to the character and direction of formation of cracks it was suggested to create a layer on the surface of locker's tooth, by means of strengthening or renewal surface deposition, which can withstand deformation and is devoid of strain concentrators. It seems to be the most promising way of repairing of parts, manufactured by the process of casting.

Keywords: steel cast ingot, cracks, deformation strain, temperature strain, continuous casting machine (CCM), gripping device.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-781-786

REFERENCES

1. Niskovskikh V.M., Karlinskii S.E., Berenov A.D. *Mashiny nepreryvnogo lit'ya slyabovykh zagotovok* [Slab continuous casting machines]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 271 p. (In Russ.).

2. Sladkoshteev V.T., Potanin R.V. etc. *Nepreryvnaya razlivka stali na radial'nykh ustanovkakh* [Continuous casting on radial machines]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 283 p. (In Russ.).

3. Loza A.V. Reducing the accidents at steel casting at CCM. *Stal'*. 2015, no. 8, pp. 21–24. (In Russ.).

4. Loza A.V., Chigarev V.V., Rassokhin D.A., Shishkin V.V. Research of deformations in final slabs at continuous casting of steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2015, no. 3, vol. 58, pp. 197–202. (In Russ.).

5. *Marochnik stalei i splavov* [Database of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 639 p. (In Russ.).

6. Zaitsev A. I., Leites A.V., Liberman A.L. Physico-chemical basis of a new control method of heat transfer from the ingot to the mold. *Stal'*. 2003, no. 3, pp. 70–74. (In Russ.).

7. Dozhdikov V. I., Emel'yanov V.A., Evteev D.P. Heat transfer in the mold of CCM at variable drawing speed. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1984, no. 4, pp. 104–106. (In Russ.).

8. Dozhdikov V.I., Khokhlov V.I. Experimental study of heat transfer in the mold of vertical CCM. In: *Nepreryvnoe lit'e stali: Temat. otrasl. sb.* [Continuous casting of steel: Thematic industrial coll.], no. 7. Moscow: Metallurgiya, 1981, pp. 83–85. (In Russ.).

9. Vasilevskii P.F. *Tekhnologiya stal'nogo lit'ya* [Steel casting technology]. Moscow: Mashinostroenie, 2010, 256 p. (In Russ.).

10. Saubanov M.N., Kuz'minova N.M., Fokin V.I. Increasing hydro density of hull steel castings at pressure 21 and 35 Mpa. *Tekhnologiya metallov*. 2001, no. 1, pp. 6–7. (In Russ.).

11. Golubtsov V.A., Voronin A.A., Tetyueva T.V., Roshchin V.E., Usmanov R.G. Origin of nonmetallic inclusions and ways of alleviating their contamination of steel. *Metallurgist*. 2005, vol. 49, no. 3–4, pp. 149–155.

12. Huang C. Some problems of detecting clay content in casting raw sand. *Foundry technology*. 2014, vol. 35, no. 1, pp. 201–202.

13. Pisarenko G.S., Agaev V.A Kvitka A.L. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. Kiev: Vishcha shkola, 1986, 768 p. (In Russ.).

14. Pekel'nyi N.I., Dibir A.G. *Raschet na prochnost' pri deistvii povtorno-peremennykh nagruzok* [Calculation of strength at re-variable loads action]. Kharkiv: KhAI, 2004, 76 p. (In Russ.).

15. Gulakov S.V., Nosovskii B.I. *Naplavka rabochego sloya s reglamentirovannym raspredeleniem svoistv* [Surfacing the working layer with regulated distribution properties]. Mariupol: PGTU, 2005, 170 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.V. Loza**,** *Senior Lecturer of the Chair «Theoretical and Applied Mechanics»* (loza_a_v@pstu.edu)

V.V. Chigarev**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair «Metallurgy and Welding Technology»* (chigarew07@rambler.ru)

D.A. Rassokhin**,** *Postgraduate of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants"*

V.V. Shishkin**,** *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair «Theoretical and Applied Mechanics»*

Received May 19, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 787 – 792.
© 2016. *Лопатенко А.Д., Орехов Д.М., Семин А.Е.*

УДК 669.187.25

АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБНОЙ СТАЛИ С ЦЕЛЬЮ РАЗРАБОТКИ ПРЕДЛОЖЕНИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ГОТОВОЙ ПРОДУКЦИИ

***Лопатенко А.Д.*[1],** *аспирант кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»* (salat1313@yandex.ru)
***Орехов Д.М.*[2],** *начальник технического отдела* (orehov_dm@vsw.ru)
***Семин А.Е.*[1],** *д.т.н., профессор кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»* (asemin2007@yandex.ru)

[1] **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)
[2] **АО «ОМК», филиал АО «ОМК-Сталь» (Литейно-прокатный комплекс)**
(607060, Россия, Нижегородская обл., Выксунский район, Проммикрорайон-7, ЛПК)

Аннотация. Проведен анализ заводских плавок трубной стали класса прочности К52 в условиях филиала АО «ОМК-Сталь» на Литейно-прокатном комплексе. В качестве исходной информации приняты данные по массиву, состоящему из 30 плавок. Анализируемая технологическая схема включает подготовку и выпуск полупродукта из дуговой сталеплавильной печи, обработку металла на установке ковш-печь и вакуумирование с учетом микролегирования и модифицирования, а также горячую прокатку полос с последующей резкой на лист и штрипс. Показаны основные причины, влияющие на качество стали. Отмечено, что основной причиной брака исследуемой марки стали могут быть хрупкие и недеформируемые силикатные неметаллические включения. Предложены рекомендации для изменения технологического процесса, позволяющие снизить содержание силикатных неметаллических включений.

Ключевые слова: Литейно-прокатный комплекс, трубная сталь, класс прочности, технологическая схема, качество стали, хрупкие силикатные неметаллические включения, недеформируемые силикатные неметаллические включения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-787-792

Нефть и нефтепродукты обеспечивают около трети топливно-энергетических потребностей страны и являются одним из главных источников валютных поступлений. Поэтому состояние нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей отраслей в значительной мере определяет и состояние экономики России в целом [1].

Для магистральных газо- и нефтепроводов, нефтепродуктопроводов и подводных трубопроводов используют электросварные прямошовные (одно- и двухшовные) трубы диаметром от 508 до 1420 мм с толщиной стенки от 7 до 48 мм. Эти трубы изготавливают из стали классов прочности от К38 до К65 на рабочем давлении до 250 атм методом формовки и автоматической сварки под слоем флюса. С повышением класса прочности возрастает временное сопротивление разрыву, увеличивается предел текучести, при этом уменьшается относительное удлинение. В табл. 1 представлены вышеперечисленные показатели и их значения, предъявляемые к основным маркам трубного металла.

В условиях филиала АО «ОМК-Сталь» на Литейно-прокатном комплексе (ЛПК) освоено производство проката для труб классов прочности К52-К60 для строительства газопроводов в северной климатической зоне с температурой эксплуатации до минус 60 °С, промысловых трубопроводов повышенной коррозионной стойкости и хладностойкости, трубопроводов для транспортировки нефтегазопродуктов с повышенным содержанием сероводорода. На эксплуатационные свойства готовой продукции оказывает влияние ряд факторов, таких как химический состав в довольно узких пределах, содержание примесей (P, S, N, H), содержание неметаллических включений разного состава, размера и природы образования.

Перед филиалом АО «ОМК-СТАЛЬ» (ЛПК) в городе Выкса стоит ряд проблем, основными из которых являются уменьшение брака, повышение служебных свойств продукции, а также увеличение выхода годного.

В данной работе представлен анализ массива промышленных плавок, металл которых не отвечал требованиям конечной продукции. В качестве основной марки стали была выбрана К52. Большое количество плавок было забраковано по такому параметру, как балл хрупких и недеформируемых силикатных неметаллических включений.

Нормы загрязненности стали неметаллическими включениями представлены в табл. 2.1 и 2.2 (ГОСТ 1778-70).

Соответствия между классом прочности стали и уровнем надежности представлены в табл. 3 (трубы сварные большого диаметра (530 – 1420 мм) для газопроводов. Технические условия).

Таблица 1

Механические свойства основного металла труб (ГОСТ Р 52079-2003)

Table 1. **Mechanical properties of base metal of pipes (GOST R 52079-2003)**

Класс прочности	Временное сопротивление разрыву, $\sigma_в$, Н/мм^2	Предел текучести, $\sigma_т$, Н/мм^2	Относительное удлинение, δ_5, %
	не менее		
К34	335	205	24
К38	375	235	22
К42	410	245	21
К48	471	265	21
К50	490	345	20
К52	510	355	20
К54	530	380	20
К55	540	390	20
К56	550	410	20

Хрупкие и недеформируемые неметаллические включения могут образовываться на всех стадиях производства стали. Наиболее актуальное время образования указанных неметаллических включений – начиная от выпуска полупродукта из печи в ковш до разливки металла на установке непрерывной разливки стали.

В качестве основной методики, позволяющей оценить основные причины брака готовой продукции, принята диаграмма Парето.

Диаграмма Парето – это инструмент, позволяющий распределить усилия для разрешения возникающих проблем и выявить основные причины, с которых нужно начинать действовать [2]. Метод анализа Парето заключается в классификации проблем качества на немногочисленные, но существенно важные, и многочисленные, но несущественные.

Для построения диаграммы Парето был взят весь массив плавок за январь 2013 г. стали К-52 (информация о производстве стали К52 предоставлена техническим отделом филиала АО «ОМК-Сталь», г. Выкса.), который включает в себя 30 плавок. Для анализа был

Таблица 2.1

Нормы загрязненности стали неметаллическими включениями (уровни надежности труб – I, II)

Table 2.1. **Standards of steel pollution with non-metallic inclusions (pipe reliability level – I, II)**

Тип включений		Место вырезки образца			
		вне осевой зоны, не более		в осевой зоне, не более	
		по среднему баллу	по максимальному баллу	по среднему баллу	по максимальному баллу
Сульфиды (С)		2,5	4,0	3,0	4,0
Оксиды	строчечные (ОС)	2,5	4,0	3,0	4,0
	точечные (ОТ)	2,5	4,0	3,0	4,0
Силикаты	хрупкие (СХ)	2,5	4,0	3,0	4,0
	пластичные (СП)	2,5	4,0	3,0	4,0
	недеформируемые (СН)	2,5	4,0	3,0	4,0

Таблица 2.2

Нормы загрязненности стали неметаллическими включениями (уровень надежности труб – III)

Table 2.2. **Standards of steel pollution with non-metallic inclusions (pipe reliability level – III)**

Тип включений		Место вырезки образца			
		вне осевой зоны, не более		в осевой зоне, не более	
		по среднему баллу	по максимальному баллу	по среднему баллу	по максимальному баллу
Сульфиды (С)		1,0	1,5	3,0	3,5
Оксиды	строчечные (ОС)	2,0	2,5	3,0	3,5
	точечные (ОТ)	2,0	2,5	3,0	3,5
Силикаты	хрупкие (СХ)	2,0	2,5	3,0	3,5
	пластичные (СП)	2,0	2,5	3,0	3,5
	недеформируемые (СН)	2,5	3,0	3,0	3,5

Таблица 3

Классы прочности трубных сталей и надежности труб

Table 3. **Pipe steel strength grades and reliability categories**

Класс прочности	Уровень надежности		
	I	II	III
К 52	+	+	
К 55	+	+	
К 56	+	+	+
К 60		+	+

взяты любые дефекты, из-за которых плавка была забракована. Данные для построения диаграммы Парето приведены в табл. 4.

В табл. 5 представлены требования по необходимой ударной вязкости основного металла и металла шва на образцах KCV и требования по количеству вязкой составляющей основного металла для труб уровней надежности I и II (трубы сварные большого диаметра (530 – 1420 мм) для газопроводов. Технические условия).

Используя данные, приведенные в табл. 4, построена диаграмма Парето (рис. 1).

Правило 80/20 показывает наиболее важные, существенные проблемы, которые могли бы быть причинами дефектов. Относительный процент основных причин дефектов в общем объеме причин обычно составляет 80 %. Технологические приемы, направленные на устранение этих причин, имеют наибольшую эффективность. Оставшиеся 20 % причин, приводящих к дефектам, наименее значимые [2].

Как видно из результатов, представленных на диаграмме Парето, восемь из девяти забракованных плавок имели дефект, связанный с превышением балла по хрупким и недеформируемым силикатным неметаллическим включениям, т. е. эти включения явились при-

Таблица 4

Данные для построения диаграммы Парето

Table 4. **Pareto chart plotting data**

Тип дефекта	Число дефектов	Накопленная сумма дефектов	Процент числа дефектов по каждому признаку в общей сумме	Накопленный процент
Количество вязкой составляющей при $t = -20$ °С	1	1	11	11
Силикаты недеформирующиеся (баллы, превышающие допустимое значение)	2	3	22	33
Силикаты хрупкие (баллы, превышающие допустимое значение)	6	9	67	100
Итого	9	–	100	–

Таблица 5

Требования по ударной вязкости основного металла и металла шва на образцах KCV и количеству вязкой составляющей основного металла для труб уровней надежности I и II

Table 5. **Requirements for the toughness of the base metal and weld metal on KCV specimens and for quantity of the viscous component of the base metal for pipes of reliability levels I and II**

Наружный диаметр труб, мм	Ударная вязкость металла труб на образцах KCV при температуре –40 °С, Дж/см^2				Количество вязкой составляющей в изломе образца при испытании падающим грузом основного металла при температуре –20 °С, %	
	основной металл		металл шва			
	I	II	I	II	I	II
	не менее					
От 530 до 720	30	40	30	30	50	60
От 720 до 1020	40	50	35	35	50	60
1020	55	60	35	40	65	70
1220	70	80	35	40	75	80
1420	105	110	35	40	85	85

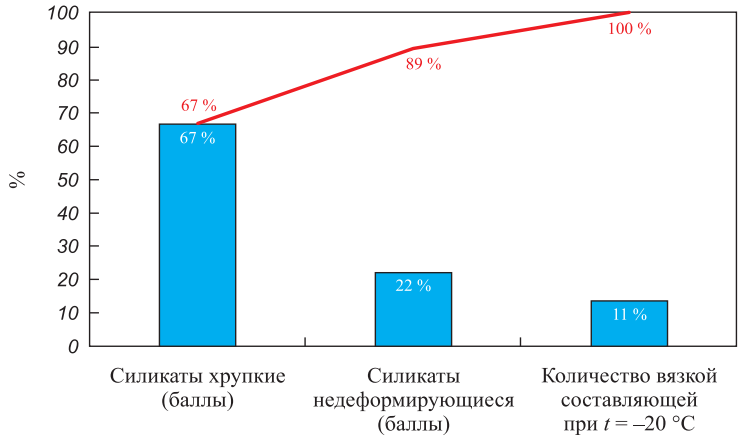


Рис. 1. Диаграмма Парето:
– воздействие; – суммарное воздействие

Fig. 1. Pareto chart:
– effect; – cumulative effect

чиной 89 % брака в исследуемом массиве плавок. Это подтверждает обоснованность необходимости анализа влияния указанных неметаллических включений на качество готовой стали.

Для анализа взаимосвязи технологических приемов электроплавки стали и обнаруженных дефектов проведена обработка массива плавок стали класса прочности К52. При анализе плавок основное внимание сосредоточено на таких технологических приемах, как выпуск металла из печи в ковш, влияние степени отсечения печного шлака, температура и качество рабочей футеровки разливочного ковша, последовательность присадки шлакообразующих материалов и раскислителей в ковш с металлом, интенсивность перемешивания металла инертным газом, модифицирование металла. Эти параметры оказывают влияние на степень рафинирования от неметаллических включений, степень десульфурации, возможность рефосфорации и показатели рафинирования в вакууме. Особо следует отметить необходимость защиты металла от вторичного окисления на стадии выпуска металла в промежуточный ковш и из промежуточного ковша в кристаллизатор.

На объективность результатов анализа могли оказать влияние следующие причины: недостаточная частота и малая продолжительность кампаний плавок, неполный химический состав шлаков, количество сопутствующего печного шлака на выпуске, попадающего в ковш, и ряд других.

Оценим наиболее значимые факторы, влияющие на образование силикатных неметаллических включений.

Технологическая схема производства стали в условиях филиала АО «ОМК-Сталь» показана на рис. 2.

Наиболее детально рассмотрим стадии выплавки полупродукта, обработки на установке ковш–печь, вакуумирования и разливки.

На стадии выплавки основным моментом является контроль отсечения печного шлака при выпуске. Печной шлак имеет высокое содержание FeO (на отдельных плавках может достигать 40 %). Несмотря на то, что далее печной шлак разбавляется твердыми шлаковыми смесями, уровень оксидов железа в шлаке может оставаться довольно высоким и достигать 1,0 – 1,5 %.

Попадание в ковш печного шлака ведет к ухудшению протекания процесса десульфурации [3], уменьшению коэффициента усвоения легирующих [4 – 5] и образованию большого количества неметаллических включений [5].

Авторы работы [6] приводят зависимость степени десульфурации от суммарного содержания FeO + MnO в шлаке при внепечной обработке. Из этой зависимости

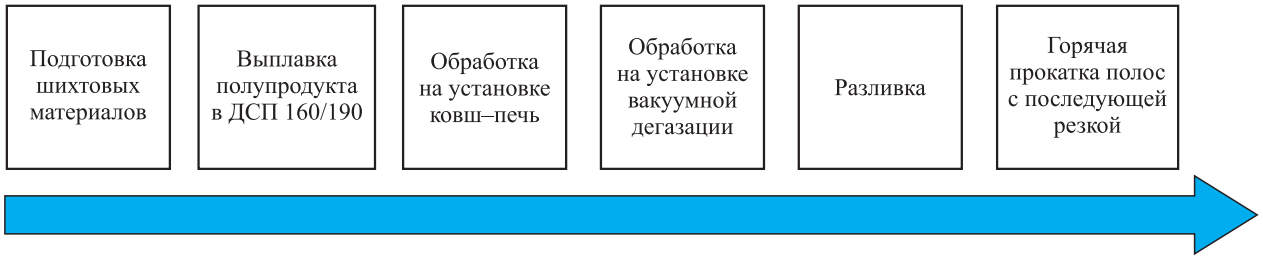


Рис. 2. Технологическая схема производства стали в условиях ЛПК

Fig. 2. Manufacturing scheme of steelmaking in OMK Casting and Rolling Complex

видно, что чем выше содержание FeO + MnO в шлаке при внепечной обработке, тем меньше степень десульфурации.

В работах [7 – 10] описаны варианты, позволяющие минимизировать попадание печного шлака в сталеразливочный ковш. Однако самым простым можно считать оставление большего количества металла в печи, возможно до 15 – 20 %.

На установке ковш–печь проводится «доводка» металла по химическому составу, подогрев до необходимой температуры перед отдачей ковша на установку VD с запасом по температуре для разливки, процесс рафинирования и усреднение химического состава [11].

На образование неметаллических включений влияет содержание кислорода в металле [5], вид раскислителя. Принимая, что металл раскислен до необходимого уровня, важен контроль поступления кислорода извне. Это достигается ранним формированием шлака с пониженной окисленностью в ковше. При этом необходимо перемешивание металла аргоном. Это позволяет повысить степень десульфурации, способствует увеличению скорости всплывания неметаллических включений, более полному усреднению металла по химическому составу и температуре. Однако интенсивность подачи аргона не должна существенно оголять металл, чтобы исключить вторичное окисление и попадание газов из воздуха [12]. В реальных условиях контроль за расходом аргона происходит, как правило, визуально, при этом опыт сталевара, а не технологически обоснованный расход решает «судьбу» плавки.

При эксплуатации циклически нагружаемых изделий в них возникают контактно-усталостные дефекты вследствие высоких нагрузок, приводящие к разрушению. Одной из важнейших причин зарождения усталостных трещин, как правило, являются недеформируемые высокоглиноземистые неметаллические включения [13, 14]. Поэтому существенное влияние на качество стали оказывает микролегирование и модифицирование металла.

Под микролегированием понимают введение (чаще всего совмещаемое с раскислением и дегазацией сплава) отдельных элементов или их соединений, остаточное содержание которых не превышает 0,1 % [15]. При этом микролегирование оказывает значительное влияние на процессы, протекающие в твердой фазе (фазовый состав сплавов, размер вторичного аустенитного зерна, строение и чистоту границ и приграничных зон) и, как следствие, на свойства металла.

Применение микродобавок позволяет получить необходимое качество и свойства металла, экономя на доли ферросплавов, используя небольшие количества таких металлов, как ниобий, церий, барий или бор. Данные микродобавки имеют весьма высокое сродство к таким примесям, как сера, кислород, азот и др. В связи с этим перед использованием указанных микродобавок металлический расплав должен быть очищен от вышеперечисленных примесей. Роль микродобавок может проявляться как при нахождении их в свободном (не связанном) виде, так и в виде соединений, наиболее предпочтительных, чем традиционные силикатные, глиноземистые и другие неметаллические включения.

Так, например, модифицирование щелочноземельным элементом – кальцием позволяет, во-первых, изменить форму неметаллических включений, переводя ее из «опасной» в более благоприятную, глобулярную, исключающую образование микротрещин в металле, во-вторых, очистить границы зерен от карбонитридов и тем самым повысить механические характеристики металла.

Включение во внепечную обработку операции модифицирования металла простейшей композиции в виде силикокальция позволяет существенно снизить загрязненность металла неметаллическими включениями, повысить уровень механических характеристик. Присадка легкоокисляющихся сплавов, какими, как правило, являются модификаторы, наиболее удачна, если она осуществляется путем подачи проволоки, начиненной реагентом, а не подачей кусков силикокальция непосредственно в ковш в ходе выпуска металла из печи [16].

На предприятии проводились опытные плавки с использованием бария (BA16CA25SI40 – барийсодержащая проволока). В результате данного мероприятия было значительно уменьшено содержание хрупких и недеформируемых силикатов по сравнение с использованием силикокальция, а на некоторых плавках балл данных включений был зафиксирован в пределах от 0 до 0,5.

Использование полученных данных дает возможность воздействовать на процесс выплавки, а управляя процессом с учетом вышеперечисленных рекомендаций возможно кардинальное уменьшение содержания неметаллических включений в готовом металле. Это может быть обеспечено за счет тщательного соблюдения технологических режимов на всех стадиях производства стали, включая полноту рафинирования, последовательность и количество вводимых добавок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багров Н.М., Трофимов Г.А., Андреев В.В. Основы отраслевых технологий: Учеб. пособие. – СПб.: Изд-во СПбГУЭФ, 2006. – 251 с.
2. Бронникова Т.С., Разу М.Л. Управление проектом. Основы проектного управления: Учебник. – М.: КноРус, 2010. – 768 с.
3. Машиностроение. Энциклопедия. Т. IV – V. Машины и агрегаты металлургического производства. Раздел IV. Расчет и конструирование машин. Изд. 2. – М.: Машиностроение, 2004. С. 271.
4. Лузгин В.П., Явойский В.И. Газы в стали и качество металла. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
5. Шнееров Я.А., Чуйко А.Н., Огрызкин Е.М. и др. Повышение качества стали массового назначения путем продувки в ковше нейтральными газами // Сталь. 1975. № 8. С. 695 – 698.
6. Смирнов Н.А., Кудрин В.А. Рафинирование стали продувкой порошками в печи и ковше. – М.: Металлургия, 1986. – 168 с.
7. Carrier B., Tinnes B. The Metacon-tapholeslidegatevalk, a reliable and economical equipment for slag-free tapping of electric arc furnaces // Fachberichte Huttenpraxis Metallweiterverarbeitung. 1987. Vol. 25. No. 10. P. 931 – 936.

8. Price Zauren E. Bottoms Up takes on a whole new meaning // 33 Metal Prod. 1987. Vol. 25. No. 1. P. 20 – 23.

9. Арзамасцев Е.И., Яровиков В.П., Вдовин С.В. и др. Отсечка печного шлака при выпуске стали из двухванной печи // Сталь. 1988. № 3. С. 25 – 28.

10. Рафинирование металлов синтетическими шлаками / С.Г. Воинов, А.Г. Шалимов, Л.Ф. Косой и др. – М.: Металлургия, 1964. – 279 с.

11. Смирнов А.Н., Ошовская Е.В., Салмаш И.Н. и др. Некоторые вопросы оценки интенсивности перемешивания при продувке металла в ковше инертным газом // Металл и литье. № 3 – 4. 2007. С. 44 – 49.

12. Кудрин В.А. Внепечная обработка стали и чугуна. – М.: МИСиС, 1992. – 337 с.

13. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. – М.: Техника, 1976. – 128 с.

14. Металлургия стали / В.И. Явойский, Ю.В. Кряковский, В.П. Григорьев и др. – М.: Металлургия, 1983. – 583 с.

15. Леках С.Н., Бестужев Н.И. Внепечная обработка высококачественных чугунов в машиностроении. – М.: Наука и техника, 1992. – 269 с.

16. Голубов В.А., Мизин В.Г., Кадарметов А.Х. Повышение качества стали с использованием способов микролегирования, модифицирования и инокулирования. Черная металлургия. Бюл. инта «Черметинформация». 1990. № 2. С. 19 – 23.

Поступила 7 июня 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 787–792.

ANALYSIS OF THE TECHNOLOGICAL SCHEME OF PIPE STEEL PRODUCTION TO DEVELOP THE PROPOSALS FOR IMPROVING THE FINISHED PRODUCTS QUALITY

***A.D. Lopatenko*[1], *D.M. Orekhov*[2], *A.E. Semin*[1]**

[1] National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

[2] United Metallurgical Company (OMK) (Casting and Rolling Complex), Vyksa, Nizhny Novgorod Region, Russia

Abstract. The study reviews an analysis of factory melting of K52 strength grade pipe steel in Casting and Rolling Complex (the branch of OMK) which demonstrates steel quality influence factors. As a basis, the authors have taken data set of 30 melting. Analyzed manufacturing scheme includes setting and tapping in an arc furnace, metal production in a ladle furnace and steel degassing adjusted microalloying, ladle inoculation and also hot-rolling with subsequent sheet-shearing and strip-shearing. It is significant that reject key factors perhaps are fragile and rigid silicate non-metallic inclusions. This study also contains recommendations of reducing silicate non-metallic inclusions content for changes in technological process.

Keywords: casting and rolling complex, pipe steel, strength grade, manufacturing scheme, steel quality, fragile silicate non-metallic inclusions, rigid silicate non-metallic inclusions.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-787-792

REFERENCES

1. Bagrov N.M., Trofimov G.A., Andreev V.V. *Osnovy otraslevykh tekhnologii: Uchebnoe posobie* [Fundamentals of industrial technologies: Textbook]. St. Petersburg: Izd-vo SPbGUEF, 2006, 251 p. (In Russ.).

2. Bronnikova T.S., Razu M.L. *Upravlenie proektom. Osnovy proektnogo upravleniya: uchebnik* [Project management. Fundamentals of Project Management: textbook]. Moscow: KnoRus, 2010, 768 p. (In Russ.).

3. *Mashinostroenie. Entsiklopediya. Tom IV-V. Mashiny i agregaty metallurgicheskogo proizvodstva. Razdel IV. Raschet i konstruirovanie mashin* [Engineering Encyclopedia. Vol. IV-V. Machines and equipment of metallurgical production. Section IV. Calculation and design of machines]. 2nd edition. Moscow: Mashinostroenie, 2004, p. 271. (In Russ.).

4. Luzgin V.P., Yavoiskii V.I. *Gazy v stali i kachestvo metalla* [Gases in steel and metal quality]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 256 p. (In Russ.).

5. Shneerov Ya.A., Chuiko A.N., Ogryzkin E.M., Ustimenko M.A., Miroshnichenko G.P. Improving the quality of tonnage steel by the injection of neutral gases in the ladle. *Steel USSR*. 1975, vol. 5, no. 8, pp. 426–428.

6. Smirnov N.A., Kudrin V.A. *Rafinirovanie stali produvkoi poroshkami v pechi i kovshe* [Steel refining by powders blowing in furnace and ladle]. Moscow: Metallurgiya, 1986, p. 168. (In Russ.).

7. Carrier B., Tinnes B. The Metacon-taphole slidegate valk,a reliable and economical equipment for slag-free tapping of electric arc furnaces. *Fachberichte Huttenpraxis Metallweiterverarbeitung*. 1987, vol. 25, no. 10, pp. 931–936.

8. Price Zauren E.Bottoms Up takes on a whole new meaning. *33 Metal Prod*. 1987, vol. 25, no. 1, pp. 20–23.

9. Arzamastsev E.I., Yarovikov V.P., Vdovin S.V. etc. Cutoff of furnace slag during steel production in a double-bath furnace. *Stal'*. 1988, no. 3, pp. 25–28. (In Russ.).

10. Voinov S.G., Shalimov A.G., Kosoi L.F. etc. *Rafinirovanie metallov sinteticheskimi shlakami* [Refining of metals by synthetic slags]. Moscow: Metallurgiya, 1964, 279 p. (In Russ.).

11. Smirnov A.N., Oshovskaya E.V., Salmash I.N., Safonov V.M., Pismarev K.E. Some questions of assess the intensity of mixing at metal blowing with inert gas in the ladle. *Metall i lit'e*. no. 3–4, 2007, pp. 44–49. (In Russ.).

12. Kudrin V.A. *Vnepechnaya obrabotka stali i chuguna* [Ladle treatment of steel and iron]. Moscow: MISiS, 1992, 337 p. (In Russ.).

13. Kuslitskii A.B. *Nemetallicheskie vklyucheniya i ustalost' stali* [Nonmetallic inclusions and the fatigue of steel]. Moscow: Tekhnika, 1976, 128 p. (In Russ.).

14. Yavoiskii V.I., Kryakovskii Yu.V., Grigor'ev V.P. etc. *Metallurgiya stali* [Steel metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 583 p. (In Russ.).

15. Lekakh S.N., Bestuzhev N.I. *Vnepechnaya obrabotka vysokokachestvennykh chugunov v mashinostroenii* [Ladle treatment of high-quality cast iron in engineering]. Moscow: Nauka i tekhnika, 1992, 269 p. (In Russ.).

16. Golubov V.A., Mizin V.G., Kadarmetov A.Kh.. Improving the quality of steel using methods of microalloying, modification and inoculation. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 1990, no. 2, pp. 19–23. (In Russ.).

Information about the authors:

A.D. Lopatenko, *Postraduate of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"* (salat1313@yandex.ru)

D.M. Orekhov, *Head of Technical Division* (orehov_dm@vsw.ru)

A.E. Semin, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"* (asemin2007@yandex.ru)

Received June 7, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 793 – 798.
© 2016. *Шинкин В.Н.*

УДК 621.771.23:621.982:669.14-415

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ГЕОМЕТРИИ СТАЛЬНОГО ЛИСТА ПРИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПРАВКЕ НА СЕМИРОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н., *д.ф.-м.н., профессор кафедры физики* (shinkin-korolev@yandex.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Предложен математический метод определения оптимальных технологических параметров предварительной холодной правки стального листа на семироликовой листоправильной машине. Расчеты позволяют определить вид и кривизну нейтральной плоскости стального листа при и после правки в зависимости от радиуса рабочих роликов, шага между роликами листоправильной машины, величины обжатия листа верхними роликами, толщины листа, а также модуля Юнга, предела текучести и модуля упрочнения металла листа. Результаты исследований могут быть использованы на металлургических заводах при производстве широкого листа и толстостенных труб для магистральных трубопроводов.

Ключевые слова: стальной лист, листоправильные машины, кривизна листа, коэффициент пружинения, упругопластическая непрерывная среда.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-793-798

После горячей прокатки [1 – 16] стальные листы деформируются при охлаждении из-за остаточных напряжений и часто имеют поверхностные дефекты в холодном состоянии (например, коробоватость, волнистость, серповидность и т. д.). Поэтому стальные листы правят в многороликовых листоправильных машинах до изготовления металлических изделий, в том числе труб [3 – 7]. Классификация дефектов формы стального листа, ленты и рулона приведена в ГОСТ 21014-88.

Процесс правки листа в многороликовых правильных машинах является обязательной (необходимой) операцией технологических процессов в металлургическом и машиностроительном производстве. Правка листа широко используется крупнейшими российскими металлургическими заводами и компаниями (АО «Объединенная металлургическая компания», ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ПАО «Челябинский металлургический комбинат», ПАО «Северсталь» и т. д.) и за рубежом (США, Германия, Китай, Индия и т. д.) [1, 2, 8 – 16].

Широкий стальной лист в основном предназначен для изготовления толстостенных труб большого диаметра, используемых для строительства магистральных нефте- и газопроводов, но может быть также использован в судостроении, машиностроении, атомной энергетике, автомобилестроении, промышленном, гражданском строительстве и других металлоемких отраслях промышленности.

В настоящее время в России существуют три широкополосных прокатных стана 5000 (МКС-5000) для производства широкого толстого стального листа для труб большого диаметра (1020 – 1420 мм) – Выксунский, Магнитогорский и Колпинский (Санкт-Петербург).

Для получения хорошей плоскостности стального листа комплекс МКС-5000 оборудован тремя листоправильными машинами, способными править листы с пределом текучести металла до 1200 Н/мм^2 за один проход.

При расчетах мощности электродвигателей приводов многороликовых листоправильных машин (число рабочих роликов $n \geq 11$) в их основу часто закладываются очень грубые предположения о величине изгибающих моментов в точках касания листа с роликами [1, 2]. Постулируется, что эти моменты равны нулю на крайних роликах. Моменты на втором, третьем и четвертом роликах равны моменту при чисто пластическом изгибе листа. Моменты на $n - 3$, $n - 2$ и $n - 1$ роликах равны моменту при чисто упругом изгибе листа, а на оставшихся средних ($n - 8$) роликах ($i = 5, \ldots, n - 4$) моменты равны полусумме моментов при чисто упругом и чисто пластическом изгибе листа. В действительности эти предположения неверны, так как изгибающие моменты на внутренних роликах меняются от ролика к ролику по нелинейному закону. Однако эти методы при большом числе роликов ($n \geq 11$) дают удовлетворительную точность при оценке энергосиловых параметров машины, но не дают кривизну и форму листа после правки. При небольшом числе роликов ($n \leq 9$) применять вышеуказанный подход не рекомендуется.

Мощность электродвигателей приводов листоправильных машин, поставляемых на металлургические заводы, задана сверху производителем в технической документации. Поэтому главной задачей технологии правки стального листа является вычисление оптимальных обжатий стальной заготовки рабочими роли-

ками листоправильных машин таким образом, чтобы лист на выходе из машины имел минимальные остаточные напряжения и кривизну.

При правке на многороликовых машинах стальной лист считается тонким при толщине менее 3,9 мм и толстым при толщине ≥ 4,0 мм.

Листоправильные многороликовые машины условно можно разделить на машины предварительной правки листа (от 5 до 7 рабочих роликов), машины правки толстого стального листа (от 8 до 13 рабочих роликов) и машины правки толстого стального листа (≥ 14 рабочих роликов). Обычно толстый стальной лист сначала правят на машине предварительной правки, а затем на машине для правки толстого листа. Высокая плоскостность тонкого стального листа достигается при последовательной правке на всех трех типах машин.

Данная работа посвящена предварительной правке стального листа на примере полностью гидравлической семироликовой правильной машины (рис. 1).

Машина предназначена для холодной правки листа шириной 1500 – 4850 мм, толщиной 7 – 50 мм, длинной до 40 м, с пределом текучести металла до 1000 МПа при температуре листа до 150 °С. Максимальное усилие правки 4000 т позволяет править высокопрочные стальные листы. Система управления и настройки машины обеспечивают возможность правки листа в реверсивном (обратном) режиме.

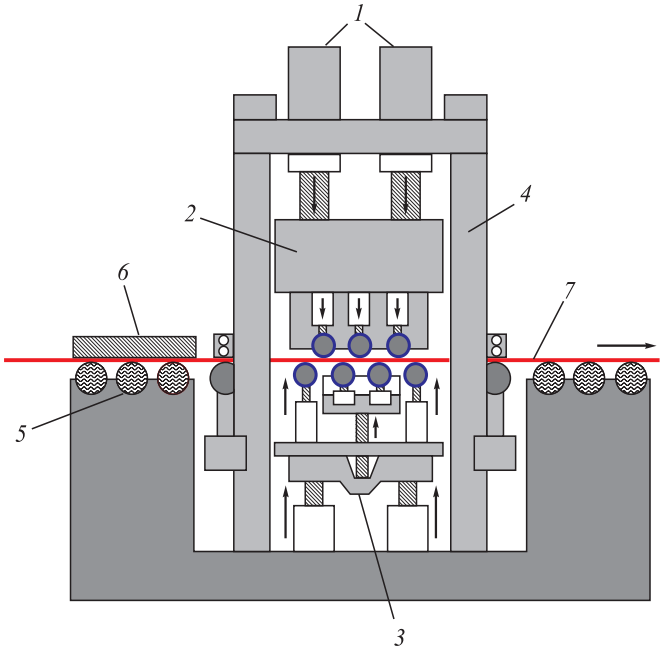


Рис. 1. Схема расположения основных узлов семироликовой листоправильной машины:
1 – главные цилиндры настройки верхней упорной рамы; *2* – верхняя кассета роликов; *3* – нижняя кассета роликов; *4* – станина; *5* – рольганг; *6* – центральные направляющие листа; *7* – стальной лист

Fig. 1. Scheme of main nodes of the seven-roller sheet-straightening machine:
1 – master cylinders of setting for the upper support frame, *2* – upper cassette of rollers, *3* – lower cassette of rollers, *4* – frame, *5* – roll-table, *6* – sheet central guides, *7* – steel sheet

Допуски к стальному листу перед обработкой: предельные отклонения по ширине проката –0/+30 мм; предельные отклонения по толщине ±0,05 мм для диапазона толщин 4,0 – 7,5 мм и ±1 % для диапазона толщин 7,6 – 12,7 мм; серповидность листа не превышает 2 мм на длине 1 м.

Допуски для готового стального листа: при плоскостности исходного листа не более 15 мм/м допуск после правки листа максимально равен 3 мм/м; серповидность после правки листа не ухудшается.

Правка стального листа осуществляется семью приводными рабочими правильными роликами – тремя верхними и четырьмя нижними. Нижние входные и выходные правильные ролики снабжены отдельными системами настройки их вертикального положения с помощью клиновых пар и гидроцилиндров с позиционным управлением.

Раздельное регулирование правильных роликов позволяет вывести отдельные верхние и нижние ролики из процесса правки путем их вертикального перемещения с помощью системы регулирования клиньев. Подобным образом можно уменьшить количество активных правильных роликов, например с 7 до 5, что позволяет увеличить диапазон силовых параметров правки приблизительно на 50 %.

Не ограничивая общности, далее будем считать, что нижние четыре рабочих ролика неподвижны и расположены на одном горизонтальном уровне ($H_1 = H_3 = H_5 = H_7 = 0$ мм), а верхние три рабочих ролика имеют независимые вертикальные перемещения.

Пусть $\Pi_р$ и $\Pi_с$ – модули упрочнения стали при растяжении и сжатии соответственно; E – модуль Юнга; $\sigma_т$ – предел текучести; R – радиус рабочих роликов; φ_i – углы точек касания роликов и стального листа ($i = 1, \ldots, 7$); t – шаг рабочих роликов; $R_0 = R + h/2$, h – толщина листа; $\varepsilon_i = 1/\rho_i$ – кривизна листа в точках касания с роликами, ρ_i – радиус кривизны (рис. 2).

Введем восемь локальных декартовых прямоугольных систем координат $y-z$ в точках касания листа с рабочими роликами. Оси z направим по касательной к поверхности роликов слева направо, а оси y – перпендикулярно к оси z в сторону центров соответствующих роликов. Будем аппроксимировать в этих системах координат нейтральную линию листа (между соседними точками касания листа и роликов) с помощью кубических полиномов вида $y(z) = a z^2 - b z^3$. Обозначим a_i и b_i – коэффициенты кубических полиномов в i-ой системе координат ($i = 1, \ldots, 8$), z_i и y_i – координаты точек касания листа с i-ым роликом в $(i-1)$-ой системе координат.

Математические уравнения для вычисления кривизны листа в точках касания листа с рабочими роликами имеют вид:

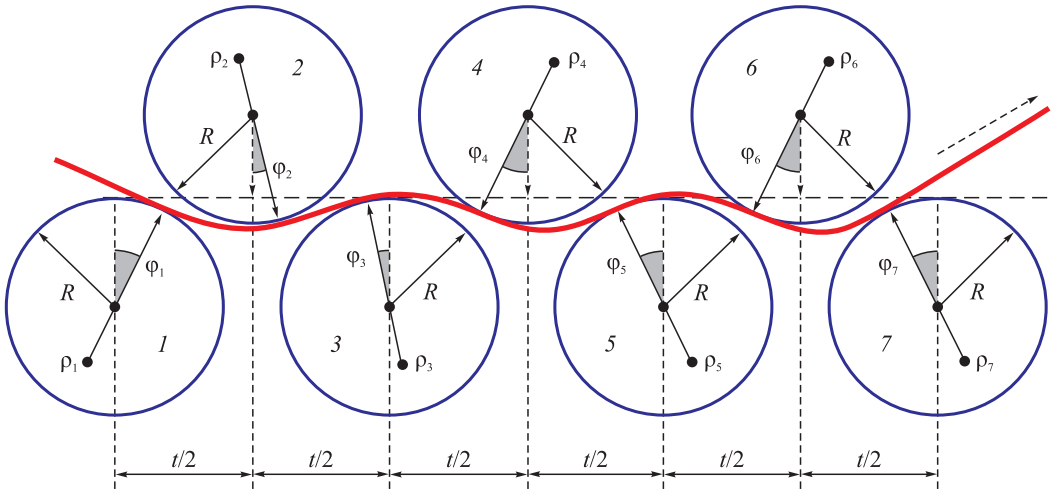


Рис. 2. Схема правки листа между семью рабочими роликами

Fig. 2. Scheme of sheet's flattening between seven working rollers

– первый и второй ролики

$$z_2 = \left(\frac{t}{2} - R_0 \sin\varphi_1 + R_0 \cos\varphi_2\right)\cos\varphi_1 + \\ + \left[H_2 - R_0(1-\cos\varphi_1) - R_0(1-\cos\varphi_2)\right]\sin\varphi_1,$$

$$y_2 = -\left(\frac{t}{2} - R_0 \sin\varphi_1 + R_0 \cos\varphi_2\right)\sin\varphi_1 + \\ + \left[H_2 - R_0(1-\cos\varphi_1) - R_0(1-\cos\varphi_2)\right]\cos\varphi_1,$$

$$a_1 = \frac{3y_2 + \mathrm{tg}(\varphi_1+\varphi_2)z_2}{z_2^2},\ b_1 = \frac{2y_2 + \mathrm{tg}(\varphi_1+\varphi_2)z_2}{z_2^3},$$

$$\varepsilon_{1,2} = 2a_1,\ \rho_{1,2} = \frac{1}{2a_1},$$

$$\varepsilon_{2,1} = \frac{2a_1 - 6b_1 z_2}{\left[1 + \left(2a_1 z_2 - 3b_1 z_2^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{2,1} = \frac{1}{\varepsilon_{2,1}};$$

– второй и третий ролики

$$z_3 = \left(\frac{t}{2} - R_0 \sin\varphi_2 - R_0 \cos\varphi_3\right)\cos\varphi_2 + \\ + \left[H_2 - R_0(1-\cos\varphi_2) - R_0(1-\cos\varphi_3)\right]\sin\varphi_2,$$

$$y_3 = -\left(\frac{t}{2} - R_0 \sin\varphi_2 - R_0 \cos\varphi_3\right)\sin\varphi_2 + \\ + \left[H_2 - R_0(1-\cos\varphi_2) - R_0(1-\cos\varphi_3)\right]\cos\varphi_2,$$

$$a_2 = \frac{3y_3 + \mathrm{tg}(\varphi_2+\varphi_3)z_3}{z_3^2},\ b_2 = \frac{2y_3 + \mathrm{tg}(\varphi_2+\varphi_3)z_3}{z_3^3},$$

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_{2,3} = 2a_2,\ \rho_2 = \rho_{2,3} = \frac{1}{2a_2},$$

$$\varepsilon_{3,2} = \frac{2a_2 - 6b_2 z_3}{\left[1 + \left(2a_2 z_3 - 3b_2 z_3^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{3,2} = \frac{1}{\varepsilon_{3,2}};$$

– третий и четвертый ролики

$$z_4 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_3 - R_0 \cos\varphi_4\right)\cos\varphi_3 - \\ - \left[H_4 - R_0(1-\cos\varphi_3) - R_0(1-\cos\varphi_4)\right]\sin\varphi_3,$$

$$y_4 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_3 - R_0 \cos\varphi_4\right)\sin\varphi_3 + \\ + \left[H_4 - R_0(1-\cos\varphi_3) - R_0(1-\cos\varphi_4)\right]\cos\varphi_3,$$

$$a_3 = \frac{3y_4 - \mathrm{tg}(\varphi_3+\varphi_4)z_4}{z_4^2},\ b_3 = \frac{2y_4 - \mathrm{tg}(\varphi_3+\varphi_4)z_4}{z_4^3},$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_{3,4} = 2a_3,\ \rho_3 = \rho_{3,4} = \frac{1}{2a_3},$$

$$\varepsilon_{4,3} = \frac{2a_3 - 6b_3 z_4}{\left[1 + \left(2a_3 z_4 - 3b_3 z_4^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{4,3} = \frac{1}{\varepsilon_{4,3}};$$

– четвертый и пятый ролики

$$z_5 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_4 - R_0 \cos\varphi_5\right)\cos\varphi_4 - \\ - \left[H_4 - R_0(1-\cos\varphi_4) - R_0(1-\cos\varphi_5)\right]\sin\varphi_4,$$

$$y_5 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_4 - R_0 \cos\varphi_5\right)\sin\varphi_4 + \\ + \left[H_4 - R_0(1-\cos\varphi_4) - R_0(1-\cos\varphi_5)\right]\cos\varphi_4,$$

$$a_4 = \frac{3y_5 - \mathrm{tg}(\varphi_4+\varphi_5)z_5}{z_5^2},\ b_4 = \frac{2y_5 - \mathrm{tg}(\varphi_4+\varphi_5)z_5}{z_5^3},$$

$$\varepsilon_4 = \varepsilon_{4,5} = 2a_4,\ \rho_4 = \rho_{4,5} = \frac{1}{2a_4},$$

$$\varepsilon_{5,4} = \frac{2a_4 - 6b_4 z_5}{\left[1 + \left(2a_4 z_5 - 3b_4 z_5^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{5,4} = \frac{1}{\varepsilon_{5,4}};$$

– пятый и шестой ролики

$$z_6 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_5 - R_0 \cos\varphi_6\right)\cos\varphi_5 -$$
$$-\left[H_6 - R_0(1-\cos\varphi_5) - R_0(1-\cos\varphi_6)\right]\sin\varphi_5,$$
$$y_6 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_5 - R_0 \cos\varphi_6\right)\sin\varphi_5 +$$
$$+\left[H_6 - R_0(1-\cos\varphi_5) - R_0(1-\cos\varphi_6)\right]\cos\varphi_5,$$
$$a_5 = \frac{3y_6 - \mathrm{tg}(\varphi_5+\varphi_6)z_6}{z_6^2},\ b_5 = \frac{2y_6 - \mathrm{tg}(\varphi_5+\varphi_6)z_6}{z_6^3},$$
$$\varepsilon_5 = \varepsilon_{5,6} = 2a_5,\ \rho_5 = \rho_{5,6} = \frac{1}{2a_5},$$
$$\varepsilon_{6,5} = \frac{2a_5 - 6b_5 z_6}{\left[1+\left(2a_5 z_6 - 3b_5 z_6^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{6,5} = \frac{1}{\varepsilon_{6,5}};$$

– шестой и седьмой ролики

$$z_7 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_6 - R_0 \cos\varphi_7\right)\cos\varphi_6 -$$
$$-\left[H_6 - R_0(1-\cos\varphi_6) - R_0(1-\cos\varphi_7)\right]\sin\varphi_6,$$
$$y_7 = \left(\frac{t}{2} + R_0 \sin\varphi_6 - R_0 \cos\varphi_7\right)\sin\varphi_6 +$$
$$+\left[H_6 - R_0(1-\cos\varphi_6) - R_0(1-\cos\varphi_7)\right]\cos\varphi_6,$$
$$a_6 = \frac{3y_7 - \mathrm{tg}(\varphi_6+\varphi_7)z_7}{z_7^2},\ b_6 = \frac{2y_7 - \mathrm{tg}(\varphi_6+\varphi_7)z_7}{z_7^3},$$
$$\varepsilon_6 = \varepsilon_{6,7} = 2a_6,\ \rho_6 = \rho_{6,7} = \frac{1}{2a_6},$$
$$\varepsilon_{7,6} = \frac{2a_6 - 6b_6 z_7}{\left[1+\left(2a_6 z_7 - 3b_6 z_7^2\right)^2\right]^{3/2}},\ \rho_{7,6} = \frac{1}{\varepsilon_{7,6}}.$$

Граничные условия имеют вид:

$$\rho_{1,2} = \rho_1,\ \rho_{2,1} = -\rho_{2,3},\ \rho_{3,2} = -\rho_{3,4},\ \rho_{4,31} = -\rho_{4,5},$$
$$\rho_{5,4} = -\rho_{5,6},\ \rho_{6,5} = -\rho_{6,7},\ \rho_7 = \rho_{7,6} = \beta(\rho_{6,7})\rho_{6,7},$$

где коэффициент пружинения листа равен [8 – 10]

$$\beta(\rho) = \frac{1}{\left(1 - \dfrac{\Pi_\text{р} + \Pi_\text{с}}{2E}\right)\left(1 - 2\dfrac{\rho\sigma_\text{т}}{hE}\right)^2\left(1 + \dfrac{\rho\sigma_\text{т}}{hE}\right)}.$$

Численные расчеты (первый случай) для прогиба и кривизны стального листа в семироликовой правильной машине при $E = 2\cdot10^{11}$ Па, $R = 125$ мм, $\sigma_\text{т} = 500\cdot10^6$ Па, $h = 10$ мм, $t = 270$ мм, $\rho_1 = -1$ м, $H_2 = 12$ мм, $H_4 = 6$ мм и $H_6 = 1$ мм показаны на рис. 3, 4.

При правильном подборе обжатий листа роликами и не очень большой начальной кривизне стальные листы при правке быстро «забывают» о своей первоначальной кривизне и после четвертого ролика кривизна всех листов становится практически одинаковой. Для этого величина обжатия листа первыми четырьмя роликами должна достигнуть оптимального значения, а доля пластической деформации по толщине листа должна составлять от 67 до 80 %. После четвертого ролика обжатия стального листа подбираются так, чтобы свести кривизну листа на седьмом ролике практически к нулю.

Результаты расчетов при $E = 2\cdot10^{11}$ Па, $R = 125$ мм, $\sigma_\text{т} = 500\cdot10^6$ Па, $h = 10$ мм, $t = 270$ мм, $H_2 = 12$ мм, $H_4 = 6$ мм, $H_6 = 1$ мм и различных значениях радиуса начальной кривизны листа на первом ролике ρ_1 приведены в таблице.

Особого внимания требует правка толстых высокопрочных стальных листов, для которых отношение предела текучести к пределу прочности превышает 85 – 90 %. В этом случае металл листа становится более «хрупким», при его правке сложнее попасть в зону оптимальных значений пластических деформаций и легко приблизиться к пределу прочности металла на поверхности стального листа, что в свою очередь может вызвать появление нежелательных дефектов металла.

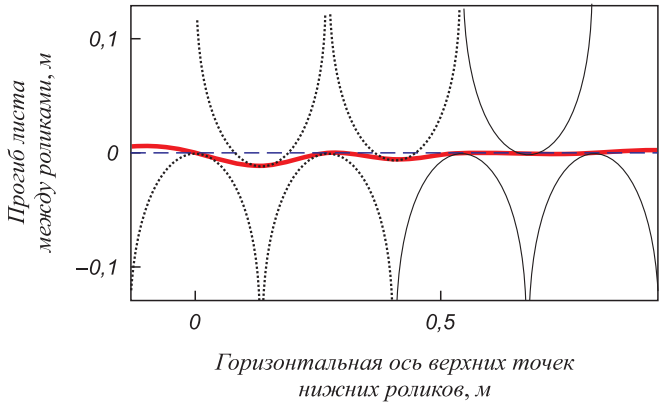


Рис. 3. Прогиб листа

Fig. 3. Sheet's deflection

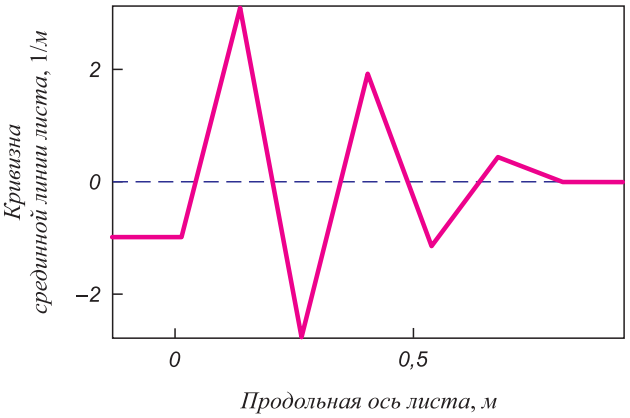


Рис. 4. Кривизна листа

Fig. 4. Curvature of the sheet

Радиусы кривизны стального листа в точках касания роликов

Curvature radii of the steel sheet at the contact points with rollers

	$\rho_1 = 0{,}5$ м	$\rho_1 = 1$ м	$\rho_1 = \infty$ м	$\rho_1 = -1$ м	$\rho_1 = -0{,}5$ м
ρ_2, м	0,430	0,385	0,349	0,320	0,297
ρ_3, м	–0,378	–0,371	–0,364	–0,357	–0,352
ρ_4, м	0,518	0,515	0,512	0,509	0,507
ρ_5, м	–0,868	–0,866	–0,864	–0,863	–0,861
ρ_6, м	2,259	2,256	2,254	2,251	2,249
ρ_7, м	>100	>100	>100	>100	>100

Возможны разные сочетания величин обжатия на рабочих роликах. Например, можно задавать максимальное обжатие не на втором ролике, а на четвертом, постепенно увеличивая кривизну листа от первого к четвертому ролику. Это позволяет легче «заправить» лист в правильную машину, избежать резких изменений кривизны листа и эффективнее использовать правку листа в реверсивном (обратном) режиме.

Выводы. Предложен аналитический метод определения кривизны стального листа при холодной правке в семироликовой листоправильной машине.

Результаты исследования могут быть широко использованы на металлургических заводах при производстве стального листа и производстве стальных труб большого и среднего диаметров для магистральных газонефтепроводов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Королев А.А. Механическое оборудование прокатных и трубных цехов. – М.: Металлургия, 1987. – 480 с.
2. Машины и агрегаты металлургических заводов. Т. 3. Машины и агрегаты для производства и отделки проката / А.И. Целиков, П.И. Полухин, В.М. Гребеник и др. – М.: Металлургия, 1988. – 432 с.
3. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production of hot-rolled strips // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 65 − 70.
4. Muhin U., Belskij S., Koinov T. Study on the influence of the antibending force of working rolls on the widening in hot rolling of thin sheet // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 77 − 81.
5. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 60 − 64.
6. Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B. etc. Temperature field of stripes under hot rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 613 − 616.
7. Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. Vol. 51. No. 4. P. 371 − 378.
8. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 1. P. 61 − 66.
9. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 6. P. 528 − 531.
10. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology // Metallurgist. 2012. Vol. 55. No. 11 − 12. P. 833 − 840.
11. Chikalov S.G., Fadeev M.M., Kolikov A.P. Mathematical model of roll-press piercing of square billets. Communication 1 // Steel in Translation. 1999. Vol. 29. No. 11. P. 74 − 77.
12. Chikalov S.G., Fadeev M.M., Kolikov A.P. Mathematical model of push piercing of square blooms. Report 2 // Steel in Translation. 2000. Vol. 30. No. 3. P. 69 − 73.
13. Kolikov A.P., Kondratov L.A. Growth of steel-tube production // Metallurgist. 2008. Vol. 52. No. 1 − 2. P. 53 − 61.
14. Romantsev B.A., Kolikov A.P., Samusev S.V. Progress in the production of seamless and welded pipe // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 3. P. 257 − 261.
15. Osadchii V.Y., Gaas E.A., Zvonarev D.Y., Kolikov A.P. Shaping of thick sheet in the production of welded large-diameter pipe // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 5. P. 374 − 378.
16. Kolikov A.P., Leletko A.S., Matveev D.B. etc. Residual stress in welded pipe // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 11. P. 808 − 812.

Поступила 25 октября 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 793–798.

CALCULATION METHOD OF STEEL SHEET'S GEOMETRY UNDER PRELIMINARY FLATTENING ON SEVEN-ROLLER STRAIGHTENING MACHINE

V.N. Shinkin

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

Abstract. The mathematical method for determining of the optimal technological parameters of cold straightening of steel sheet on the twelve-rolled sheet-straightening machine is proposed. The calculations allow us to determine the type and the curvature of the neutral line of steel sheet under straightening depending on the rolls' radius, the pitch between straightening machines' working rolls, magnitude of the sheet reduction by the upper rollers, the sheet thickness, as well as elastic modulus, yield stress and hardening modulus of the sheet metal. The research results can be used at the metallurgical plants.

Keywords: steel sheet, sheet-straightening machines, curvature of sheet, springback coefficient, elastoplastic continuous medium.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-793-798

REFERENCES

1. Korolev A.A. *Mekhanicheskoe oborudovanie prokatnykh i trubnykh tsekhov* [Mechanical equipment of rolling and pipe shops]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 480 p. (In Russ.)
2. Tselikov A.I., Polukhin P.I., Grebenik V.M. etc. *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov. T. 3. Mashiny i agregaty dlya proizvodstva i otdelki prokata* [Machines and units of metallurgical plants. Vol. 3: Machines and units for production

and decoration of rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 432 p. (In Russ.)
3. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production of hot-rolled strips. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 65–70.
4. Muhin U., Belskij S., Koinov T. Study on the influence of the antibending force of working rolls on the widening in hot rolling of thin sheet. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 77–81.
5. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E., Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 60–64.
6. Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B., Bakhaev K.V., Stoyakin A.O. Temperature field of stripes under hot rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 613–616.
7. Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 371–378.
8. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 1, pp. 61–66.
9. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 6, pp. 528–531.
10. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 11–12, pp. 833–840.
11. Chikalov S.G., Fadeev M.M., Kolikov A.P. Mathematical model of roll-press piercing of square billets. Communication 1. *Steel in Translation*. 1999, vol. 29, no. 11, pp. 74–77.
12. Chikalov S.G., Fadeev M.M., Kolikov A.P. Mathematical model of push piercing of square blooms. Report 2. *Steel in Translation*. 2000, vol. 30, no. 3, pp. 69–73.
13. Kolikov A.P., Kondratov L.A. Growth of steel-tube production. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 1–2, pp. 53–61.
14. Romantsev B.A., Kolikov A.P., Samusev S.V. Progress in the production of seamless and welded pipe. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 3, pp. 257–261.
15. Osadchii V.Y., Gaas E.A., Zvonarev D.Y., Kolikov A.P. Shaping of thick sheet in the production of welded large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 5, pp. 374–378.
16. Kolikov A.P., Leletko A.S., Matveev D.B., Kadil'nikov S.V., Kulyutin S.A. Residual stress in welded pipe. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 11, pp. 808–812.

Information about the authors:

V.N. Shinkin, *Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics* (shinkin-korolev@yandex.ru)

Received October 25, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 799 – 805.
© 2016. *Кузовов С.С., Макаренко К.В., Жижкина Н.А.*

УДК 621.746.019

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ТИПА «ГОРЯЧАЯ ТРЕЩИНА»

Кузовов С.С., *ассистент кафедры машиностроения и материаловедения* (kss41188@inbox.ru)
Макаренко К.В., *д.т.н., профессор кафедры машиностроения и материаловедения* (makkon1@yandex.ru)
Жижкина Н.А., *к.т.н., доцент кафедры машиностроения и материаловедения* (litjo_snu@mail.ru)

Брянский государственный технический университет
(241035, Россия, Брянск, 50-летия Октября бул., 7)

Аннотация. В результате сравнительного анализа описаний дефекта типа «горячая трещина» (ГТ) в различных технологических процессах, выявлены характерные особенности, отличающие данный дефект от прочих, которые могут быть при поверхностном контроле неверно идентифицированы как ГТ. Показано, что в сварочной и металлургической практике для правильной идентификации и классификации ГТ используются металлографические методы исследования дефекта и околодефектной зоны. В литейном производстве такие методы исследования не применяются. Однако с учетом сложности механизмов образования ГТ и идентичных дефектов в отливках, требуется детальная проработка таких способов. Выявлены общие закономерности в макро- и микростроении поверхностей дефекта и околодефектной зоны и характерные особенности, присущие дефектам типа «ГТ» в стальных фасонных отливках, разработана методика идентификации ГТ в стальных отливках.

Ключевые слова: дефект, горячая трещина, «квазигорячая» трещина, классификация, идентификация, макроанализ, микроанализ, сталь, дендрит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-799-805

Образование горячих трещин (ГТ) в отливках является серьезной проблемой в литейном производстве. Чаще всего, в соответствии с регламентирующей документацией, ответственные отливки, имеющие ГТ, бракуются необратимо. Проблема брака по причине систематического появления в отливках ГТ усугубляется при незначительных изменениях многочисленных факторов, которые в литейном производстве могут относиться к неконтролируемым. В таких условиях необходимо осуществлять тщательное исследование дефекта, околодефектной зоны и технологического процесса с целью выявления негативного фактора, способствующего увеличению брака по ГТ. Причиной образования трещин могут быть не только усадочные напряжения, но и различные газовые процессы, которые, усиливая напряжения в тепловых узлах, будут способствовать образованию трещин смешанной природы [1, 2].

Дефекты типа «ГТ» характерны для всех технологических процессов, в которых формирование изделий сопровождается затвердеванием расплава (металлургия, литейное и сварочное производство). В практике металлургического производства данный дефект называют расширенно «горячие (кристаллизационные) трещины» [3, 4]. По внешнему виду ГТ представляют собой извилистый, иногда прерывистый разрыв металла, боковые поверхности которого имеют окисленный вид [5, 6].

В сварочном производстве проведены расширенные исследования механизма образования ГТ, возникающих в сварном шве и околошовной зоне [7]. Под ГТ в сварочном производстве понимают хрупкое межкристаллитное разрушение металла шва, возникающее в твердожидком состоянии к концу кристаллизации шва под действием сварочных напряжений [8 – 10].

Описание дефекта «ГТ» в литейном производстве различное. В соответствии с международной классификацией литейных дефектов, отличительной особенностью дефекта С221 «ГТ» являются разрывы неправильной формы в местах, подверженных напряжениям, и окисленные поверхности трещины, представленные дендритными паттернами [9]. В отечественных работах по литейному производству, также по аналогии с металлургическими и сварочными, ГТ именуют кристаллизационными [11 – 14]. Отличительной особенностью литейных кристаллизационных ГТ признается интеркристаллитный излом, проходящий по границам окисленных дендритных зерен [15, 16].

За рубежом определению литейного дефекта «ГТ» уделяют повышенное внимание. Например, выделяют

семь отличительных квалификационных признаков, которые лежат в основе идентификации данного дефекта. К ним, в частности, относятся [17]:

- форма несплошности представляет собой рваную, разветвляющуюся трещину;
- у главной трещины существуют многочисленные короткие ответвления, которые имеют межзеренное распределение (это особенно четко видно на полированной поверхности при изучении под микроскопом);
- поверхность трещины обладает дендритной морфологией;
- в изломе трещина представляет окисленную поверхность, которая для стальных отливок имеет вид темного, матового слоя, что является верным признаком, указывающим на то, что данный дефект образовался при высоких температурах;
- дефект возникает непосредственно в зоне действия термического узла отливки, в местах, где усадочные напряжения достигают критических значений при кристаллизации сплава;
- предыдущее условие выполняется не всегда, иногда дефект в одной партии отливок может иметь хаотическое распределение или быть скрытым в теле отливки;
- дефект проявляется только в сплавах, склонных к образованию горячих трещин, имеющих интервал затвердевания и развитую литейную усадку.

Как известно, ГТ возникают в высокотемпературном интервале кристаллизации, когда сплав находится в твердожидком состоянии [11]. Классифицировать трещины на производстве приходиться на конечном изделии, используя отличительные признаки, характеризующие период их образования. Почти все определения «ГТ», используемые в различных технологических процессах, указывают на один отличительный признак – сильно окисленная поверхность. Однако поверхность трещины может окислиться и при относительно низких температурах. Это будет зависеть от условия охлаждения и внешней атмосферы [3]. В «критических» участках отливки – тепловых узлах, склонных к образованию ГТ, существует возможность образования различных литейных дефектов, которые при поверхностном контроле ввиду их идентичности могут быть неправильно интерпретированы как «классические» ГТ. При неправильной идентификации дефекта, разрабатываемые на предприятия оперативные мероприятия, связанные с устранением выявленных, но неверно определенных дефектов, могут только усугубить ситуацию. Поэтому на раннем этапе, при возникновении резкого скачка брака, необходимо производить детальные структурные исследования забракованных отливок с целью изучения не только самого дефекта, но и особенностей строения околодефектной зоны. Только на основании углубленного макро- и микроструктурного изучения дефекта и околодефектной зоны можно утверждать, что наблюдаемый дефект в изделии является ГТ. Необходимы дополнительные исследования боковых поверхностей дефекта в теле изделия. Схема проведения детальных структурных исследований представлена на рис. 1. На основании исследований дефекты типа «ГТ» были разделены на две большие группы. В первую группу вошли сквозные ГТ (в виде разрыва поверхности отливки), поверхностные ГТ (в виде надрыва) и залеченные ГТ. Вторая группа дефектов, названная авторами «квазигорячими», в зависимости от степени влияния газовой составляющей на процесс формирования дефекта делится на газо-усадочные, усадочно-газовые и газовые. «Квазигорячие трещины» трех групп, имеющие смешанную природу образования, по внешним признакам и при поверхностном осмотре часто идентифицируют как классические ГТ. Представленная классификация, в части учета «квазигорячих» трещин, позволяет более эффективно решать вопросы, связанные с разработкой технологических мероприятий, направленных на ликвидацию брака отливок. При этом учитываются особенности механизма образования различных типов дефектов и с учетом этих моментов разрабатываются стратегии, направленные на сокращение негативных факторов, влияющих на трещиноустойчивость стали. Для того, чтобы упростить работу специалистов отдела качества, были обобщены характерные признаки, выявляемые на отдельных этапах исследования, которые позволяют определить дефект типа «ГТ» на основании данной выше классификации.

Характерными особенностями трещины является неровная поверхность, цвет – темный, часто черный, геометрия трещины – изломанная, криволинейная, с большим количеством мелких острых элементов, форма которых обусловлена кристаллическим (дендритным) строением стали (рис. 2, *б*, *в*). Все дефекты, представленные на рис. 2, были выявлены на отливках «рама боковая» в области буксового проема. Внутренние надрывы, из которых состоит ГТ, на разных уровнях часто располагаются каскадом. Наиболее очевидно это становится при изучении боковых поверхностей изломов (рис. 2, *е*). Таким образом, ГТ чаще всего состоят из нескольких надрывов, расположенных параллельно или каскадом (ступенчато). Данный факт является косвенным подтверждением взаимосвязи между механизмом разрушения при образовании ГТ и зональной кристаллизации и образованием различных структурных зон в поверхностном слое стальных отливок. Горячая трещина зарождается в глубине в зоне столбчатых кристаллов. Характеристические признаки разновидностей дефекта типа «ГТ» сведены в таблицу.

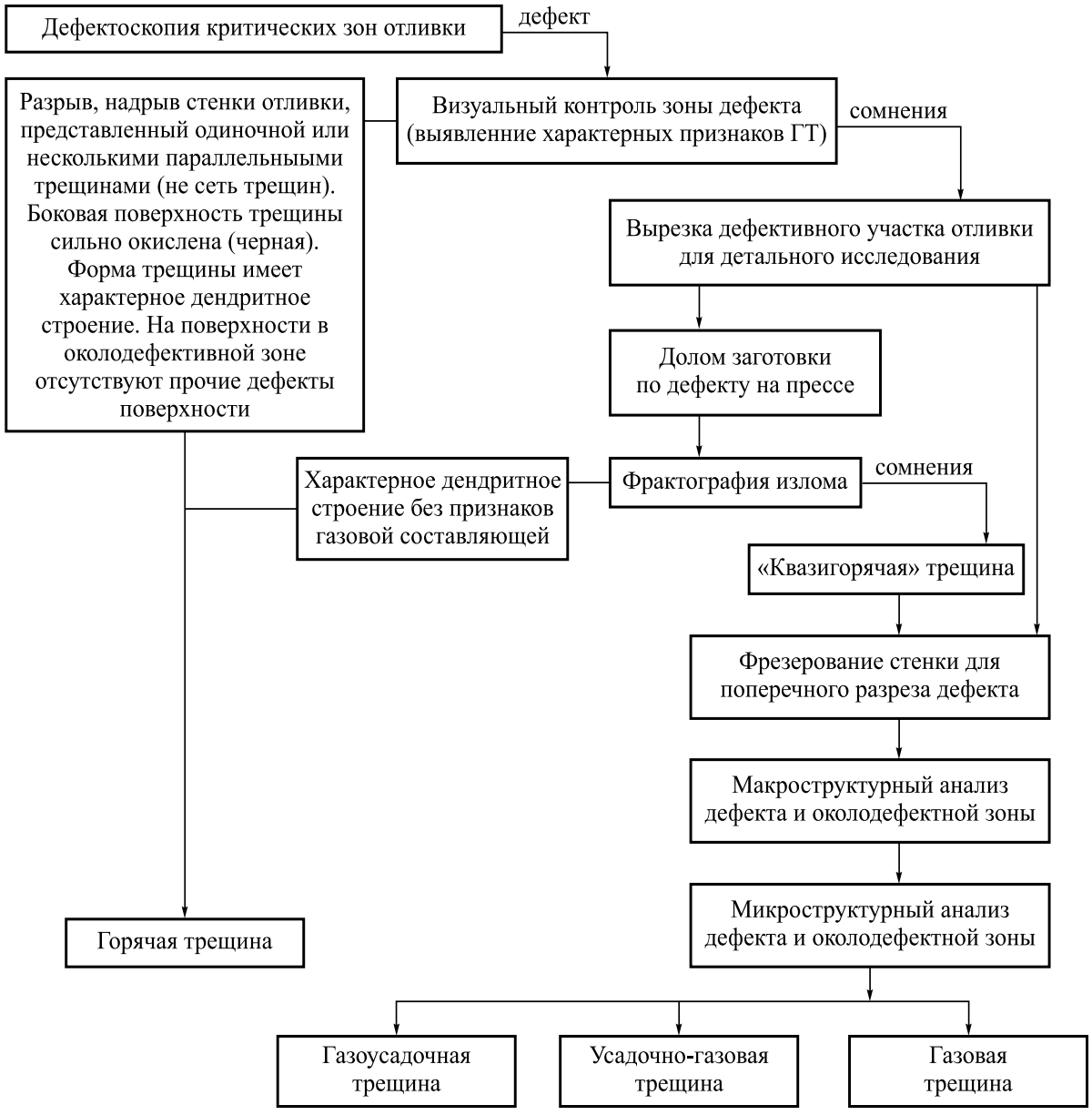


Рис. 1. Алгоритм исследования и идентификации дефектов типа «ГТ»

Fig. 1. Algorithm of research and identification of the “HC” defects

Выводы. Разработаны методика идентификации дефектов типа «ГТ» в стальных отливках и алгоритм действия службы контроля качества в случае систематического повторения дефекта типа «ГТ» на производстве. Обобщены все сведения, полученные на различных этапах исследования дефекта и околодефектной зоны отливки, позволяющие на основании разработанной классификации точно идентифицировать природу образования дефекта и выявить факторы, оказывающие непосредственное влияние на процесс его возникновения в отливке. Разработанная методика используется при подготовке студентов на кафедре машиностроения и материаловедения Брянского государственного технического университета.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаренко К.В., Кузовов С.С. Использование критерия Ниямы для прогнозирования мест образования трещин в отливках // Литейщик России. 2015. № 1. С. 18 – 22.
2. Макаренко К.В., Кузовов С.С., Шумаков М.А., Антохин В.Н. Структурные исследования дефекта горячая трещина // Литейное производство. 2016. № 7. С. 6 – 9.
3. Дефекты стали: Справочник / Под ред. С.М. Новокщеновой, М.И. Виноград. – М.: Металлургия, 1984. – 199 с.
4. Дефекты стальных слитков и проката: Справочник / В.В. Правосудович, В.П. Сокуренко, В.Н. Данченко и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.
5. Лапотышкин Н.М., Лейтес А.В. Трещины в стальных слитках. – М.: Металлургия, 1969. – 112 с.
6. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. – М.: Металлургия, 1979. – 249 с.
7. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей

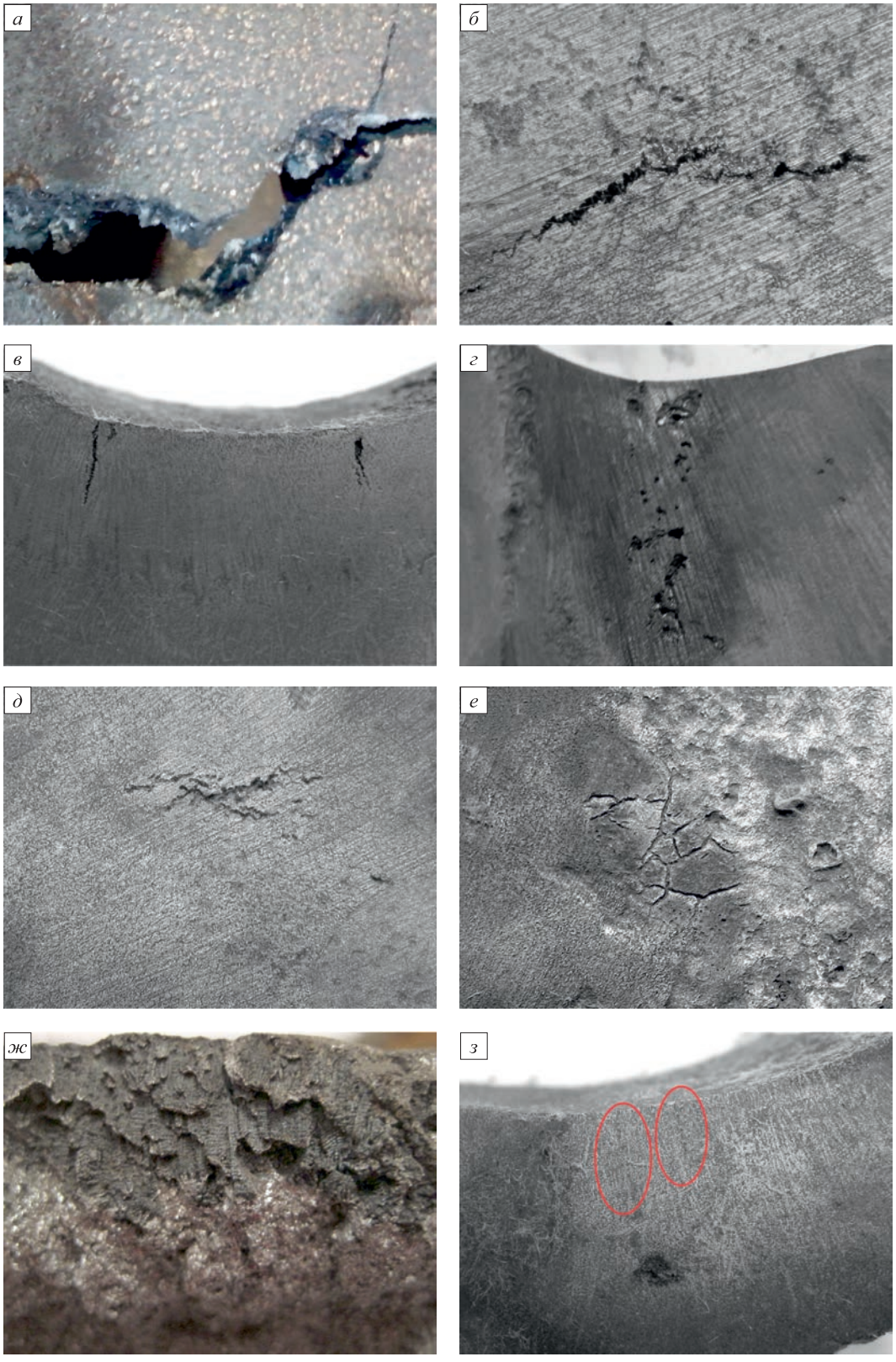


Рис. 2. Фотографии дефектов типа «ГТ»:
а – сквозная ГТ, ×2; *б* – поверхностная ГТ, ×2; *в* – поперечный разрез стенки слева – явная ГТ, справа – скрытая (подповерхностная) ГТ, ×2; *г* – газо-усадочная «квазигорячая» трещина, ×2; *д* – усадочно-газовая «квазигорячая» трещина, ×2; *е* – газовая «квазигорячая» трещина, ×2; *е* – излом стенки, ×5; *ж* – залеченная ГТ, ×2

Fig. 2. Photos of "HC" defects:
а – pass-through HC, ×2; *б* – surface HC, ×2; *в* – cross section of the wall (at the left) – apparent HC, ×2 (on the right) – hidden (subsurface) HC), ×2; *г* – gas-shrinkable quasihot crack, ×2; *д* – shrinkable and gas quasihot crack, ×2; *е* – gas quasihot crack, ×2; *е* – wall fracture, ×5; *ж* – healed HC

Описательные характеристические признаки разновидностей дефекта типа «ГТ»

Descriptive characteristic signs of kinds of “HC” defect

Дефект			Характерные особенности, выявляемые при использовании различных методов исследования дефекта и околодефектной зоны отливки			
			Визуальный контроль поверхности дефекта и околодефектной зоны	Фрактография боковой поверхности трещины	Макроструктура поперечного разреза дефекта и околодефектной зоны	Микроструктура поперечного разреза дефекта и околодефектной зоны
Горячие трещины	Сквозная, рис. 2, *а*		Разрыв стенки, одна или несколько параллельных трещин	Дендритная поверхность, сильно окисленная (черная)	Сквозной разрыв, боковые поверхности изломанные кристаллические с явно выраженным дендритным строением	Боковая поверхность трещины имеет ферритную структуру, поверхностный слой сильно обезуглерожен
	Поверхностная	явная, рис. 2, *б*	Надрыв стенки, одна или несколько параллельных трещин	Дендритная поверхность, сильно окисленная, иногда соединена с внутренними скрытыми дефектами усадочного происхождения (порами, рыхлотой, раковиной)	Частичный надрыв стенки отливки, часто имеет каскадное строение, параллельно может идти несколько трещин, расположенных со смещением на разных уровнях	Боковая поверхность трещины имеет ферритную структуру, поверхностный слой обезуглерожен, присутствуют неметаллические включения (НМВ)
		скрытая, рис. 2, *в* (справа)	Визуально не наблюдается	Скрытая дендритная поверхность, сверху имеет «козырек» из сплава, поверхность трещины не окисленная	Боковая поверхность трещины дендритная, в устье раскрыта незначительно, отделена мелкозернистым слоем металла от стенки отливки	Боковая поверхность трещины имеет перлитно-ферритную структуру, поверхностный слой не обезуглерожен, присутствуют НМВ
	Залеченная, рис. 2, *ж*		Визуально не наблюдается	При фрактографии не наблюдается	Проявляется в виде углубления после травления	Частично заполненная сплавом, частично НМВ, трещина имеет четкие границы раздела с основным металлом, структура ферритно-перлитная

Описательные характеристические признаки разновидностей дефекта типа «ГТ» (окончание)

Descriptive characteristic signs of kinds of “HC” defect

Дефект		Характерные особенности, выявляемые при использовании различных методов исследования дефекта и околодефектной зоны отливки			
		Визуальный контроль поверхности дефекта и околодефектной зоны	Фрактография боковой поверхности трещины	Макроструктура поперечного разреза дефекта и околодефектной зоны	Микроструктура поперечного разреза дефекта и околодефектной зоны
«Квазигорячие» трещины	Газо-усадочная, рис. 2, *г*	Надрыв стенки, полученный при объединении нескольких одиночных дефектов, окружающая поверхность содержит газовые дефекты округлой формы	Окисленная (не черная) поверхность, представленная дефектами газового происхождения, округлой вытянутой в направлении к внешней поверхности формы, не имеет дендритного излома	Глубина залегания дефекта незначительная, «ось» отдельных дефектов расположена под углом к внешней поверхности	Боковая поверхность трещины имеет ферритную структуру, поверхностный слой обезуглерожен, присутствуют НМВ
	Усадочно-газовая, рис. 2, *д*	Надрыв стенки в виде разветвленной (прерывистой) системы, представленной одной крупной с небольшими ответвлениями или несколькими параллельными трещинами, окружающая дефект поверхность содержит газовые дефекты сферической формы	Поверхность сильно окислена (черная), сочетает дендритную и газовую (округлые элементы – ранее газовые поры) составляющую, соединена с внутренними скрытыми дефектами газо-усадочного происхождения	Значительная глубина залегания дефекта, трещина соединена с внутренними дефектами, в окружающем пространстве часто расположены мелкие газовые поры	Боковая поверхность трещины имеет ферритно-перлитную структуру, частично окислена, глубина обезуглероженного слоя незначительна, присутствуют НМВ
	Газовая, рис. 2, *е*	Сеть трещин, различно ориентированных	Не имеет дендритного излома, поверхность как правило окисленная	Большое количество параллельных разрывов металла, ориентированных по нормали к внешней поверхности	Боковая поверхность трещины частично обезуглерожена, имеет ферритно-перлитную структуру, присутствуют НМВ

и сплавов / Под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
8. Юхин Н.А. Дефекты сварных швов и соединений. – М.: Изд-во «СОУЭЛО», 2007. – 56 с.
9. Сварка и свариваемые материалы. В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов. Справ. изд. / Под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – 528 с.
10. ASM Handbook. Vol. 15. Casting / Edit. D.M. Stefanescu. – ASM International. Handbook Committee, 2004. – 2002 p.
11. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. В 2-х частях. Ч. II. Формирование макроскопического строения отливки: Учеб.пособ. – М.: Машиностроение, 1979. – 335 с.
12. Огородникова О.М., Мартыненко С.В., Грузман В.М. Прогнозирование кристаллизационных трещин в стальных отливках // Литейное производство. 2008. № 10. С. 29 – 34.
13. Бочвар А.А., Рыкалин Н.Н., Прохоров Н.Н. и др. К вопросу о горячих (кристаллизационных) трещинах при литье и сварке // Литейное производство. 1960. № 10. С. 47.
14. Федоров В.Г. Причины появления межкристаллитных трещин в стальных отливках // Литейное производство. 1972. № 7. С. 7 – 10.
15. Воронин Ю.Ф., Камаев В.А. Атлас литейных дефектов. Черные сплавы. – М.: Машиностроение, 2005. – 328 с.
16. Белов В.Д. и др. Литейное производство: Учеб.пособ. / Под общ. ред. В.Д. Белова. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 487 с.
17. Campbell J. Castings. – Oxford: Butterworth Heinemann, 2003. – 335 p.

Поступила 1 июля 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 799–805.

RESEARCH METHODS FOR «HOT CRACK» DEFECTS

S.S. Kuzovov, K.V. Makarenko, N.A. Zhizhkina

Bryansk State Technical University, Bryansk, Russia

Abstract. As a result of the comparative analysis of "hot crack" defect ("HC") descriptions in various technological processes, the characteristics were identified that distinguish them from other defects that may be incorrectly identified as "HC" at superficial control. It is shown that in welding and metallurgical practice the metallographic research techniques of defect and about defective zones are used for the exact identification and classification of "HC". In foundry production such research techniques are not used. However, taking into account complexity of formation mechanisms of "HC" and defects like "HC" in mold pieces, detailed study of such methods is required. The common regularities in macro – and a microstructure of surfaces of defect and about defective zone and characteristic features in defects like "HC" in steel shaped mold pieces are revealed. The technique of identification of "HC" in steel mold pieces was developed.

Keywords: defect, hot crack, quasihot crack, classification, identification, macroanalysis, microanalysis, steel, dendrite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-799-805

REFERENCES

1. Makarenko K.V., Kuzovov S.S. Using the Niyama criterion for predicting the location of cracks formation in castings. *Liteishchik Rossii*. 2015, no. 1, pp. 18–22. (In Russ.).
2. Makarenko K.V., Kuzovov S.S., Shumakov M.A., Antokhin V.N. Structural researches of "hot crack" defect. *Liteinoe proizvodstvo*. 2016, no. 7, pp. 6–9. (In Russ.).
3. *Defekty stali. Sprav. izd.* [Defects of steel. Reference book]. Novokshchenova S.M., Vinograd M.I. eds. Moscow: Metallurgiya, 1984, 199 p. (In Russ.).
4. Pravosudovich V.V., Sokurenko V.P., Danchenko V.N. etc. *Defekty stal'nykh slitkov i prokata. Sprav. izd.* [Defects of steel ingots and rolled products. Reference book]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2006, 384 p. (In Russ.).
5. Lapotyshkin N.M., Leites A.V. *Treshchiny v stal'nykh slitkakh* [Cracks in the steel ingots]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 112 p. (In Russ.).
6. Prokhorov N.N. *Tekhnologicheskaya prochnost' svarnykh shvov v protsesse kristallizatsii* [Technological strength of welds during solidification]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 249 p. (In Russ.).
7. Makarov E.L., Yakushin B.F. *Teoriya svarivaemosti stalei i splavov* [Theory of weldability of steels and alloys]. Makarov E.L. ed. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, 2014, 487 p. (In Russ.).
8. Yukhin N.A. *Defekty svarnykh shvov i soedinenii* [Defects of welds and joints]. Moscow: Izd-vo "SOUELO", 2007, 56 p. (In Russ.).
9. *Svarka i svarivaemye materialy: V 3-kh t. T. 1. Svarivaemost' materialov. Sprav. izd.* [Welding properties of materials. Vol.1. Reference book]. Makarov E.L. ed. Moscow: Metallurgiya, 1991, 528 p. (In Russ.).
10. *ASM Handbook. Vol. 15. Casting*. Stefanescu D.M. ed. ASM International. Handbook Committee, 2004, 2002 p. (In Russ.).
11. Balandin G.F. *Osnovy teorii formirovaniya otlivki. V 2-kh chastyakh. Ch. II. Formirovanie makroskopicheskogo stroeniya otlivki: Ucheb. posob.* [Fundamentals of the theory of casting formation. Part. 2. Formation of the macroscopic structure of the casting: Tutorial]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 335 p. (In Russ.).
12. Ogorodnikova O.M., Martynenko S.V., Gruzman V.M. Prediction of crystallization cracks in steel castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 2008, no. 10, pp. 29–34. (In Russ.).
13. Bochvar A.A., Rykalin N.N., Prokhorov N.N., Novikov I.I., Movchan B.A. On the issue of hot (crystallization) cracks at casting and welding. *Liteinoe proizvodstvo*. 1960, no. 10, p. 47. (In Russ.).
14. Fedorov V.G. Causes of intergranular cracks formation in steel castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 1972, no. 7, pp. 7–10. (In Russ.).
15. Voronin Yu.F., Kamaev V.A. *Atlas liteinykh defektov. Chernye splavy* [Atlas of casting defects. Ferrous alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 2005, 328 p.
16. Belov V.D. etc. *Liteinoe proizvodstvo: Ucheb. posob.* [Foundry: Tutorial]. Belov V.D. ed. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015, 487 p. (In Russ.).
17. Campbell J. *Castings*. Oxford: Butterworth Heinemann, 2003, 335 p.

Information about the authors:

S.S. Kuzovov, *Assistant of the Chair "Mechanical Engineering and Materials Science"* (kss41188@inbox.ru)
K.V. Makarenko, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Materials Science"* (makkon1@yandex.ru)
N.A. Zhizhkina, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Materials Science"* (litjo_snu@mail.ru)

Received July 1, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 806 – 813.
© 2016. *Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А., Бащенко Л.П.*

УДК 621.791:624

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВА ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК СИСТЕМЫ C – Si – Mn – Cr – W – V С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ*

Козырев Н.А., *д.т.н., проф., заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства* (Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
Кибко Н.В., *к.т.н., ст. преподаватель кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства* (krivicheva_nv@mail.ru)
Уманский А.А., *к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов* (umanskii@bk.ru)
Титов Д.А., *аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства* (titov.dima@mail.ru)
Бащенко Л.П., *к.т.н., ведущий редактор журнала «Известия вузов. Черная металлургия»* (luda.baschenko@gmail.com)

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

Аннотация. Проведенными лабораторными исследованиями влияния состава порошковой проволоки на свойства наплавленного слоя стальных образцов показано, что ввод в состав порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ углеродфторсодержащего материала взамен аморфного графита приводит к снижению пористости наплавленного слоя и уменьшает количество содержащихся в нем неметаллических включений, в том числе строчечных оксидных включений и недеформируемых силикатов. На основании статистической обработки экспериментальных данных получена зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ. В результате обобщения экспериментальных данных установлено влияние повышения углеродного эквивалента порошковой проволоки 35В9Х3СФ на увеличение показателей твердости наплавленного слоя, в том числе средней твердости поверхности и микротвердости мартенсита. При увеличении углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле, предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона, твердость наплавленного слоя линейно возрастает.

Ключевые слова: упрочнение, порошковая проволока, термическая выносливость, наплавка, прокатные валки, микроструктура, оксидные неметаллические включения, пористость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-806-813

Для упрочнения валков горячей прокатки в настоящее время широко используется порошковая проволока марки ПП-Нп-35В9Х3СФ (по ГОСТ 26101 – 84) [1 – 5]. Наплавленный металл обладает высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах, однако его термическая выносливость относительно невысока, поэтому валки достаточно часто выходят из строя [6 – 9].

По данным исследований [10] термическая стойкость валков, наплавленных проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ, практически в три раза ниже данного показателя для проволоки марки 25Х5ФМС (70 и 200 циклов соответственно).

В связи с этим проводятся работы по совершенствованию составов порошковых проволок на базе системы легирования C – Si – Mn – Cr – W – V. Так, ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработаны порошковые проволоки марок ВЕЛТЕК-Н500РМ, ВЕЛТЕК-Н505РМ, ВЕЛТЕК-Н550РМ, использование которых позволило одновременно добиться повышения трещиностойкости и износостойкости [10]. Наилучшие характеристики относительно использования проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ получены при наплавке проволокой марки ВЕЛТЕК-Н505РМ: зафиксировано увеличение трещиностойкости в два раза, при этом износостойкость повысилась в 1,3 раза. Структура металла, наплавленного ВЕЛТЕК-Н505РМ, представляет собой смесь троостита и мартенсита с выделением по границам зерен тонких аустенитных оторочек, при этом на границах зерен формируются в незначительном количестве включения карбидной эвтектики [10].

Для определения влияния состава порошковых проволок системы легирования C – Si – Mn – Cr – W – V на показатели стойкости наплавленных прокатных валков

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

При испытании, исследовании и измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

проведены исследования [11]. В лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с введением углеродфторсодержащей пыли (отходы металлургического производства) со следующим химическим составом: 21 – 46 % Al_2O_3; 18 – 27 % F; 8 – 15 % Na_2O; 0,4 – 6,0 % K_2O; 0,7 – 2,3 % CaO; 0,5 – 2,5 % SiO_2; 2,1 – 3,3 % Fe_2O_3; 12,5 – 30,2 % $C_{общ}$; 0,07 – 0,90 % MnO; 0,06 – 0,90 % MgO; 0,09 – 0,19 % S; 0,10 – 0,18 % P (по массе). Углеродфторсодержащую пыль вводили взамен аморфного графита, учитывая ранее полученные данные о том, что углерод в составе углеродфторсодержащей добавки обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке, с образованием оксидов углерода [12, 13]. В состав ряда образцов проволоки вводили никель. Были изготовлены две партии образцов. При изготовления первой партии в шихту вводили аморфный углерод, углеродфторсодержащую добавку и никель (0,29, 0,33 и 0,61 %) (см. таблицу, образцы *3 – 5*). Вторая партия – образцы с использованием аморфного графита, углеродфторсодержащей пыли и никеля (0,38, 0,46 и 0,58 %) (см. таблицу, образцы *8 – 10*). При этом изменяли концентрацию кремния, марганца, молибдена, вольфрама и ванадия.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлюоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71.

Металлографический анализ осуществляли с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 при увеличении 100. Балл мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными табл. № 6 ГОСТ 8233 – 56. Определение длины игл мартенсита выполняли с помощью пакета прикладных программ Siams Photolab-700 для металлографических исследований. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778 – 70. Полированную поверхность изучали при увеличении 100 с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И.

Твердость определяли по методу Роквелла и Виккерса. Измерение твердости по Роквеллу осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 9013 – 59. Для исследования свойств мартенсита определяли микротвердость структурных составляющих по Виккерсу в соответствии с требованиями ГОСТ 9450 – 76. Исследования проводили на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 с автоматической поворотной головкой и цифровым отображением данных. Для каждого образца проводили десять измерений микротвердости мартенсита, выполняемые следующим образом: в поверхность предварительно протравленного металлографического шлифа вдавливали наконечник, имеющий форму четырехгранной алмазной пирамиды. Нагрузка составляла 1 Н. После снятия нагрузки определяли число твердости в соответствии с длинами диагоналей полученного отпечатка. Расчет числа твердости по Виккерсу и сохранение изображения с отпечатком были выполнены автоматически путем подключения CCD-камеры к компьютеру с платой видеозахвата и соответствующим программным обеспечением анализа изображений.

Металлографический анализ образцов, полученных с добавлением аморфного графита, показал, что их структура представляет собой мартенсит с остаточным аустенитом в межосевом пространстве (рис. 1, *а*, *б*).

Образец *1* (первая партия) имеет дендритную структуру, по телу зерен распределены точечные карбиды вольфрама и хрома (рис. 1, *а*).

Химический состав исследуемых образцов

Chemical composition of the investigated samples

Образец	Содержание, %, элемента										
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti
1	0,27	1,62	1,42	0,19	2,93	0,14	0,14	0,004	11,39	0,47	0,020
2	0,23	0,69	1,04	0,21	1,92	0,09	0,16	0,039	5,58	0,15	0,019
3	0,24	0,83	1,83	0,24	2,16	0,09	0,29	0,054	7,49	0,27	0,019
4	0,26	0,77	1,72	0,26	2,17	0,09	0,33	0,042	6,12	0,29	0,016
5	0,33	1,37	1,06	0,22	2,80	0,10	0,61	0,070	10,71	0,42	0,040
6	0,14	0,45	1,69	0,02	2,60	0,01	0,08	0,019	8,84	0,36	0,005
7	0,14	0,51	1,73	0,11	2,09	0,01	0,08	0,012	7,66	0,14	0,005
8	0,13	0,45	1,74	0,09	2,18	0,01	0,38	0,008	8,11	0,09	0,005
9	0,13	0,49	1,68	0,09	2,27	0,01	0,46	0,005	8,21	0,13	0,004
10	0,13	0,60	1,54	0,09	2,66	0,02	0,58	0,044	7,58	0,15	0,005

Примечание. Образцы *1*, *6* изготовлены с добавлением графита аморфного, образцы *2*, *7* – с добавлением углеродфторсодержащей пыли, образцы *3 – 5* и *8 – 10* – с добавлением углеродфторсодержащей пыли и никеля.

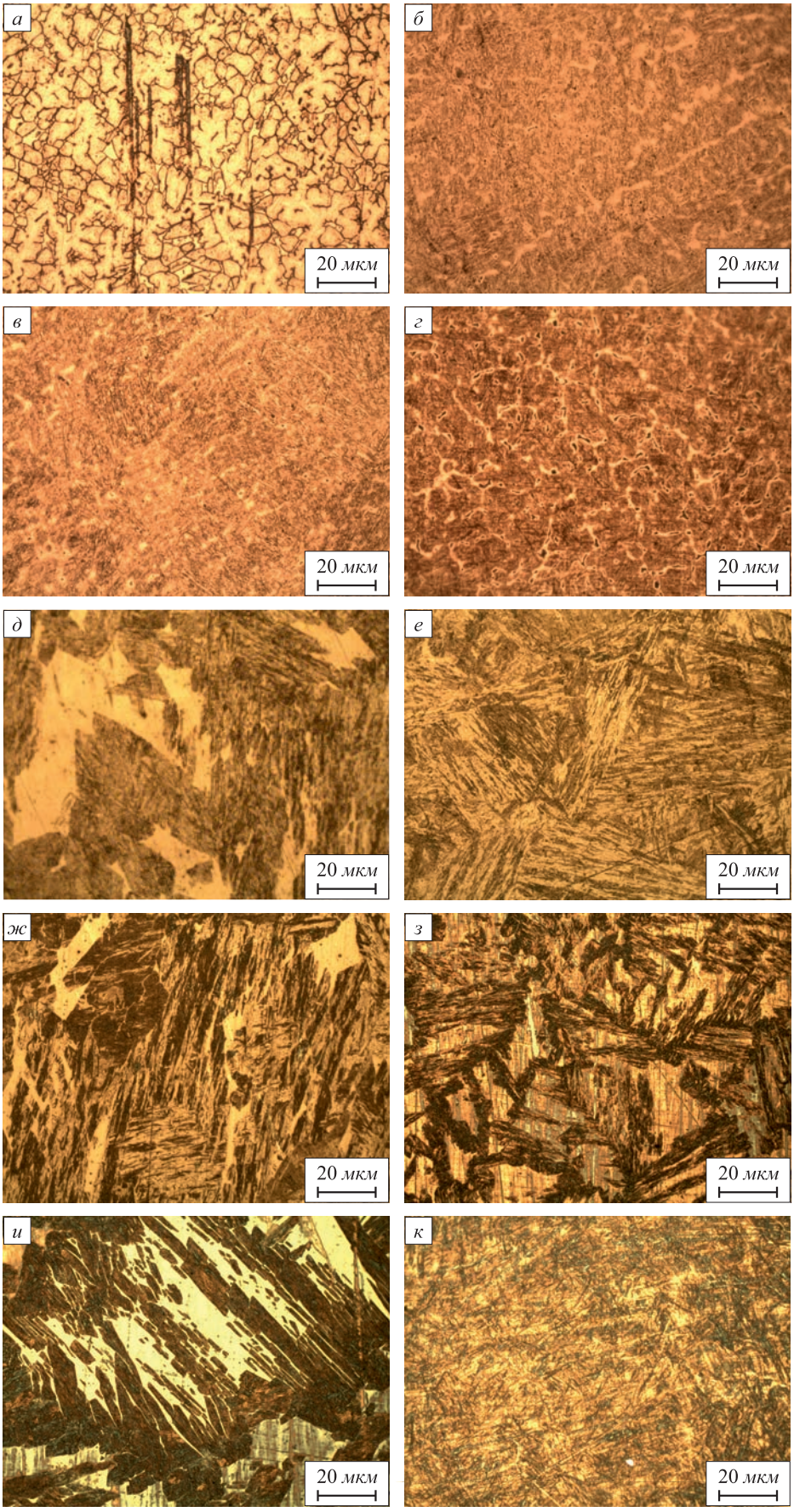


Рис. 1. Микроструктура исследуемых образцов *1* (*а*), *3* (*б*), *4* (*в*), *5* (*г*), *6* (*д*), *7* (*е*), *8* (*ж*), *9* (*з*, *и*), *10* (*к*)

Fig. 1. Microstructure of the samples *1* (*а*), *3* (*б*), *4* (*в*), *5* (*г*), *6* (*д*), *7* (*е*), *8* (*ж*), *9* (*з*, *и*), *10* (*к*)

В структуре образца *6* (вторая партия) наблюдается грубоигольчатый мартенсит (балл № 10), небольшое количество остаточного аустенита и точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, *б*). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 6 и № 7 (рис. 2). По всей поверхности шлифа наблюдается пористость, размер пор составляет 640 – 1077 мкм.

Использование углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного углерода способствует снижению пористости, что отчетливо видно в результате сравнительного анализа образцов *6* (с аморфным графитом) и *7* (с углеродфторсодержащей добавкой). Наблюдаются микроструктурные изменения: в структуре образца *7* кроме крупноигольчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита присутствует феррит в виде отдельной структурной составляющей и в некоторых областях в виде сетки, также наблюдаются карбиды дисперсного строения (рис. 1, *е*). Таким образом, использование углеродфторсодержащей добавки способствует появлению в структуре ферритной составляющей. Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 5 и № 4 (рис. 2).

Вследствие введения в состав проволоки углеродсодержащей добавки в структуре образца *2* наблюдается наличие игольчатого троостита и сформированных по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек и присутствие незначительного количества мелкодисперсных включений карбидов.

Введение в состав проволоки никеля в количестве 0,29, 0,33 и 0,61 % не оказывает влияния на микроструктуру наплавленного слоя: структура образцов *3 – 5* аналогична структуре образца *2* и представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и остаточный аустенит с незначительным количеством включений карбидов (рис. 1, *б – г*).

Добавление в состав шихты 0,38 и 0,46 % никеля (образцы *8* и *9*) также практически не оказывает влияния на структурные составляющие стали 35В9Х3СФ. Структура исследуемых образцов представляет собой крупноигольчатый мартенсит (балл № 10), феррит в виде отдельной структурной составляющей и небольшое количество остаточного аустенита. К тому же наблюдаются точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, *ж*, *и*). Размер зерен аустенита образца *8* по

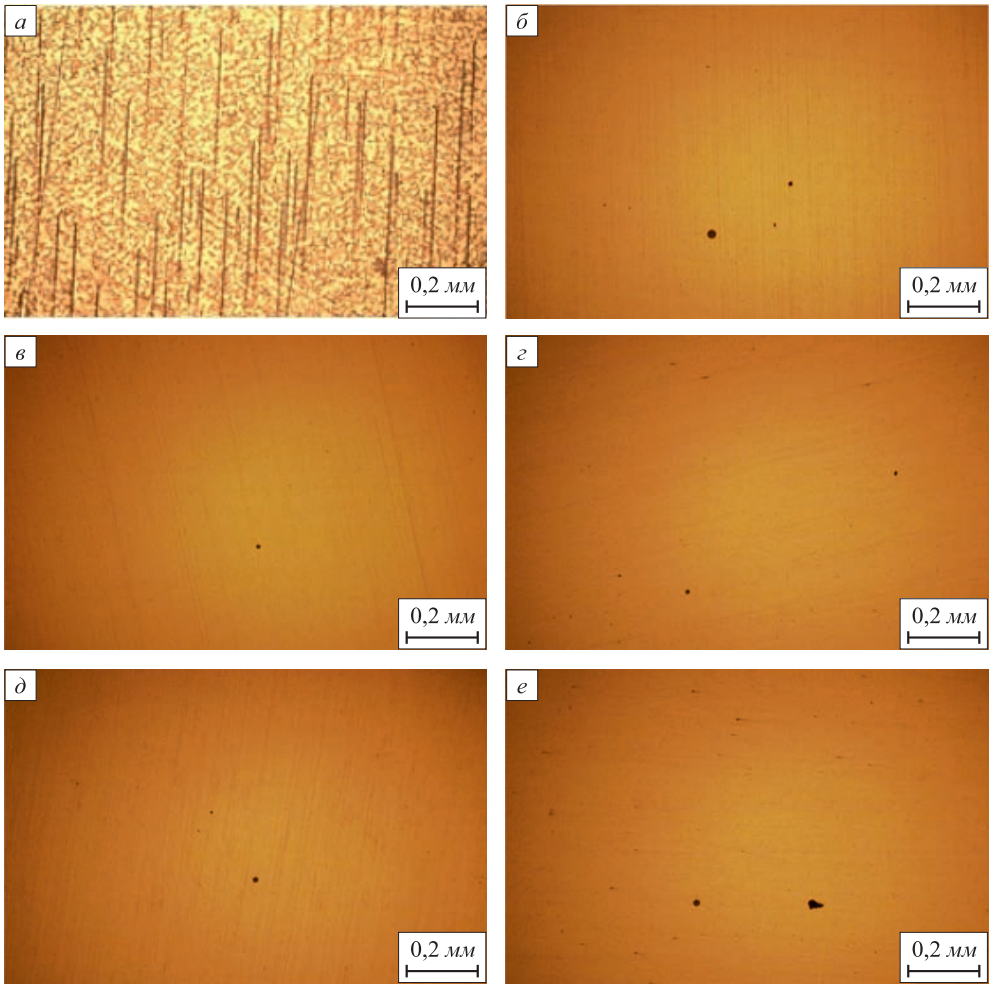


Рис. 2. Характер неметаллических включений в исследуемых образцах *1* (*а*), *6* (*б*), *7* (*в*), *8* (*г*), *9* (*д*), *10* (*е*)

Fig. 2. Nature of the nonmetallic inclusions in the samples *1* (*а*), *6* (*б*), *7* (*в*), *8* (*г*), *9* (*д*), *10* (*е*)

шкале зернистости соответствует № 5, № 6 и № 7, а для образца *9* размер зерна аустенита соответствует № 5 и № 6 (рис. 2).

Введение в состав проволоки большего (0,58 %) количества никеля (образец *10*) способствует устранению ферритной составляющей. Структура состоит из крупноигольчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита с зернистостью № 6 и № 7 (рис. 2), присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды (рис. 1, *к*). Мартенсит имеет более дисперсное строение по сравнению с остальными исследуемыми образцами, размер игл мартенсита составляет 7 – 42 мкм. В этом случае наблюдается снижение пористости.

При исследовании наплавленного слоя на наличие неметаллических включений установлено, что в образцах с добавкой аморфного графита наблюдается значительное количество строчечных кислородных включений (рис. 2, *а*), являющихся концентраторами напряжений и местами зарождения хрупких трещин, также обнаружены оксидные точечные включения (балл 2*а* и 1*а*) и силикаты недеформирующиеся (балл 1*а*) (рис. 2, *б*).

Установлено, что введение в состав шихты углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного графита снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями: обеспечивает удаление значительного количества строчечных кислородных включений (образцы первой партии), устраняет силикаты недеформирующиеся и уменьшает балл загрязненности оксидами точечными с 2*а* до 1*а* (образцы второй партии) (рис. 2, *в*).

Микроструктурные изменения вследствие введения в состав шихты углеродфторсодержащей пыли и никеля сопровождаются изменением свойств наплавленного слоя. При этом следует учитывать, что на свойства стали 35В9Х3СФ значительное влияние оказывает углеродный эквивалент ($C_э$). В связи с этим для исследуемых образцов определяли углеродный эквивалент по трем различным формулам: по формуле, предложенной Международным институтом сварки (Европейский стандарт EN 1011-2:2001) (1), по формуле, предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона (2) и по формуле согласно Российскому стандарту ГОСТ 27772 – 88 (3) [14, 15]:

$$C_э = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}; \quad (1)$$

$$C_э = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{10} + \frac{V + Cu}{14}; \quad (2)$$

$$C_э = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cu}{13} + \frac{V}{14} + \frac{P}{2}, \quad (3)$$

где $C_э$ – углеродный эквивалент, %; C, Si, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni, P – содержание элемента, %.

Результаты определения углеродного эквивалента в образцах порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ, рассчитанные по разным зависимостям, представлены ниже:

Образец	$C_{э1}$	$C_{э2}$	$C_{э3}$
1	1,23	1,25	1,24
2	0,85	0,88	0,86
3	1,08	1,09	1,07
4	1,09	1,10	1,08
5	1,23	1,25	1,21
6	1,02	0,99	0,99
7	0,89	0,89	0,89
8	0,90	0,92	0,90
9	0,92	0,94	0,91
10	0,99	1,02	0,98

Значения твердости наплавленного слоя образцов при использовании порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ приведены ниже:

Образец	HRC
1	49,0/48,7/49,2
2	50,8/49,3/51,2
3	53,3/51,0/54,0
4	53,0/51,0/53,5
5	54,8/53,4/55,1
6	45,5/45,2/46,0
7	46,0/45,2/47,0
8	45,5/45,2/47,0
9	47,2/45,0/49,0
10	48,0/46,5/50,0

Примечание. Через косую приведены среднее, минимальное и максимальное значения.

Значения микротвердости мартенсита ($\mu_н$) в структуре металла при наплавке порошковой проволокой 35В9Х3СФ и скорость истирания наплавленного слоя приведены ниже:

Образец	$\mu_н$, HV	Скорость истирания, г/об.
6	471	0,00088
7	449	0,00052
8	464	0,00052
9	493	0,00065
10	547	0,00068

Полученные данные о твердости наплавленного слоя, микротвердости мартенсита и скорости истирания наплавленного слоя позволили сделать вывод о значимом влиянии углеродного эквивалента на показа-

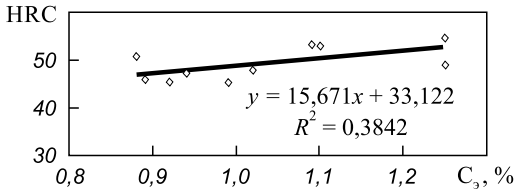


Рис. 3. Зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки 35В9Х3СФ

Fig. 3. Dependence of the deposited layer hardness on carbon equivalent of used 35V9Kh3SF flux-cored wire

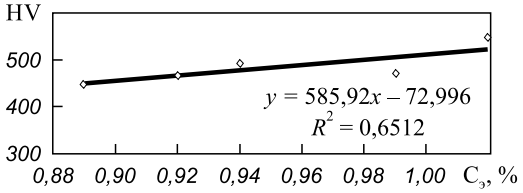


Рис. 4. Зависимость микротвердости мартенсита в структуре наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки 35В9Х3СФ

Fig. 4. Dependence of the microhardness of martensite in the structure of the deposited layer on carbon equivalent of used 35V9H3SF flux-cored wire

тели твердости. Повышение углеродного эквивалента в порошковой проволоке марки 35В9Х3СФ способствует увеличению как средних значений твердости наплавленной поверхности (рис. 3), так и увеличению твердости мартенсита в структуре наплавленного слоя (рис. 4). На рис. 3 и 4 приведены зависимости твердости от углеродного эквивалента, рассчитанного согласно рекомендациям института электросварки им. Е.О. Патона, поскольку в этом случае коэффициент детерминации имеет наибольшее значение.

Фотографии с отпечатком индентора при определении микротвердости показаны на рис. 5.

Выводы. Ввод в состав порошковой проволоки 35В9Х3СФ углеродфторсодержащей пыли взамен аморфного графита приводит к снижению пористости наплавленного слоя и уменьшает количество содержащихся в нем неметаллических включений, в том числе строчечных оксидных включений и недеформируемых силикатов. В результате обобщения экспериментальных данных установлено влияние повышения углеродного эквивалента порошковой проволоки 35В9Х3СФ на увеличение показателей твердости наплавленного слоя, в том числе средней твердости поверхности и микротвердости мартенсита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трайно А.И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков // Сталь. 2008. № 10. С. 86 – 91.
2. Шебаниц Э.Н., Омельяненко Н.И., Куракин Ю.Н., Матвиенко В.Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72 – 75.

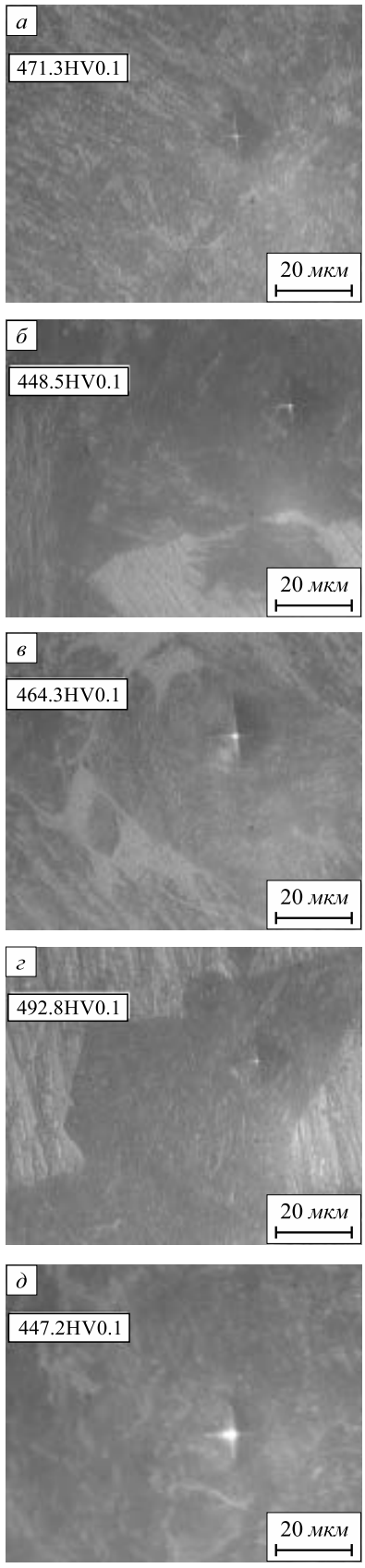


Рис. 5. Фото отпечатка индентора при определении микротвердости мартенсита в структуре исследуемых образцов *6* (*а*), *7* (*б*), *8* (*в*), *9* (*г*), *10* (*д*)

Fig. 5. The microhardness of martensite in structure of the investigated samples *6* (*a*), *7* (*б*), *8* (*в*), *9* (*г*), *10* (*д*)

3. Данилов Л.И., Скорохватов Н.Б., Соболев В.Ф. Увеличение срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО «Северсталь» // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2004. № 8. С. 68, 69.
4. Огарков Н.Н., Беляев А.И. Стойкость и качество прокатных валков. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2008. – 131 с.
5. Матвиенко В.Н., Гулаков С.В., Роянов В.А. Восстановление наплавкой деталей металлургического оборудования в условиях ОАО «ММК им. Ильича» // Металл и литье Украины. 2005. № 7-8. С. 66 – 69.
6. Гулидов И.Н. Оборудование прокатных цехов: эксплуатация и надежность. – М.: Интермет инжиниринг, 2004. – 315 с.
7. Рябцев И.А., Кондратьев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. – Киев: Экотехнология, 1999. – 64 с.
8. Кальянов В.Н., Новицкая А.В. Повышение долговечности прокатных валков наплавкой экономнолегированной сталью // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 23 – 27.
9. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов // Сварщик. 2004. № 1. С. 7 – 9.
10. Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н. и др. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой // Сварочное производство. 2013. № 7. С. 29 – 32.
11. Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н. и др. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы С – Si – Mn – Cr – W – V углеродфторсодержащей добавки и никеля // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 6. С. 31 – 33.
12. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В. и др. Исследование и разработка новых углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 258 – 261.
13. Козырев Н.А., Крюков Н.Е., Крюков Р.Е. и др. Технологические аспекты использования углеродфторсодержащей добавки при сварке под флюсом // Сварочное производство. 2015. № 4. С. 43 – 47.
14. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
15. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.

Поступила 13 января 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 806–813.

IMPROVING THE COMPOSITION OF FLUX-CORED WIRES OF C – Si – Mn – Cr – W – V SYSTEM IN ORDER TO INCREASE THE QUALITY AND PERFORMANCE OF THE DEPOSITED LAYER

N.A. Kozyrev, N.V. Kibko, A.A. Umanskii, D.A. Titov, L.P. Bashchenko

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. Laboratory studies of influence of the flux-cored wire composition on properties of the deposited layer of steel samples shows that the introduction to the composition of flux-cored 35V9Kh3SF wire of the fluorine-carbon-containing material instead of amorphous graphite leads to a decrease in porosity of the deposited layer and reduces the amount of contained non-metallic inclusions, including stroke oxide inclusions and non-deformable silicates. On the basis of statistical processing of experimental data the dependence of the deposited layer hardness on the carbon equivalent of used flux-cored 35V9Kh3SF wire was determined. As a result of generalization of experimental data the influence of increasing carbon equivalent of flux-cored 35V9Kh3SF wire on the increase in of the deposited layer hardness, the average surface hardness and the microhardness of martensite was established. With increasing carbon equivalent, calculated according to the formula of the Paton Institute of Electric Welding, the deposited layer hardness increases linearly.

Keywords: surfacing, flux-cored wire, thermal endurance, built-up welding, rolls, microstructure, oxide non-metallic inclusions, porosity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-806-813

REFERENCES

1. Traino A.I. Rational roller operation and restoration. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 10, pp. 871–875.
2. Shebanits E.N., Omel'yanenko N.I., Kurakin Yu.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hard-faced hot-rolling-mill rolls. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 7–8, pp. 613–617.
3. Danilov L.I., Skorokhvatov N.B., Sobolev V.F. Increase of service life of counter rollers of 2000 rolling mill of hot strip rolling in JSC "Severstal'". *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2004, no. 8, pp. 68–69. (In Russ.).
4. Ogarkov N.N., Belyaev A.I. *Stoikost' i kachestvo prokatnykh valkov* [Durability and quality of rolling mills]. Magnitogorsk: MGTU, 2008, 131 p. (In Russ.).
5. Matvienko V.N., Gulakov S.V., Royanov V.A. Reduction by welding of metallurgical equipment parts in the conditions of JSC "MMK named after Il'ich". *Metall i lit'e Ukrainy*. 2005, no. 7–8, pp. 66–69. (In Russ.).
6. Gulidov I.N. *Oborudovanie prokatnykh tsekhov: ekspluatatsiya i nadezhnost'* [Equipment of rolling-mill shops: service and durability]. Moscow: Intermet inzhiniring, 2004, 315 p. (In Russ.).
7. Ryabtsev I.A., Kondrat'ev I.A. *Mekhanizirovannaya elektrodugovaya naplavka detalei metallurgicheskogo oborudovaniya* [Mechanical electric-arc welding of metallurgical equipment parts]. Kiev: Ekotekhnologiya, 1999, 64 p.
8. Kal'yanov V.N., Novitskaya A.V. Increase of durability of rolling mills when welding by economically alloyed steel. *Svarochnoe proizvodstvo*. 1997, no. 10, pp. 23–27. (In Russ.).
9. Kondrat'ev I.A., Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M. Arc and electroslag welding of rollers of rolling mills. *Svarshchik*. 2004, no. 1, pp. 7–9. (In Russ.).
10. Titarenko V.I., Golyakevich A.A., Orlov L.N., Mosypan V.V., Babenko M.A., Telyuk D.V., Tarasenko V.V. Reducing welding of rollers of rolling mills with flux-cored wire. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 7, pp. 29–32. (In Russ.).
11. Kozyrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Shurupov V.M., Goryushkin V.F. The influence of the introduction of the charge flux-cored wire system with C – Si – Mn – Cr – W – V carbon-fluorine-containing additives and nickel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 6, pp. 31–33. (In Russ.).
12. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Bashchenko L.P., Lipatova U.I. Research and development of new carbon-fluorine-containing additives for welding fluxes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 4, pp. 258–261. (In Russ.).
13. Kozyrev N.A., Kryukov N.E., Kryukov R.E., Igushev V.F., Koval'skiy I.N. Technological aspects of using a carbon–fluorine-

containing addition in submerged-arc welding. *Welding International*. 2016, vol. 30, no. 4, pp. 325–328.

14. Makarov E.L., Yakushin B.F. *Teoriya svarivaemosti stalei i splavov* [Theory of welding characteristics of steels and alloys]. Moscow: MGTU im. N.E. Baumana, 2014, 487 p. (In Russ.).

15. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie* [Material science]. Moscow: Al'yans, 2013, 528 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibSIU in the frameworks of the project part of the State task of the Ministry of Education and Science RF no. 11.1531.2014/к. When testing, researching and measuring, the authors have used the equipment of the Center of multiple-access "Material Science" of SibSIU.

Information about the authors:

N.A. Kozyrev**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
N.V. Kibko**,** *Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (krivicheva_nv@mail.ru)
A.A. Umanskii**,** *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy* (umanskii@bk.ru)
D.A. Titov**,** *Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (titov.dima@mail.ru)
L.P. Bashchenko**,** *Cand. Sci. (Eng.), Senior Editor of journal "Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya"* (luda.baschenko@gmail.com)

Received January 13, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 814 – 820.
© 2016. *Овчинникова Е.В., Горбунов В.Б., Шаповалов А.Н., Писарев С.А., Дуров Н.М.*

УДК 669.162.14

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕДЕНИЯ МАГНИЙСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ЮЖНОГО УРАЛА ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ АГЛОМЕРАЦИОННОГО ПРОЦЕССА*

Овчинникова Е.В.*[1], *аспирант кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий

***Горбунов В.Б.*[1], *к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий* (vbg1953@mail.ru)**

Шаповалов А.Н.*[2], *к.т.н., доцент кафедры металлургических технологий и оборудования

Писарев С.А.*[1], *магистрант

Дуров Н.М.*[1], *к.т.н., старший преподаватель кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий

[1] **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)
[2] **Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС»**
(462359, Россия, Оренбургская обл., Новотроицк, ул. Фрунзе, 8)

Аннотация. Применительно к условиям агломерационного процесса проведена оценка химического состава и поведения магнийсодержащих материалов (сидерита Бакальского месторождения и серпентинитомагнезита Халиловского месторождения) при их нагреве до 1200 °С. На основе полученных термограмм установлено, что в сидерите значительная часть тепла расходуется на диссоциацию изоморфных карбонатов, а в серпентинитомагнезите – на дегидратацию серпентина. Отличительной особенностью поведения серпентинитомагнезита является выделение значительного количества тепла в интервале 800 – 850 °С, связанного с образованием форстерита. Рассмотрена и обоснована возможность использования комбинированной магнезиальной смеси в агломерационном производстве.

Ключевые слова: магнезиальный агломерат, бакальский сидерит, серпентинитомагнезит, химический состав, минералогический состав, термический анализ, эндотермический и экзотермический эффекты.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-814-820

Использование магнийсодержащих добавок в металлургическом переделе давно доказало свою эффективность. Одним из важных факторов, определяющих применение того или иного магнезиального флюса на предприятии, является территориальное расположение его месторождения.

На сегодняшний день в условиях Южного Урала широкое распространение получила технология спекания магнезиального агломерата с использованием сидерита Бакальского месторождения, расположенного в Челябинской области. Его химический состав приведен в табл. 1.

В агломерационном цехе АО «Уральская Сталь» бакальский сидерит применяется с 1973 г. преимущественно в виде необожженной аглоруды [1]. В настоящее время при ее расходе около 10 % от массы железорудной части шихты достигается содержание MgO в агломерате на уровне 1,8 – 2,2 % при содержании $Fe_{общ}$ = 50 – 54 % и CaO/SiO_2 = 1,5 – 1,6.

Вместе с тем, вблизи комбината имеется Халиловское месторождение серпентинитомагнезитов с содержанием MgO от 35 до 40 %, использование которых в качестве магнезиальной добавки также представляет большой интерес. Химический состав серпентинитомагнезита приведен в табл. 1.

Из представленных данных видно, что серпентинитомагнезит отличается высоким содержанием магнезии, большей чистотой по содержанию вредных примесей и значительно меньшими потерями при прокаливании в сравнении с бакальским сидеритом, однако он также обладает высоким содержанием кремнезема, что ведет к снижению содержания железа в агломерате [2].

Помимо химического состава, большое значение имеет и минералогия материала, поскольку именно она определяет его поведение в высокотемпературных условиях аглопроцесса, а это, в свою очередь, позволяет подобрать наиболее эффективные параметры спекания.

Возможность использования серпентинитомагнезита в аглопроизводстве рассматривалась на основе сравнительного анализа поведения бакальского сидерита и серпентинитомагнезита при нагреве. С этой целью

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

Таблица 1

Химический состав магнийсодержащих материалов, % (по массе)

Table 1. **Chemical composition of the magnesium materials**

Материал	$Fe_{общ}$	FeO	Fe_2O_3	MgO	CaO	SiO_2	MnO	S + P	п.п.п
Бакальский сидерит	28 – 30	34 – 38	5 – 0,5	9 – 13	3,5 – 5	2,5 – 11	1 – 2	0,15 – 0,35	33 – 36
Серпентинитомагнезит	4 – 7	5 – 8		35 – 40	0,05 – 1,2	36 – 40	0 – 0,1	0,03 – 0,05	13 – 16

в лаборатории кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий НИТУ «МИСиС» был проведен синхронный термогравиметрический и калометрический анализ мелкодисперсных проб материала по стандартной методике [3, 4]. Данный анализ проводился в температурном интервале 100 – 1200 °С со скоростью нагрева 20 °С/мин в нейтральной и окислительной средах.

В работах [5, 6] представлены результаты термического анализа чистого сидерита, согласно которым продуктами диссоциации карбонатов железа являются вюстит, магнетит, маггемит и гематит. Однако гораздо больший интерес представляет поведение магнийсодержащего сидерита [7]. Отмечается, что в нейтральной среде разложение карбоната $(Fe, Mg, Mn)CO_3$ сопровождается образованием магнезиовюстита (Mg, Mn, Fe)O и магномагнетита $(Mg, Mn, Fe)Fe_2O_4$, причем согласно описанному механизму вюстит способен реагировать с выделяющимся в результате диссоциации CO_2 и образовывать магнезиоферрит $MgFe_2O_4$.

Основным рудообразующим минералом бакальского сидерита является сидероплезит, который представляет собой изоморфную смесь карбонатов железа, магния и марганца ($(Mg, Mn, Fe)Fe_2O_4$). Его доля в руде составляет 75 – 80 %. Остальные 20 – 25 % представлены пустой породой: доломитом, силикатами в виде сланцев, кварца, опала и др. Также присутствуют гидроксиды железа (менее 1 %) и пирит (менее 0,1 %) [8, 9]. Термограммы, отображающие его поведение, приведены на рис. 1.

Из представленных данных видно, что самые первые эндотермические эффекты с пиками 183 и 189 °С, сопровождающиеся незначительной потерей массы образца (0,47 %), связаны с испарением гигроскопической влаги материала. Дальнейшая убыль массы (17,43 и 16,34 % соответственно) обусловлена процессами диссоциации.

В нейтральной среде (рис. 1, *а*) диссоциация изоморфных карбонатов $(Fe, Mg, Mn)CO_3$ начинается при температуре около 400 °С, достигает пика в точке 589 °С и завершается реакциями образования магнезиовюстита, магномагнетита и магнезиоферрита [8] при температурах 600 – 650 °С.

В окислительной атмосфере (рис. 1, *б*) разложение карбонатов «растягивается» в широком температурном интервале от 287 до 670 °С с заметно меньшей амплитудой эндотермических эффектов. Это объясняется тем, что одновременно с диссоциацией, протекающей по тому же механизму, что и в нейтральной среде, проходят процессы окисления железа и марганца. При этом количество образующегося магнезиоферрита больше, чем в случае с нейтральной средой. В результате «наложения» разнонаправленных эффектов наблюдается заметное изменение анализируемой кривой.

При 750 – 850 °С протекают процессы, отражающиеся на термограммах «раздвоенными» эндотермическими эффектами и изменениями массы образцов (2,51 и 1,89 % соответственно). В работах [10, 11] отмечается, что в этом интервале температур в результате взаимодействия кварца с оксидами начинается образование силикатов оливинового состава. Однако такие превращения проходят без поглощения тепла и убыли массы образца, из чего можно сделать вывод, что одновременно с образованием силикатов начинается и разложение $CaCO_3$, также входящего в состав сидерита [3, 9, 12]. По расчетным данным теплота, затрачиваемая на его диссоциацию, составляет около 150 кДж/кг.

При температурах выше 850 °С в обоих случаях начинается плавление образовавшихся силикатных фаз [11]. Кроме того, в нейтральной среде при температуре 1143 °С отмечается небольшой экзотермический пик, связанный, скорее всего, с образованием ферритов кальция.

Таким образом, результатами термического анализа бакальского сидерита в нейтральной и окислительной средах еще раз подтверждено, что количество тепла, затрачиваемое на разложение карбонатов, зависит от окислительного потенциала газовой фазы, с уменьшением которого возникает потребность в повышении теплового уровня процесса. Поэтому с увеличением расхода сидерита (т. е. со снижением окислительного потенциала) требуется более высокий расход топлива (табл. 2).

Из табл. 2 видно, что с увеличением расхода сидерита при относительно постоянном расходе топлива (содержание углерода в шихте 4,1 и 4,0 %) прочность агломерата снижается, а в случае его постоянного расхода прочность спека возрастает с увеличением содержания углерода в шихте.

В настоящее время среди мер снижения такого негативного влияния реакций диссоциации на процесс агломерации наибольшее распространение получили:

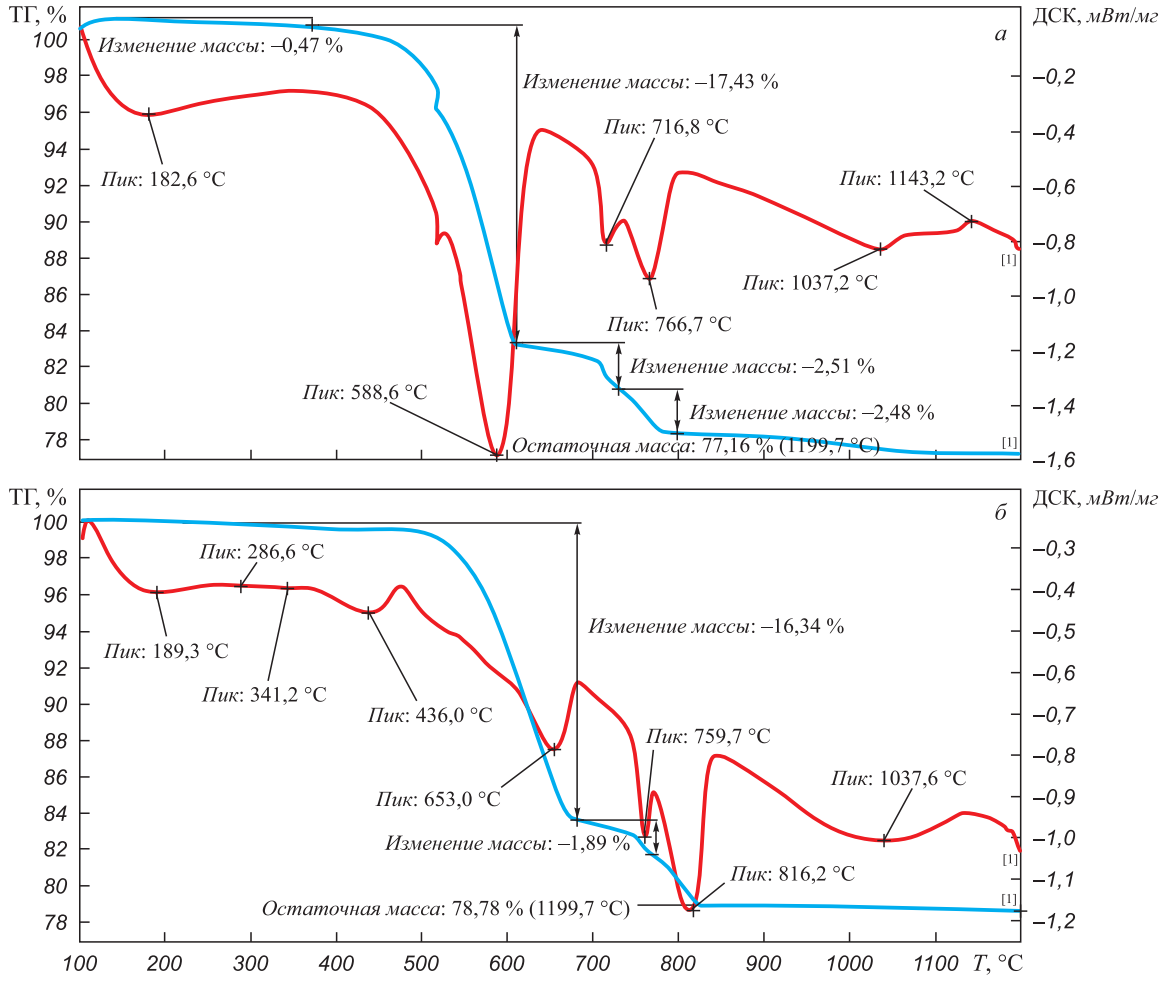


Рис. 1. Поведение бакальского сидерита при нагреве в нейтральной (*а*) и окислительной (*б*) средах

Fig. 1. Behavior of the Bakal-type siderite during heating in a neutral (*a*) and oxidizing (*б*) atmosphere

Таблица 2

Усредненные показатели работы агломерационного цеха АО «Уральская Сталь» за 2009 – 2014 гг.

Table 2. **The average performance of sinter plant JSC «Ural Steel» for the period from 2009 to 2014**

Содержание MgO в агломерате, %	1,8 – 1,9		2,1 – 2,2	
Расход бакальской аглоруды, кг/т	109 – 118		135 – 144	
Основность, CaO/SiO_2, ед.	1,5 – 1,6			
Содержание углерода в шихте, %	3,60	4,10	4,00	4,40
Содержание FeO в агломерате, %	11,12	11,46	10,95	11,49
Выход годного из спека, %	75,5	74,9	74,3	75
Прочность на удар, %	67,70	68,00	67,00	69,40
Содержание фракции 5 – 0 мм, %	15,8	15,1	16,4	15,9

– работа с повышенным расходом топлива;
– дополнительный подвод тепла с воздухом;
– предварительный обжиг сидерита.

Самым простым из представленных методов является первый, поскольку не требует дополнительного оборудования. Однако, учитывая, что в качестве топлива используется дорогостоящий и дефицитный коксик, следует искать пути для сокращения его расхода.

Предварительный обжиг по стандартной технологии проводится при температурах свыше 1000 °C в атмосфере с содержанием кислорода не более 4 % [13]. В таких условиях происходит разложение карбонатов и упрочнение рудной массы за счет образования легкоплавких

силикатных фаз. В данной технологии не учитываются возможные процессы образования тугоплавких и трудновосстановимых шпинельных соединений, отрицательное влияние которых было отмечено в работе [14].

Именно такое неоднозначное влияние сидерита на показатели аглопроцесса и качество агломерата определяет интерес к исследованию свойств серпентинитомагнезита, ранее не использовавшегося в условиях АО «Уральская Сталь».

В зарубежной практике подобные магнезиальные добавки (дунит, серпентин, пироксенит, перидотит и др.) получили широкое распространение ввиду заметного улучшения технико-экономических показателей как аглопроцесса, так и доменной плавки [15 – 17].

По минералогическому составу серпентинитомагнезит Халиловского месторождения включает в себя рудообразующий минерал серпентин ($Mg_6[Si_4O_{10}(OH)_2]OH_6$), доля которого в руде составляет 55 – 90 %, при этом серпентинитовые минералы представлены волокнистым хризотилом ($Mg_6[Si_2O_5](OH)_8$) и слоистым лизардитом ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$) в соотношении, близком к 2:1. Сопутствующими являются карбонаты: доломит (10 – 14 %) и магнезит (5 – 40 %) [18, 19].

Поведение серпентинитомагнезита при нагреве отображено на термограммах (рис. 2).

Первые эффекты, наблюдающиеся в интервале от 100 до 350 °С, так же, как и в случае с бакальским сидеритом обусловлены удалением гигроскопической влаги материала.

При температурах 550 – 700 °С протекают одновременно несколько процессов, требующих затрат тепла: диссоциация карбонатов магния и кальция, выделение из структуры серпентина группы [OH] и разрушение его кристаллической решетки (аморфизация). Несмотря на такое большое число одновременных энергозатратных процессов, отмеченные эффекты имеют относительно небольшую амплитуду, соразмерную с амплитудой разложения изоморфных карбонатов сидерита в нейтральной среде. По расчетным данным теплота, расходуемая на разложение сидерита, составляет около 1029 кДж/кг, а для комплекса процессов при нагреве серпентинитомагнезита – 1039 кДж/кг, т. е. в области нагрева до температур 700 °С в тепловом отношении поведение этих материалов идентично. Следует также отметить, что в результате длительного истирания материала эндотермический эффект

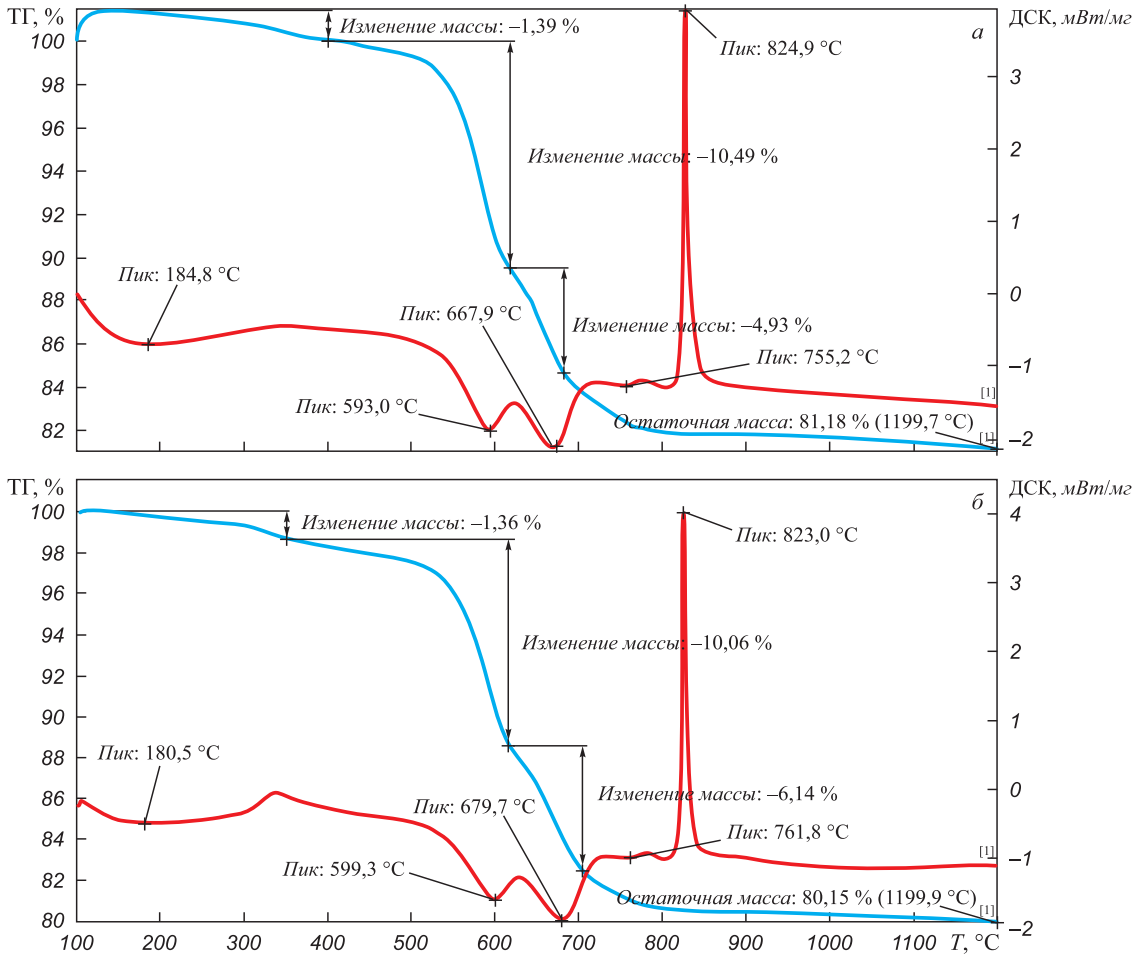


Рис. 2. Поведение халиловского серпентинитомагнезита при нагреве в нейтральной (*а*) и окислительной (*б*) средах

Fig. 2. Behavior of the Khalilovo-type serpentinite-magnesite during heating in a neutral (*a*) and oxidizing (*б*) atmosphere

дегидратации заметно уменьшается, что объясняется увеличением реакционной поверхности материала, а также возможным изменением энергии связей, облегчающим удаление группы [OH] из структуры серпентина [20].

На следующем этапе нагрева отмечаются незначительные эндотермические эффекты с «пиковыми» значениями 755 и 762 °С, обусловленные разрушением метастабильных фаз, образующихся при дегидратации минерала и удалением остаточных гидроксидов [21, 22]. При этом с ростом температур до 800 °С наблюдается также небольшой положительный «скачок», связанный, по всей видимости, с образованием оливинов из продуктов разрушения кристаллической решетки серпентина, что согласуется с результатами работ [20, 23].

При температурах 800 – 850 °С одновременно с оливинами начинается образование форстерита (Mg_2SiO_4), причем процесс его образования носит кратковременный, «взрывной» характер и сопровождается выделением значительного количества тепла [20 – 24]. По расчетным данным за 2,5 мин выделяется около 750 кДж/кг.

Несмотря на то, что температура плавления форстерита высока – 1890 °С [25], он достаточно активно взаимодействует с другими соединениями. Немаловажное значение для процесса агломерации имеет тот факт, что форстерит способен реагировать с двухкальциевым силикатом (Ca_2SiO_4), образуя при этом монтичеллит ($CaMgSiO_4$) или мервинит ($Ca_3Mg(SiO_4)_2$), что позволяет нейтрализовать разрушающее воздействие двухкальциевого силиката в агломерате [2, 25, 26].

При сопоставлении термограмм сидерита и серпентинитомагнезита видно, что первые эндотермические эффекты, связанные с разложением изоморфных карбонатов железа и дегидратацией серпентина, располагаются в близких температурных интервалах (550 – 700 °С), а энергозатратный процесс разложения карбонатов кальция сидерита совпадает с экзотермическим эффектом образования форстерита. Это позволяет сделать вывод, что совместное использование серпентинитомагнезита и бакальского сидерита в виде комбинированной магнезиальной смеси в аглопроцессе даст возможность минимизировать отдельные недостатки каждого из компонентов и обеспечит:

– улучшение тепловых условий аглопроцесса в температурном диапазоне 800 – 900 °С;

– получение более плотной структуры спека в результате сокращения потерь при прокаливании;

– сокращение поступления с шихтой вредных примесей.

Результаты термического анализа показывают, что эффективное использование тепловой энергии химических и минералогических превращений, протекающих в процессе нагрева, вполне возможно при правильно подобранном соотношении компонентов [27].

Выводы. Сравнительный анализ бакальского сидерита и халиловского серпентинитомагнезита показал следующее.

По химическому составу серпентинитомагнезит содержит меньше вредных примесей и больше магнезии, обладает меньшими потерями при прокаливании, но из-за высокого содержания кремнезема его использование в аглопроцессе ограничено.

В тепловом отношении и у бакальского сидерита, и у серпентинитомагнезита отмечаются как эндотермические, так и экзотермические эффекты, однако все они расположены в разных температурных интервалах:

– для бакальского сидерита характерно разложение карбонатов практически во всем интервале нагрева, причем на его начальной стадии (до 700 °С) большое значение имеет величина окислительного потенциала газовой фазы, так как в этом случае именно она определяет количество тепла, дополнительно расходуемого на процессы диссоциации;

– для серпентинитомагнезита потребность в тепле возникает в том же температурном интервале (до 700 °С) и может быть частично компенсирована в условиях спекания за счет окисления железа магнетитового концентрата или бакальского сидерита при их совместном использовании в составе аглошихты;

– при температурах более 800 °С в сидерите начинается разложение $CaCO_3$, что также требует тепловых затрат (150 кДж/кг), тогда как в серпентинитомагнезите в это время происходит образование форстерита с выделением тепла (750 кДж/кг).

На основе вышеизложенного сделан вывод о целесообразности применения рассматриваемых материалов в виде комбинированного флюса, в котором серпентинитомагнезит будет компенсировать энергозатраты на разложение карбонатов кальция при температурах выше 800 °С без значительного снижения содержания железа в агломерате.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эффективность и перспективы применения сидеритовых руд в доменной плавке / В.А. Красноборов, С.Л. Ярошевский, А.А. Денисов и др. – Донецк: Новый мир, 1996. – 74 с.
2. Шаповалов А.Н., Заводяный А.В., Братковский Е.В. Применение серпентинитомагнезитов Халиловского месторождения в агломерационном производстве // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 3. С. 25 – 29.
3. Термический анализ минералов и горных пород / В.П. Иванова, Б.К. Касатонов, Т.Н. Красавина, Е.Л. Розинова. – Л.: Недра, 1974. – 399 с.
4. Шаталова Т.Б., Шляхтин О.А., Веряева Е.С. Методы термического анализа: Методическая разработка. – М.: МГУ им. Ломоносова, 2011. – 72 с.
5. Pan Y., Zhu R., Banerjee S.K. etc. Rock magnetic properties related to thermal treatment of siderite: Behavior and interpretation // Journal of geophysical research. 2000. Vol. 105. No. B1. P. 783 – 794.
6. Gotor F.J., Maclas M., Ortega A., Criado J.M. Comparative study of the kinetic of the thermal decomposition of synthetic and natural siderite samples // PhysChem Minerals. 2000. No. 27. P. 495 – 503.

7. Dubrawski J.V. Thermal decomposition of some siderite-magnesite minerals using DSC // Journal of thermal analysis. 1991. Vol. 37. P. 1213 – 1221.
8. Шацилло В., Меламуд С, Ленегов А., Дудчук И. Опыт использования сидероплезитов Бакальского месторождения в условиях современного аглодоменного производства // Национальная металлургия. 2005. Сентябрь – октябрь. С. 74 – 79.
9. Ключковский С.П., Смирнов А.Н., Савченко И.А. Разработка физико-химических основ комплексного использования высокомагнезиальных сидеритов // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2015. № 1. С. 26 – 31.
10. Юрьев Б.П., Костоусова Т.И. Исследование свойств сидеритовой руды и продуктов ее обжига в процессе термообработки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1999. № 3. С. 17 – 23.
11. Матюхин В.И., Меламуд С.Г., Шацилло В.В. и др. Исследование особенностей обжига мелких фракций сидерита во вращающейся печи // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 9. С. 652 – 657.
12. Минералы: Справочник. Т. II. Вып. 2. Простые окислы / Под ред. Ф.В. Чухрова, Э.М. Бонштедт-Куплетской. – М.: Наука, 1965. – 344 с.
13. Пат. 2041963 РФ. МПК C22B1/04. Способ подготовки сидеритов к доменной плавке / А.С. Вусихис, В.И. Двинин, Л.И. Леонтьев, С.Г. Майзель; заявл. 08.04.1993; опубл. 20.08.1995.
14. Логачев Г.Н., Пишнограев С.Н., Гостенин В.А. Оценка влияния содержания концентрата обожженного сидерита в аглошихте на показатели доменного производства ОАО «ММК» // Сталь. 2012. № 6. С. 4 – 5.
15. Александров Л.И. Опыт производства высокоосновного агломерата на фирме «TataSteel» // Новости черной металлургии за рубежом. 2006. № 4. С. 30 – 32.
16. Близнюков А.С. Улучшение работы доменных печей путем повышения качества агломерата и задачи на будущее // Новости черной металлургии за рубежом. 2008. № 1. С. 22 – 27.
17. Yang Jiaolong, Lu Longwen. Fu Lianchun, Li Huaiyan. Industrial of serpentine addition into burden of No. 5 blast furnace of WISCO // 6 International Congress on the Science and Technology of Ironmaking (ICSTI 2012) cluding 42 ABM Ironmaking Seminar and 13 ABM Iron Ore Symposium, Rio de Janeiro, Oct. 14-18, 2012. SanPaulo. 2012, p. 49 – 60.
18. Гурьева В.А. Влияние алюмомагнезиального сырья на свойства керамики // Вестник ОГУ. 2011. № 4 (123). С.165 – 169.
19. Широян Д.С., Громова И.В., Элжиркаев Р.А. Изучение возможности переработки серпентинитомагнезитового сырья Халиловского месторождения на сульфат магния // Успехи в химии и химической технологии. 2014. Т. XXVIII. № 5. С. 122 – 125.
20. Martinez E. The effect of particle size on the thermal properties of serpentine minerals // The American mineralogist, 1961. Vol. 46. July – August. P. 901– 912.
21. Минералы: Справочник. Т. IV. Вып. I. Силикаты со структурой переходной от цепочечной к слоистой, слоистые силикаты (каолиновые минералы, серпентины, пирофиллит, тальк, слюды) / под ред. Ф.В. Чухрова. – М.: Наука, 1992. – 599 с.
22. Hršak D., Sučik G., Lazić L. The thermophysical properties of serpentinite // Metalurgija. 2008. Vol. 47. No. 1. P. 21 – 31.
23. Ashimov U.B., Bolotov Yu.A., Arykbaev R.K. Thermal analysis of serpentinites // Alma-Atinsk Power Engineering Institute. MISIS. Translated from Ogneupory. 1990. No. 8. P. 491 – 494.
24. Хорошавин Л.Б. Форстерит $2MgO{\cdot}SiO_2$. – М.: Теплотехник, 2004. – 368 с.
25. Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Влияние минералогического состава связок на прочностные свойства агломератов различной основности // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 11. С. 6 – 10.
26. Металлургия чугуна: Учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. / Под ред. Ю.С. Юсфина. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
27. Bayliss P., Warne S.St.J. Differential thermal analysis of siderite-kaolinite mixtures // American mineralogist. 1972. Vol. 57. P. 960 – 966.

Поступила 10 июня 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 814–820.

COMPARATIVE STUDY OF THE SOUTH URALS MAGNESIUM MATERIALS BEHAVIOR AT THE SINTERING PROCESS TEMPERATURE

***E.V. Ovchinnikova*[1], *V.B. Gorbunov*[1], *A.N. Shapovalov*[2], *S.A. Pisarev*[1], *N.M. Durov*[1]**

[1] National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia
[2] Novotroitsk branch of the National University of Science and Technology "MISIS", Novotroitsk, Orenburg Region, Russia)

Abstract. Regarding to sintering process the authors have evaluated chemical composition and behavior of the magnesium materials (Bakal-type siderite and Khalilovo-tipe serpentinite-magnesite) during heating to 1200 °C. On the basis of thermograms it was determined that regarding to the siderite much of the heat is spent on the isomorphic carbonate decomposition and to the serpentinite-magnesite heat is spent on the serpentine dehydration. Distinguished feature of the serpentinite-magnesite behavior is formation of forsterite accompanied by heat in the temperature range of 800 – 850 °C. The authors have considered and argued the possibility of using the compound magnesium mixture at the sintering production.

Keywords: magnesium agglomerate, Bakal-type siderite, serpentinite-magnesite, chemical composition, mineralogical composition, thermal analysis, endothermic and exothermic effects.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-814-820

REFERENCES

1. Krasnoborov V.A., Yaroshevskii S.L., Denisov A.A., Rudin V.S., Biryuchev V.I., Polushkin M.F. *Effektivnost' i perspektivy primeneniya sideritovykh rud v domennoi plavke* [Efficiency and application prospects of siderite ore in blast furnace smelting]. Donetsk: Novyi mir, 1996, 74 p. (In Russ.).
2. Shapovalov A.N., Zavodyanyi A.V., Bratkovskii E.V. Use of metallic serpentito-magnsite ore from Halilovskoe deposit for agglomerate production. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 3, pp. 25–29. (In Russ.).
3. Ivanova V.P., Kasatonov B.K., Krasavina T.N., Rozinova E.L. *Termicheskii analiz mineralov i gornykh porod* [Thermal analisis of minerals and rocks]. Leningrad: Nedra, 1974, 399 p. (In Russ.).
4. Shatalova T.B., Shlyakhtin O.A., Veryaeva E.S. *Metody termicheskogo analiza: Metodicheskaya razrabotka* [Methods of thermal analysis. Methodical development]. Moscow: MGU im. Lomonosova, 2011, 72 p. (In Russ.).
5. Pan Y., Zhu R., Banerjee S.K., Gill J., Williams Q. Rock magnetic properties related to thermal treatment of siderite: Behavior and interpretation. *Journal of geophysical research*. 2000, vol. 105, no. B1, pp.783–794.
6. Gotor F.J., Maclas M., Ortega A., Criado J.M. Comparative study of the kinetic of the thermal decomposition of synthetic and natural siderite samples. *Phys Chem Minerals*. 2000, no. 27, pp. 495–503.

7. Dubrawski J.V. Thermal decomposition of some siderite-magnesite minerals using DSC. *Journal of thermal analysis*. 1991, vol. 37, pp. 1213–1221.

8. Shatsillo V., Melamud S., Lenegov A., Dudchuk I. Experience in the use of sideroplezit ore from Bakal depozite in the conditions of sinter plant. *Natsional'naya metallurgiya*. 2005, September–October, pp. 74–79. (In Russ.).

9. Klyuchkovskii S.P., Smirnov A.N., Savchenko I.A. Development of physical and chemical bases of an overall use of high-magnesia siderites. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2015, no. 1, pp. 26–31. (In Russ.).

10. Yur'ev B.P., Kostousova T.I. Study of the properties of siderite ore and its products after thermal processes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1999, no. 3, pp. 17–23. (In Russ.).

11. Matyukhin V.I., Melamud S.G., Shatsillo V.V., Matyukhin O.V., Matyukhina A.V. The investigation of firing of siderite small fractions in rotary furnace. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 9, pp. 652–657. (In Russ.).

12. *Mineraly (spravochnik). T.II., vyp. 2: Prostye okisly* [Minerals (reference book). Vol. II, Issue 2: Simple oxides]. Chukhrov F.V., Bonshtedt-Kupletskaya E.M. eds. Moscow: Nauka, 1965, 344 p. (In Russ.).

13. Vusikhis A.S., Dvinin V.I., Leont'ev L.I., Maizel' S.G. *Sposob podgotovki sideritov k domennoi plavke* [Method of siderites preparation for blast furnace smelting]. Patent RF no. 2041963, MPK S22V1/04, publ. 20.08.1995. (In Russ.).

14. Logachev G.N., Pishnograev S.N., Gostenin V.A. Influence of roasted siderite concentrate in the sintering batch on blast-furnace performance at OAO MMK. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 502–503.

15. Aleksandrov L.I. Evolution of sinter quality at "Tata Steel". *Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2006, no. 4, pp. 30–32. (In Russ.).

16. Bliznyukov A.S. Quality improvement of sintered ores in relation to blast furnace operation. *Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2008, no. 1, pp. 22–27. (In Russ.).

17. Yang Jiaolong, Lu Longwen. Fu Lianchun, Li Huaiyan. Industrial of serpentine addition into burden of no. 5 blast furnace of WISCO. *6 International Congress on the Science and Technology of Ironmaking (ICSTI 2012) cluding 42 ABM Ironmaking Seminar and 13 ABM Iron Ore Symposium, Rio de Janeiro, Oct. 14-18, 2012*. San Paulo: 2012, pp. 49–60.

18. Gur'eva V.A. Effect of alumina-magnesia raw on formation of ceramics properties. *Vestnik OGU*. 2011, no. 4 (123), pp.165–169. (In Russ.).

19. Shiroyan D.S., Gromova I.V., Elzhirkaev R.A. Study of the opportunities for processing serpentine-magnesite raw from Khalilovsk deposit into magnesium sulfate. *Uspekhi v khimii i khimicheskoi tekhnologii*. 2014, vol. XXVIII, no. 5, pp.122–125. (In Russ.).

20. Martinez E. The effect of particle size on the thermal properties of serpentine minerals. *The American mineralogist*. 1961, vol. 46, July–August, pp. 901–912.

21. *Mineraly (spravochnik). T. IV, vyp. 1: Silikaty so strukturoi perekhodnoi ot tsepochechnoi k sloistoi, sloistye silikaty (kaolinovye mineraly, serpentiny, pirofillit, tal'k, slyudy)* [Minerals (Reference book). Vol. IV, Issue 1: Silicates with structure transforming from chain-type to layer-type. Layer-type silicates (kaoline-type minerals, serpentine, profillite, talcum]. Chukhrova F.V. ed. Moscow: Nauka, 1992, 599 p. (In Russ.).

22. Hršak D., Sučik G., Lazić L. The thermophysical properties of serpentinite. *Metalurgija*. 2008, vol. 47, no. 1, pp. 21–31. (In Czech).

23. Ashimov U.B., Bolotov Yu.A., Arykbaev R.K. Thermal analysis of serpentinites. *Refractories (English translation of Ogneupory),* 1990, vol. 30, no. 7–8, pp. 491–494.

24. Khoroshavin L.B. *Forsterit 2MgO·SiO$_2$* [Forsterite 2MgO·SiO$_2$]. Moscow: Teplotekhnik, 2004, 368 p. (In Russ.).

25. Malysheva T.Ya., Pavlov R.M. Bundle mineral composition influence on basicity of sinter with different strength properties. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2012, no. 11, pp. 6–10. (In Russ.).

26. Vegman E.F. Zherebin B.P., Pokhvisnev A.N., Yusfin Yu.S., Kurunov I.F., Paren'kov A.E., Chernousov P.I. *Metallurgiya chuguna: Uchebnik dlya vuzov* [Cast iron metallurgy: Textbook for universities]. Yusfin Yu.S. ed. Moscow: IKTs "Akademkniga", 2004, 774 p. (In Russ.).

27. Bayliss P., Warne S.St.J. Differential thermal analysis of siderite-kaolinite mixtures. *American mineralogist*. 1972, vol. 57, pp. 960–966.

Acknowledgements. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, the agreement no.14.278.21.0065 from 10.20.2014, the unique agreement identifier is RFMEFI57814X0065.

Information about the authors:

E.V. Ovchinnikova, *Postgraduate of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies"*

V.B. Gorbunov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies"* (vbg1953@mail.ru)

A.N. Shapovalov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of Chair "Metallurgical Technology and Equipment"*

S.A. Pisarev, *MA Student*

N.M. Durov, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies"*

Received June 10, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 821 – 825.
© 2016. *Румянцев Б.А., Комолова О.А., Григорович К.В., Гарбер А.К.*

УДК 669.18

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИСПАРЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ РЕАКЦИОННОЙ ЗОНЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ ХРОМСОДЕРЖАЩИХ РАСПЛАВОВ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМОЙ*

***Румянцев Б.А.*[1], *аспирант кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»* (rumin_123@mail.ru)**
***Комолова О.А.*[1], *к.т.н., доцент кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»* (o.a.komolova@gmail.com)**
Григорович К.В.*[1, 2], *член-корр. РАН, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Металлургия стали и ферросплавов», зав. лабораторией
Гарбер А.К.*[1], *к.т.н., доцент кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»

[1] Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)
[2] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Работа посвящена изучению процессов испарения компонентов расплавов железа и систем Fe–Cr, Fe–Ni, Fe–Cr–Ni в зоне плазменного пятна при его обработке низкотемпературной плазмой аргона. Проведена серия экспериментов с различными массами обрабатываемого металла при изменении мощности дуги плазмотрона с целью определения условий, при которых достигается стабильность температурного режима поверхности обрабатываемого металла. Результаты показали, что для условий экспериментов, при которых поток плазмы полностью омывает поверхность капли металла, наиболее оптимальными являются мощность дуги не менее 2,0 кВт и масса навески металла в интервале от 5 до 10 г. Изучены процессы испарения в зависимости от состава расплава и определены константы скорости испарения. Установлено, что самой большой скоростью испарения в нейтральной атмосфере лабораторной плазменной печи из исследованной группы сплавов характеризовался расплав Fe–Cr–Ni. Определена температура поверхности расплава косвенным методом по интенсивности испарения. Установлено, что температура поверхности обрабатываемого плазмой расплава изменялась в диапазоне от 1950 до 2100 К при изменении мощности дуги в диапазоне от 1,6 до 2,4 кВт.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь, испарение, плазма, кинетика, температура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-821-825

Производство коррозионностойких сталей с низким содержанием углерода представляет собой сложную задачу [1, 2]. Хорошо известно, что наиболее благоприятными условиями для селективного обезуглероживания высокохромистых коррозионностойких сталей являются высокая температура и низкое парциальное давление оксидов углерода над расплавом [3, 4].

В настоящее время производство высокохромистых коррозионностойких сталей осуществляется с помощью дуплекс-процесса [5 – 8]. Альтернативой может являться выплавка высокохромистых коррозионностойких сталей в плазменной печи. Плазменная печь представляет собой агрегат, в котором можно выплавлять разные объемы металла. Обработка небольших объемов металла наиболее эффективна вследствие большого значения соотношения поверхность–объем. Более того, переход на плазменно-дуговой переплав требует минимальных вложений для модификации дуговой печи постоянного тока [9, 10].

Особый интерес представляет изучение основных характеристик процесса взаимодействия плазменного факела и металлической ванны, таких как температура и площадь реакционной зоны, интенсивность обновления поверхности, поскольку это напрямую влияет на глубину обезуглероживания металла.

Косвенно оценить температуру в зоне воздействия плазменной дуги возможно по данным о скорости испарения металла с поверхности расплава, что было показано в работе [11]. Такая оценка дает среднее значение температуры поверхности с точностью ±100 К.

Целью данного исследования было изучение процессов испарения расплава в зоне плазменного факела в зависимости от состава металла и мощности дуги и определение температуры поверхности расплава.

На лабораторной установке были проведены эксперименты по моделированию процессов, протекающих в зоне активного плазменного факела при его взаимодействии с расплавами на основе железа.

Процессы испарения компонентов расплава при плазменно-дуговой обработке изучались в лаборатор-

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 гг.». Соглашение о предоставлении субсидии № 14.578.21.0023 от 5 июня 2014 г. по теме «Разработка и внедрение ресурсосберегающих технологий производства сложнолегированных марок сталей и сплавов с заданными свойствами для деталей и узлов авиакосмической техники». Уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57814X0023.

ной плазменной печи. Плавление пробы заданного состава проводили на медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с использованием плазмы аргона. Используемая методика исследования моделировала процессы, протекающие в печи в реакционной зоне, так как размер поверхности капли исследуемого металла был соизмерим с активным пятном плазменной дуги.

Лабораторная установка включала плазменную печь постоянного тока с напряжением холостого хода до 140 В и рабочим током до 300 А, масса пробы исследуемого металла составляла 3 – 12 г. После помещения пробы в кристаллизатор и продувки печи аргоном в течение 10 – 15 мин включали плазмотрон. Эксперименты проводили при мощности дуги от 1,6 до 2,4 кВт, расходе плазмообразующего газа аргона 450 мл·мин$^{-1}$ и общем давлении газа в печи 0,1 МПа.

Исходный состав анализируемых сплавов приведен в таблице.

По окончании эксперимента химический состав металла определяли методом оптического эмиссионного спектрального анализа на спектрометре тлеющего разряда SA-2000 LECO с погрешностью не более ±1 % (отн.).

Взвешивание образцов до и после обработки в плазменной печи производили на лабораторных весах ED224S Sartorius с погрешностью 0,0001 г.

Эксперименты проводили на пробах различной массы, поэтому для сопоставления результатов величины потерь массы Δm, г были отнесены к площади поверхности испарения F, см^2. По результатам потерь массы проб за время плавки была рассчитана плотность потока испаряющегося вещества J по уравнению

$$J = \frac{\Delta m}{M\tau F},\ \text{моль}\cdot\text{см}^{-2}\cdot\text{с}^{-1}, \qquad (1)$$

где Δm – потеря массы пробы металла, г; M – молекулярный вес испаряющегося вещества, г·моль$^{-1}$; τ – продолжительность плавления, с; F – площадь поверхности капли, см^2.

Известны различные варианты оценки поверхности испарения металла в плазменном факеле. Так, в работе [11] для расчета скорости испарения принимали модель, согласно которой испарение металла происходит с площади пятна дуги, где температура достигает точки кипения металла. По приведенной оценке при токе дуги 50 – 250 А поверхность испарения составляет 0,5 мм^2. Предположения, сделанные в работе [11], частично подтверждаются результатами экспериментального исследования скорости испарения меди в пятне нагрева плазменной дугой [12]. Однако при этом отмечено, что заметное изменение скорости испарения в центральной зоне пробы по сравнению с периферией начинается только при токе свыше 500 А. В работах [13, 14] методом спектрометрического измерения интенсивности излучения паров металла в аргонной плазме на капле массой 30 г при токе 50 – 150 А было показано, что испарение происходит со всей поверхности, омываемой плазменным факелом и распределение давления пара железа над расплавом имеет М-образный характер с минимумом в центре пятна дуги. Основываясь на результатах работ [13, 14] принимали, что поверхность капли в проводимых экспериментах достаточно достоверно моделирует зону воздействия плазменного факела с расплавом. Площадь поверхности капли рассчитывали по формуле для шарового сегмента:

$$F = 2\pi rh,\ \text{см}^2, \qquad (2)$$

где r, h – соответственно радиус основания и высота капли расплава за вычетом толщины непроплавленного гарниссажного слоя.

Выполнена серия экспериментов, в ходе которых при массе пробы 8 – 10 г расплавление и выдержку в аргоновой плазме проводили при изменении мощности плазменной дуги в интервале от 1,6 до 2,4 кВт. Результаты экспериментов в виде рассчитанных значений интенсивности испарения хромоникелевого сплава Fe–Cr–Ni в зависимости от мощности дуги представлены на рис. 1.

Несмотря на наблюдаемый разброс данных, обнаруживается отчетливая тенденция увеличения интен-

Состав металла исследованных образцов

Composition of the metal of studied samples

Металл	Исходное содержание компонентов, % (по массе)					
	C	S	O	N	Cr	Ni
Fe	0,160	0,001	0,0208	0,0112	–	–
Fe–Cr	0,114	0,0012	0,0072	0,0147	18,05	–
Fe–Ni	0,127	0,0014	0,0104	н.о	–	10,23
Fe–Cr–Ni	0,100	0,0017	н.о	н.о	17,80	10,34

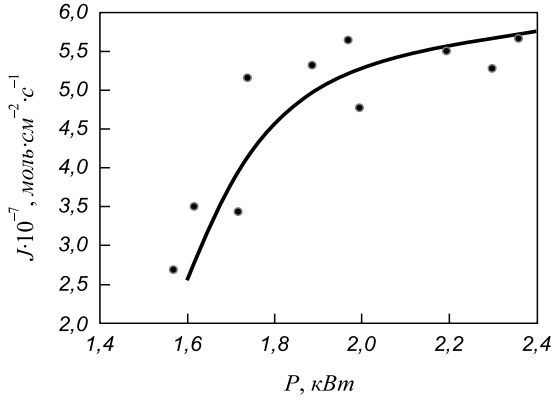


Рис. 1. Зависимость интенсивности испарения расплава Fe–Cr–Ni от мощности дуги плазменного факела

Fig. 1. The evaporation rate dependence of Fe–Cr–Ni melt from the arc plasma torch power

сивности испарения металла с увеличением мощности плазменного факела. При мощности плазменного факела свыше 1,8 кВт значения интенсивностей испарения с поверхности расплава в пределах экспериментальной погрешности не зависели от мощности дуги. Вычисленные значения интенсивности испарения J были сопоставлены с зависимостями плотности потока испаряющегося вещества от температуры, рассчитанными авторами работы [15] по результатам измерений скорости испарения образцов состава нержавеющей стали массой 2 г при плавке во взвешенном состоянии в атмосфере аргона при давлении 0,1 МПа и толщине диффузионного слоя δ_N = 0,025 см (рис. 2).

Сравнение продемонстрировало хорошее совпадение результатов. Расчеты показали, что в проведенных экспериментах среднемассовая температура поверхности расплава составляла от 1950 до 2100 К в зависимости от мощности плазменного факела, которую изменяли в интервале от 1,6 до 2,4 кВт.

Экспериментально установлено (рис. 3), что при постоянной мощности дуги интенсивность испарения проб массой более 5 г практически не зависит от их массы, т. е. при массе пробы в интервале от 5 до 10 г условия тепло- и массопереноса на межфазной границе можно считать неизменными, а, следовательно, и температуру поверхности расплава постоянной.

Несмотря на, казалось бы, заметное различие абсолютных значений интенсивности испарения проб массой около 3 г и свыше 5 г, результаты экспериментов показали, что среднемассовая температура поверхности различается незначительно: при $J \sim 8 \cdot 10^{-7}$ моль·см$^{-2}$·с$^{-1}$ для капли массой 3,5 г она составляла 2080 К, при $J \sim 5 \cdot 10^{-7}$ моль·см$^{-2}$·с$^{-1}$ для капли массой более 5 г T = 2040 К.

Полученные данные по кинетике испарения металла экспериментальных проб в зоне воздействия плазменного факела представлены на рис. 4 в виде зависимости потерь массы металла, нормированных на площадь поверхности капли от времени. Эксперименты проводили на пробах металла массой 8 – 10 г при мощности плазменного факела 2 кВт. По результатам опытов методом наименьших квадратов были построены линейные зависимости, что позволило определить значения константы скорости испарения металла по тангенсу угла наклона прямых:

Металл	k, 10^{-5}, г·см$^{-2}$·с$^{-1}$
Fe	1,6
Fe – Cr	1,6
Fe – Ni	1,5
Fe – Cr – Ni	2,4

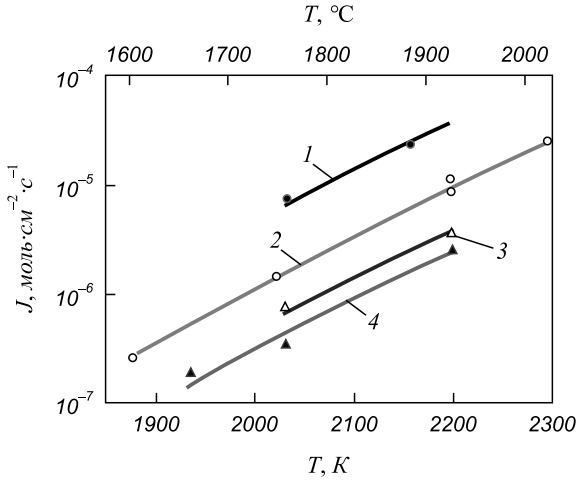


Рис. 2. Интенсивность испарения сплава Х18Н10 в зависимости от температуры (масса пробы 2 г, δ_N = 0,025 см) [9]:
1 – P = 0,006 МПа; *2* – P = 0,013 МПа;
3 – P = 0,066 МПа; *4* – P = 0,1 МПа

Fig. 2: Evaporation rate of AISI 321 (Cr18Ni10) alloy depending on the temperature (weight – 2 g sample, δ_N = 0.025 cm) [9].
1 – P = 0.006 MPa; *2* – P = 0.013 MPa;
3 – P = 0.066 MPa; *4* – P = 0.1 MPa

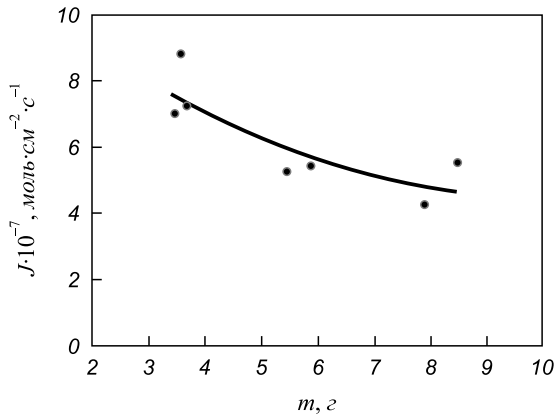


Рис. 3. Зависимость интенсивности испарения металла от массы проб при мощности дуги 2,0 кВт

Fig. 3. Dependence of the metal evaporation intensity on size of the samples at the arc power of 2.0 kW

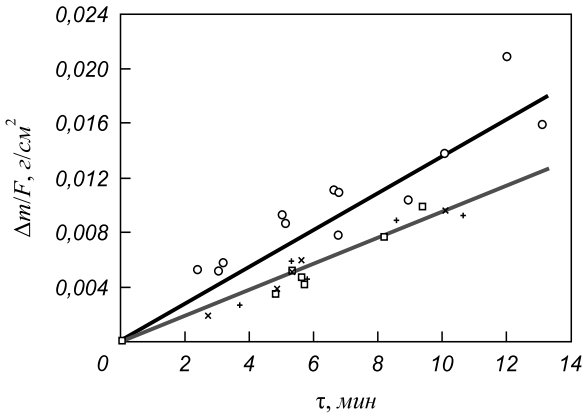


Рис. 4. Кинетика испарения исследуемых сплавов в аргонной плазме:
+ – Fe; □ – Fe – Cr; × – Fe – Ni; ○ – Fe – Cr – Ni

Fig. 4 Kinetics of evaporation of the investigated alloys in argon plasma.
+ – Fe; □ – Fe – Cr; × – Fe – Ni; ○ – Fe – Cr – Ni

Самой большой скоростью испарения в нейтральной атмосфере лабораторной плазменной печи из исследованной группы сплавов характеризовался расплав Fe–Cr–Ni. Содержание хрома и никеля по отдельности в расплавах железа не выявило заметного различия в скоростях их испарения по сравнению с испарением чистого железа. Как показали результаты спектрального анализа образцов после плазменного переплава, содержание легирующих практически не изменялось.

Выводы. На лабораторной установке проведены эксперименты по моделированию процессов, протекающих в зоне активного плазменного факела при его взаимодействии с расплавами на основе железа. Исследовано влияние мощности плазменной дуги в диапазоне 1,6 – 2,4 кВт и массы исследуемого расплава на скорость испарения и температуру поверхности. Установлена зависимость среднемассовой температуры поверхности расплава от мощности дуги, которая изменялась при проведении экспериментов в интервале 1950 – 2100 К.

Определены константы скорости испарения сплавов на основе железа. Установлено, что самой большой скоростью испарения в нейтральной атмосфере лабораторной плазменной печи из исследованной группы сплавов характеризовался расплав Fe–Cr–Ni. Содержание хрома и никеля по отдельности в расплавах железа не выявило заметного влияния на скорость их испарения по сравнению с испарением чистого железа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСиС, 1999. – 208 с.
2. Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 319 с.
3. Бородулин Г.М., Мошкевич Е.И. Нержавеющая сталь. – М.: Металлургия, 1973. – 319 с.
4. Inomoto T., Matsuo V., Yano M. Evaluation of the chemical vaccum effect in decarburization treatment by argon-ingected steel under normal atmosphere // ISIJ International. 2014. Vol. 55. No. 4. P. 723 – 726.
5. Фриц Э. Технология производства коррозионностойкой стали: тенденции, разработки и новые проекты // Черные металлы. 2003. № 9. С. 69 – 76.
6. Генкин В.Я. Пути оптимизации мартеновских цехов: установка электропечей, агрегатов внепечной обработки металла, УНРС // Электрометаллургия. 2000. № 5. С. 10 – 13.
7. Дуб В.С., Иодковский С.А., Куликов А.П., Дурынин В.А. Опыт использования мартеновских печей с агрегатами внепечной обработки для производства высококачественной и высоколегированной стали // Электрометаллургия. 2003. № 1. С. 31 – 35.
8. Римкевич В.С., Буцкий Е.В., Брагин В.И. Освоение технологии выплавки стали с использованием агрегата внепечной вакуумной обработки // Электрометаллургия. 1998. № 4. С. 25 – 28.
9. Римкевич В.С., Сисев А.А., Муруев С.В., Блохин М.В. Возможности совершенствования традиционной выплавки нержавеющей стали // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2012. № 8. С. 23 – 28.
10. Чередниченко В.С., Кузьмин М.Г., Аньшаков А.С. Плазменные установки для плавки и восстановления металлов // Электрометаллургия. 2009. № 9. С. 20 – 27.
11. Sato M. Evidence for Chromium Evaporation Influencing the Oxidation of 304L: The Effect of Temperature and Flow Rate Adv // Mater. And Process. 1988. Vol.1. No. 5. P. 1390.
12. KashiwajaY., Onishi S., Ishii K. Spectroscopic study on Metal Vapor and Mechanism of Vaporization in Plasma Refining // Proceedings of the Sixth International Iron and Steel Congress. 1990. Nagoya, ISIY, P. 551 – 558.
13. Григорян В.А., Алеев Р.А., Кочетов А.И., Прянишников М.И. Кинетика испарения жидкого железа // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 3. С. 16 – 18.
14. Дроздов Н.Н., Бурцев В.Т., Филиппов С.И., М.Р. Лютикова М.Р. Изучение механизма и кинетики испарения серы методом взвешенной капли // Изв. вуз. Черная металлургия. 1977. № 5. С. 22 – 24.
15. Fischer W.A., Janke D., Stahlschmidt K. Die Verdampfung von Eisen und seiner Begleitelemente Kupfer und Mangan beim Schwebeschmelzen unter vermindertem Druck // Archiv f.d. Eisenhüttenwesen. 1974. B. 45. No. 11. S. 757 – 764.

Поступила 19 июля 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 821–825.

INVESTIGATION OF THE EVAPORATION PROCESSES OF COMPONENTS OF CHROMIUM-CONTAINING MELTS BY LOW TEMPERATURE PLASMA TREATMENT

***B.A. Rumyantsev*[1], *O.A. Komolova*[1], *K.V. Grigorovich*[1, 2], *A.K. Garber*[1]**

[1] National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia
[2] Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

Abstract. The article describes the studies the evaporation of components in molten iron and Fe–Cr, Fe–Ni, Fe–Cr–Ni systems in plasma spot area during processing of low-temperature argon plasma treatment. A series of experiments was carried out with different weights of the treated metal. changing the arc power of the plasma torch determine the conditions under which stability of treated metal surface is achieved. The results showed that for the experimental conditions under which the plasma flow completely washes the surface of the metal droplets are most suitable: arc power is not less than 2.0 kW and metal sample mass is in the range of 5 to 10 grams. The dependence between evaporation process and chemical composition of melts was studied. Also, evaporation rate constants were determined. It was found that the greatest rate of evaporation in a neutral atmosphere of a laboratory plasma furnace have Fe–Cr–Ni. It was determined the temperature of the melt surface by the indirect method – the evaporation rate. The surface temperature of the melt which was treated by plasma torch varied in the range from 1950 to 2100 K for changing the arc power in the range of 1.6 to 2.4 kW.

Keywords: stainless steel, evaporation, plasma, kinetics, temperature.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-821-825

REFERENCES

1. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steel]. Moscow: MISiS. 1999, 208 p. (In Russ.).

2. Babakov A.A., Pridantsev M.V. *Korrozionno stoikie stali i splavy* [Corrosion-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 319 p. (In Russ.).

3. Borodulin G.M., Moshkevich E.I. *Nerzhaveyushchaya stal'* [Stainless steel]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 319 p. (In Russ.).

4. Inomoto T., Matsuo V., and Yano M. Evaluation of the chemical vaccum effect in decarburization treatment by argon-ingected steel under normal atmosphere. *ISIJ International*. 2014, vol. 55, no. 4, pp. 723–726.

5. Frits E. Technology of production of corrosion-resistant steel: trends, developments and new projects. *Chernye metally*. 2003, no. 9, pp. 69–76. (In Russ.).

6. Genkin V.Ya. Ways of optimization of open-hearth shops: electric installation, secondary metallurgy units, continuous casters. *Elektrometallurgiya*. 2000, no. 5, pp. 10–13. (In Russ.).

7. Dub V.S., Iodkovskii S.A., Kulikov A.P., Durynin V.A. Experience in the use of open-hearth furnaces with secondary treatment units for production of high-quality and high-alloy steel. *Elektrometallurgiya*. 2003, no. 1, pp. 31–35. (In Russ.).

8. Rimkevich V.S., Butskii E.V., Bragin V.I. Mastering the technology of steel smelting unit with ladle vacuum treatment. *Elektrometallurgiya*. 1998, no. 4, pp. 25–28. (In Russ.).

9. Rimkevich V.S., Sisev A.A., Muruev S.V., Blokhin M.V. Opportunities for improvement of the traditional smelting of stainless steels. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2012, no. 8, pp. 23–28. (In Russ.).

10. Cherednichenko V.S., Kuz'min M.G., An'shakov A.S. Plasma systems for melting and recovery of metals. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 9, pp. 20–27. (In Russ.).

11. Sato M. Evidence for Chromium Evaporation Influencing the Oxidation of 304L: The Effect of Temperature and Flow Rate Adv. *Mater. And Process*. 1988, vol. 1, no. 5. p. 1390.

12. Kashiwaja Y., Onishi S., Ishii K. Spectroscopic study on Metal Vapor and Mechanism of Vaporization in Plasma Refining. *Proceedings of the Sixth International Iron and Steel Congress, 1990. Nagoya*. ISIY, pp. 551–558.

13. Grigoryan V.A., Aleev R.A., Kochetov A.I., Pryanishnikov M.I. Evaporation kinetics of liquid iron. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1973, no. 3, pp. 16–18. (In Russ.).

14. Drozdov N.N., Burtsev V.T., Filippov S.I., Lyutikova M.R. Study of the mechanism and kinetics of sulfur evaporation by method of weighted drop. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1977, no. 5, pp. 22–24. (In Russ.).

15. Fischer W.A., Janke D., Stahlschmidt K. Die Verdampfung von Eisen und seiner Begleitelemente Kupfer und Mangan beim Schwebeschmelzen unter vermindertem Druck. *Archiv f.d. Eisenhüttenwesen*. 1974, B. 45, no. 11, S. 757–764.

Acknowledgements. The work was performed within the framework of the Federal Target Program "Research and development on priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014-2020". Grant agreement no. 14.578.21.0023 of 5 June 2014 "Development and introduction of resource-saving technologies complexly alloyed grades of steels and alloys with desired properties for components and parts of aerospace units" Unique identifier of agreement is RFMEFI57814X0023.

Information about the authors:

B.A. Rumyantsev**,** *Postgraduate of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"* (rumin_123@mail.ru)

O.A. Komolova**,** *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"*(o.a.komolova@gmail.com)

K.V. Grigorovich**,** *Coresponding Member of Russian Academy of Sciences, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys", Head of the Laboratory*

A.K. Garber**,** *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"*

Received July 19, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 826 – 832.
© 2016. *Авдеенко А.М., Моляров В.Г., Калашникова А.В., Бочаров А.Н., Моляров А.В.*

УДК: 669-419.4

ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ, ЛЕГИРОВАННЫЙ АЗОТОМ*

***Авдеенко А.М.*[1],** *д.ф.-м.н., профессор кафедры информационных технологий* (desperados67@inbox.ru)

***Моляров В.Г.*[2],** *к.т.н., с.н.с., зам. зав. отделом материаловедения и сварки нефтяного оборудования* (molyaron@mail.ru)

***Калашникова А.В.*[2],** *инженер отдела материаловедения и сварки нефтяного оборудования* (4657952@mail.ru)

***Бочаров А.Н.*[2],** *к.т.н., зав. отделом материаловедения и сварки нефтяного оборудования* (bocharov.albert@yandex.ru)

***Моляров А.В.*[3],** *аспирант кафедры металловедения и физики прочности* (anwil_875@mail.ru)

[1] **Академия Государственной противопожарной службы МЧС России**
(129366, Россия, Москва, ул. Бориса Галушкина, 4)
[2] **АО «ВНИИНЕФТЕМАШ»**
(115191, Россия, Москва, 4-й Рощинский проезд, 19)
[3] **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Рассмотрена возможность получения листовой двухслойной стали повышенной прочности – биметаллического конструкционного материала с основным слоем из малоуглеродистой марганцовистой микролегированной стали бейнитного класса и плакирующим слоем из легированной азотом коррозионностойкой двухфазной аустенитно-ферритной стали. Опробована технология получения биметаллического материала путем электродуговой наплавки высоколегированной стали сварочной проволокой под слоем флюса на плоскую заготовку из микролегированной стали и последующей горячей деформации с имитацией форсированного подстуживания проката на отводящем рольганге широкополосного стана и медленного охлаждения рулона после смотки полосы. Исследованы микроструктура, механические и коррозионные свойства биметаллического конструкционного материала. Показано, что предложенный материал не уступает в коррозионной стойкости существующим биметаллическим материалам, а по прочностным свойствам – пределу текучести и прочности сцепления разнородных слоев композит превосходит традиционные двухслойные стали и нормативные ограничения не менее, чем на 30 – 50 % и в 3 раза соответственно.

Ключевые слова: биметаллический композиционный материал, двухфазная аустенитно-ферритная сталь, высокопрочная микролегированная сталь, наплавка под слоем флюса, горячая прокатка, микроструктура, механические свойства, питтинг, коррозионная стойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-826-832

Интерес к коррозионностойким сталям, легированным азотом, постоянно растет. Их преимущество по сравнению с традиционными сталями-аналогами – повышенная прочность и высокий порог хладноломкости, что обеспечивает уменьшение массы и снижение металлоемкости конструкций. Азот, как мощный стабилизатор аустенита, компенсирует недостаток никеля и марганца – дорогостоящих легирующих элементов и позволяет почти вдвое уменьшить их содержание в стали [1 – 3].

Дополнительное снижение себестоимости металла на 10 – 25 % и повышение прочности на 25 – 50 % обеспечивает замена монометаллов на биметаллические композиционные материалы (БКМ) с плакирующим слоем, стойким к действию химически агрессивных сред, и основным слоем повышенной прочности, воспринимающим рабочие нагрузки и гарантирующим надежность конструкции. Весьма перспективными для использования в качестве основного слоя БКМ являются низколегированные стали бейнитного класса, как например малоуглеродистая марганцовистая микролегированная сталь S700MC производства ПАО «Северсталь», а также схожие с ней марки [4 – 7]. Несмотря на ограничения по температуре эксплуатации – не выше 300 – 350 °С, перспективными для изготовления плакирующего слоя БКМ считаются двухфазные аустенитно-ферритные (ДАФ) стали, легированные азотом и молибденом, сочетающие повышенную прочность и стойкость к воздействию щелочных и хлоридных сред [8]. Данные стали

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ. Уникальный идентификатор проекта RFMEFI57914X0079.

эффективно применяются в качестве мономатериалов для изготовления нефтехимического оборудования (колонн, теплообменных аппаратов).

Существует ряд способов производства коррозионностойких биметаллических материалов: литейное плакирование, пакетная прокатка, сварка взрывом, многослойная наплавка под разными шлаками [9, 10]. При оценке способов производства БКМ необходимо учитывать не только качество материала, но и экономические аспекты, возможность массового производства, экологические факторы. Одним из важнейших параметров, обеспечивающих качество и технологичность двухслойных сталей, является прочность соединения разнородных слоев, которая должна превосходить 300 МПа. В наибольшей степени выполнение этого требования обеспечивают методы электрошлаковой и электродуговой наплавки [11]. Высокая прочность ведет к росту технологических свойств – затрудняется разрушение БКМ. Кроме того, наплавка слабо чувствительна к качеству поверхности, на границе раздела отсутствуют дефекты типа расслоев, трещин, непроваров. При оптимальном выборе режима наплавки и шлаков можно достичь высокой чистоты по неметаллическим включениям, сере и фосфору, что благоприятным образом скажется как на механических, так и на коррозионных свойствах материала [1, 3, 11].

Цель работы – создание БКМ на основе малоуглеродистой марганцовистой микролегированной стали, плакированной коррозионно-стойкой ДАФ сталью, легированной азотом, и разработка технологии его получения путем наплавки высоколегированного слоя и последующей деформационно-термической обработки.

В качестве основы БКМ использовали две пластины 200×50×12 мм, вырезанные из горячекатаной стали S700MC, имеющей мелкозернистую структуру и предел текучести ~700 МПа благодаря бейнитной составляющей, сформированной в процессе полиморфного γ-α превращения стали при ускоренном охлаждении на отводящем рольганге НШС 2000 и микролегированию. Плакирующий коррозионностойкий слой из ДАФ стали толщиной 3 и 5 мм наплавляли на основу соответственно в один и два прохода сварочной проволокой OK Autrod 2209 диаметром 3,2 мм под слоем флюса марки OK 10.93 автоматической электродуговой сваркой на постоянном токе обратной полярности. Химический состав каждого слоя БКМ представлен в табл. 1.

Наплавленные заготовки БКМ длиной 300 мм после часовой выдержки при температуре 1200 °С прокатывали в три прохода на толщину 7 мм на стане ДУО-300 со скоростью 0,4 – 0,5 $с^{-1}$, с суммарной деформацией ~50 %, междеформационными паузами не более 5 с, температурами конца прокатки 780 и 840 °С. Затем образцы были подстужены водовоздушным потоком до 600 °С, после чего медленно охлаждены с печью для имитации смотки горячекатаной полосы в рулон и его термостатирования. Форсированное подстуживание полос с 780 и 840 °С до 600 °С на завершающей стадии горячей прокатки БКМ обеспечило закалку микролегированной основы на бейнит и стабилизацию высокотемпературного состояния ДАФ слоя.

Неметаллические включения и микроструктуру стали анализировали на оптическом микроскопе Axio Lab. A1 (Carl Zeiss) при увеличениях 100 – 1000 и сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV при увеличениях 1000 – 5000. Обработку изображений поверхности нетравленых шлифов и количественный анализ неметаллических включений выполняли с помощью стандартных пакетов прикладных программ с использованием процедур удаления шумов и бинаризации. Микроструктуру стали основного слоя БКМ выявляли 3 %-ным раствором азотной кислоты в спирте, структуру двухфазной стали коррозионностойкого слоя – электролитическим травлением шлифов в хромовом ангидриде, структуру переходной зоны – травителем Вилелла. Наноразмерные выделения карбонитридов ванадия, ниобия и титана анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-200CX. Наличие и объемную долю остаточного аустенита в основном слое определяли рентгенографически на дифрактометре Rigaku-X по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий аустенита (111) и феррита (110) с точностью 0,1 %. Механические свойства основного слоя и БКМ определяли методом одноосного статического растяжения стандартных образцов при комнатной температуре на разрывной машине ZD/10/90.

Сталь S700MC в исходном состоянии поставки имеет мелкозернистую структуру нижнего бейнита (рис. 1). В результате горячей прокатки и последующего форсиро-

Таблица 1

Химический состав стали основного и плакирующего слоев БКМ

Table 1. **Chemical composition of the BCM basic and cladding layers**

Слой БКМ	Массовая доля химического элемента, %														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb	B	N
Основа	0,08	0,15	1,95	0,008	0,003	0,04	0,12	0,23	0,09	0,04	0,08	0,04	0,06	0,003	0,05
ДАФ	0,03	0,66	1,39	0,015	0,003	21,50	8,00	2,95	0,11	0,05	0,05	0,04	0,04	0,002	0,13

ванного подстуживания полосы БКМ до 600 °С с имитацией смотки в рулон формируется структура верхнего бейнита. Малоуглеродистые микролегированные стали типа S700MC при закалке на бейнит дают высокий комплекс механических свойств, связанных с особенностями бейнитного превращения. Оно имеет сдвиговый характер, но при этом контролируется диффузией углерода, в отличие от мартенситного превращения. Тип бейнитной структуры определяется способом пластической аккомодации – двойникованием, в результате чего образуется нижний бейнит, или пластическим скольжением, обеспечивающим формирование верхнего бейнита.

Бейнит основного слоя БКМ является верхним, имеет арочное строение и считается игольчатым ферритом [12]. Поскольку пакеты отсутствуют, при разрушении такой структуры фасетки скола проходят через всё бывшее аустенитное зерно, причем зарождение фасеток облегчается наличием карбидов по границам зерен. Поэтому с точки зрения повышения предела текучести и увеличения ударной вязкости этой стали желательно уменьшение размеров аустенитного зерна до уровня не ниже 9 балла путем контролируемой прокатки.

Степень вытянутости неориентированных игл феррита варьируется от участка к участку. Доля остаточного аустенита не превышает 1 %. Обнаружено большое количество карбонитридных наноразмерных выделений V(CN), Nb(CN), Ti(CN) величиной 10 – 100 нм, располагающихся в феррите в виде цепочек из частиц, обеспечивающих дисперсионное упрочнение основного слоя. Степень загрязненности стали S700MC коррозионно-активными неметаллическими включениями не превышает верхней границы – 2 частицы на 1 мм^2 площади шлифа, установленной для низкоуглеродистых сталей повышенной стойкости к локальной коррозии.

Наплавленный на основу коррозионностойкий ДАФ слой имеет дендритную структуру в виде столбчатых кристаллов, ориентированных вдоль градиента температур затвердевания расплава (рис. 2, *а*). В результате термодеформационной проработки БКМ с обжатием ~50 % литая структура, характеризующаяся дендритной ликвацией, преобразуется в слоистую, вытянутые зерна которой в виде волокон преимущественно ориентированы по направлению прокатки (рис. 2, *б*). Основными фазами являются аустенит и феррит в соотноше-

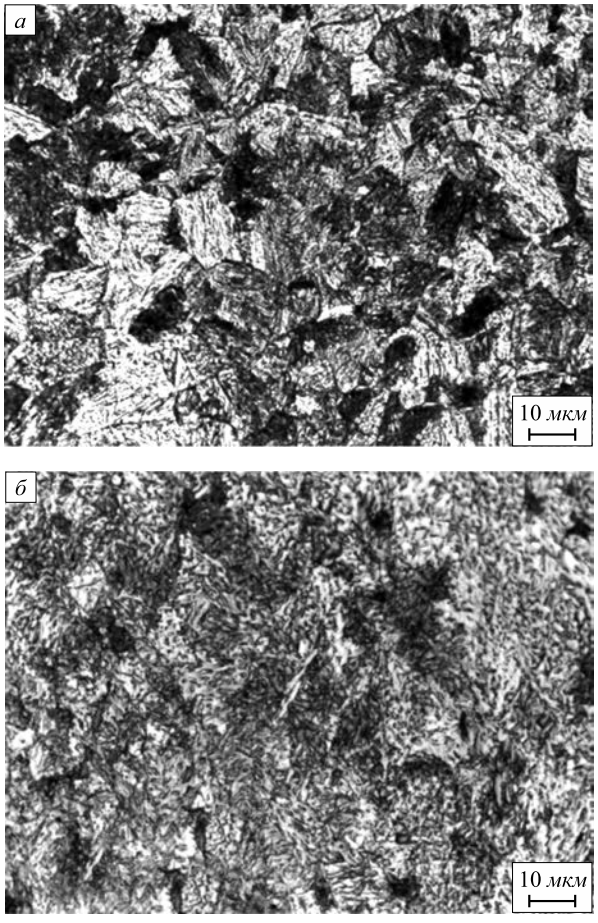


Рис. 1. Микроструктура стали S700MC, ×500:
а – исходное состояние; *б* – после горячей прокатки и охлаждения БКМ

Fig. 1. Microstructure of S700MC steel (×500);
а – initial condition; *б* – after hot rolling and cooling of the BCM

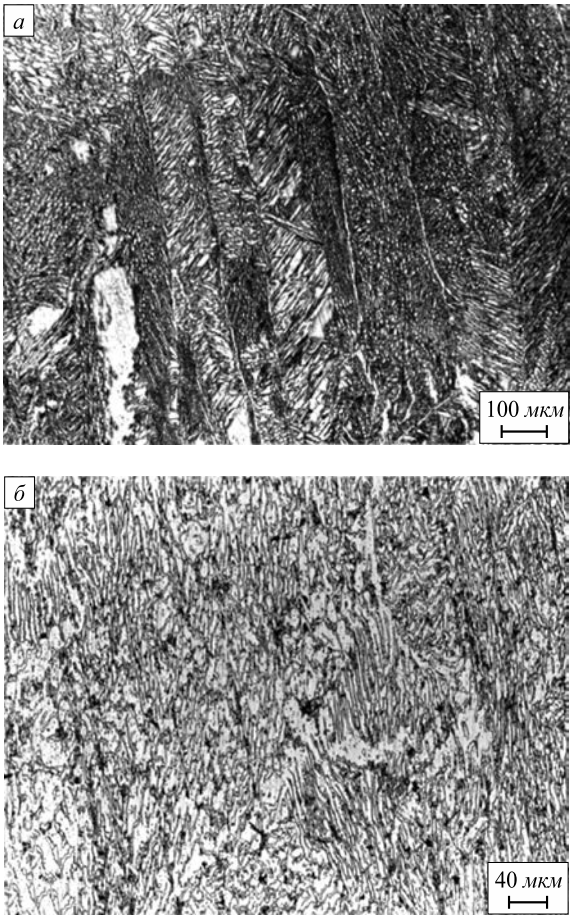


Рис. 2. Микроструктура ДАФ стали плакирующего слоя БКМ:
а – в литом состоянии, ×100; *б* – после горячей прокатки с обжатием 50 %, ×200

Fig. 2. Microstructure of the BCM cladding layer made of DAF steel;
а – as-cast condition (×100); *б* – after hot rolling with 50% draft (×200)

нии 7/3. В плакирующем слое обнаружены единичные включения силикатов и точечные оксиды размером 0,3 – 1,0 мкм и объемной долей не более $2 \cdot 10^{-3}$, а также нитриды и карбонитриды (рис. 3).

Переходная зона между разнородными сталями, где произошло перемешивание слоев, имеет ширину 50 – 100 мкм (рис. 4). Со стороны основного слоя выявлена зона обезуглероживания шириной 5 – 10 мкм, обусловленная диффузией углерода в наплавленный слой.

Результаты механических испытаний свидетельствуют о том, что прочностные показатели и пластичность горячекатаного БКМ практически совпадают с механическими свойствами листовых монометаллов из стали S700MC и ДАФ стали 2209, задействованных в качестве основы и плакирующего слоя (табл. 2). При этом биметаллический композит почти в 1,5 раза прочнее стали 09Г2С и сопоставим с ней по уровню пластичности. Значения микротвердости основного и плакирующего слоев БКМ также близки: соответственно 2740 и 2680 Н/мм^2 в БКМ, наплавленном в один проход, и 2420 и 2850 Н/мм^2 в БКМ, наплавленном в два прохода. Эти данные служат убедительным подтверждением равнопрочности разнородных слоев БКМ.

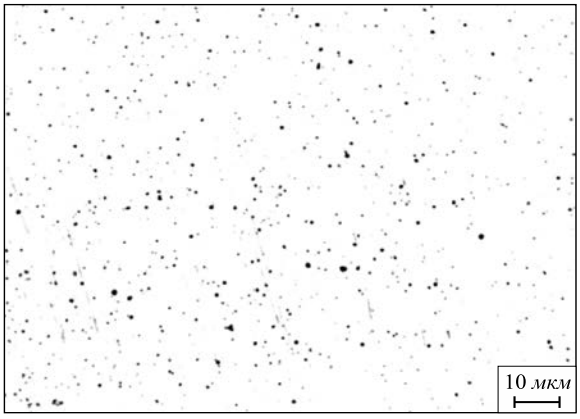


Рис. 3. Неметаллические включения в плакирующем слое, ×500

Fig. 3. Nonmetallic inclusions in the cladding layer (×500)

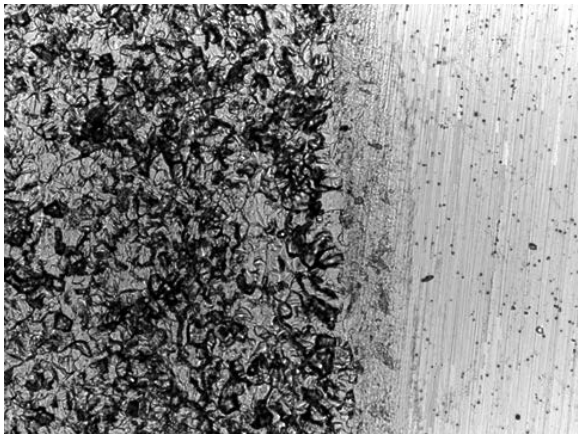


Рис. 4. Слабо выявленная переходная зона между вытравленной основой и непротравившимся плакирующим слоем, ×500

Fig. 4. Weakly identified transition zone between the etched basic layer and not etched cladding layer (×500)

Изломы, полученные в результате испытаний плоских образцов БКМ на одноосное растяжение, вязкие со сложным рельефом, некоторые из них имеют расслоения в центральной зоне (рис. 5). Это связано с наличием разнородных слоев (основного, переходного, плакирующего) и прослоек (типа зоны обезуглероживания и карбидной гряды), различием их структурных состояний и диаграмм деформации.

Прочность сцепления разнородных слоев горячекатаного БКМ, полученная испытанием образцов на срез плакирующего слоя, составляет 469 – 478 Н/мм^2, и более чем в 3 раза превышает установленное ГОСТ 10885 ограничение 147 Н/мм^2, что гарантирует высокое качество композита.

Эквивалент сопротивления питтинговой коррозии ДАФ слоя с учетом массовых долей Cr, Mo и N, рассчитываемый по формуле [13, 14]

$$PREN_N = [Cr] + 3{,}3[Mo] + 16[N],$$

составляет более 33 %. Это почти в 1,5 и 2 раза выше по сравнению со сталями 10Х17Н13М2Т и 08Х18Н10Т, что указывает на пониженную склонность плакирующего слоя к питтинговой коррозии.

Чувствительность к питтингообразованию предсказуема. Активная среда всегда взаимодействует с неметаллическими включениями (НВ) определенного вида. Например, в малоуглеродистых сталях питтинги возникают на сульфидах по реакции:

$$MnS + H_2SO_4 = MnSO_4 + H_2S.$$

Поэтому для предотвращения питтинга необходимо ограничить серу до 0,01 %, причем соотношение Mn/S должно быть больше 50 [15]. Поскольку расстояние между включениями размером d и долей n на поверхности и в объеме материала составляет, соответственно

$$L_2 \sim d/n^{1/2} \text{ и } L_3 \sim d/n^{1/3},$$

Таблица 2

Механические свойства горячекатаных сталей

Table 2. **Mechanical properties of hot rolled steels**

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ_5, %
БКМ (S700MC+ДАФ)	544	658	21
S700MC	508	649	20
ДАФ сталь 2205 (данные зарубежных стандартов)	max 460	max 700	min 25
09Г2С	341	512	26

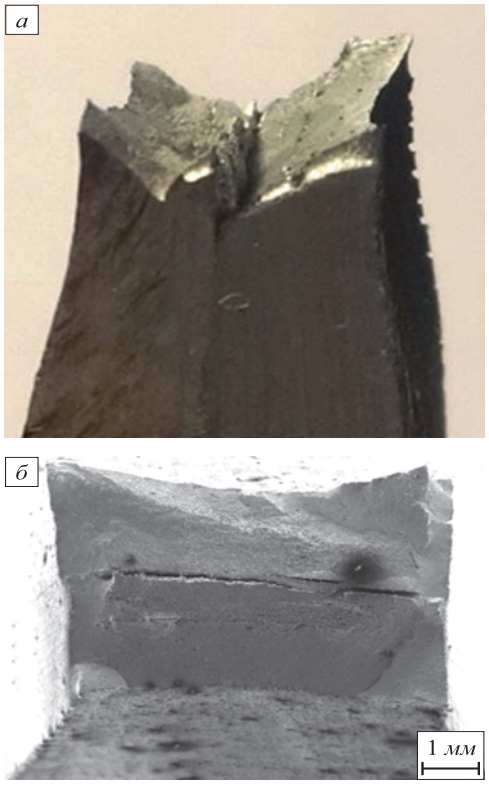


Рис. 5. Структура излома образца БКМ:
а – шейка в условиях одноосного растяжения, ×10; *б* – расслоение по переходной зоне, ×25

Fig. 5. Fracture behavior of BCM sample;
а – neck at uniaxial tension (×10); *б* – delamination along the transition zone (×25)

при $n \sim 10^{-3} \div 10^{-5}$ справедливо $L_2/L_3 = n^{-1/6} \approx 3 - 7$.

Это значит, что $L_3 << L_2$, т. е. питтинг именно в глубине материала встречает еще одно НВ и коррозия распространяется вглубь. Когда питтинги покроют долю поверхности $(L_3/L_2)^2 \sim n^{1/3}$, коррозия распространится от включения к включению и проест стенку сосуда насквозь. Иными словами, даже малые НВ (~1 мкм) в зависимости от концентрации могут приводить к активному питтингообразованию. Поэтому совершенствование технологии получения БКМ должно быть сосредоточено на снижении доли неметаллических включений в поверхностном слое.

Результаты длительных коррозионных испытаний образцов БКМ в течение 115 ч в 6 %-ном водном растворе хлорида железа ($FeC_{l3} \cdot 6H_2O$) с гравиметрическим контролем потери первоначальной массы ДАФ слоя, наплавленного в два прохода, свидетельствуют о его удовлетворительной стойкости к воздействию хлорионов. На фоне очень незначительного уменьшения массы БКМ коррозионных разрушений ДАФ слоя не произошло, а средняя условная скорость коррозии экспериментальных образцов составила 1,7 г/(м^2·ч).

Повышенный уровень прочностных свойств, в том числе высокая прочность сцепления слоев при удовлетворительной пластичности и коррозионной стойкости экспериментального БКМ указывают на то, что разрабатываемый композит является перспективной альтернативой традиционным биметаллам типа 09Г2С + 08Х18Н10Т. Его главное преимущество – равнопрочность разнородных слоев. Она обеспечивает хорошую технологическую совместимость разнородных сталей, лучшее сцепление слоев в условиях сложнонапряженного состояния и упрощает прочностные расчеты. Следует отметить, что структура верхнего бейнита в стали S700MC благодаря оптимальной деформационно-термической обработке обеспечивает ударную вязкость 0,7 – 0,8 МДж/м^2 при минус 20 °С. Это выше, чем у стали 09Г2С на 10 – 15 % и выгодно в сложных условиях эксплуатации оборудования.

Эффективность использования разрабатываемого БКМ подтверждается результатами расчета на прочность цилиндрического резервуара под давлением P, длиной L с внутренним и внешним диаметрами a и b. При условии $L >> b$ поперечные сечения резервуара можно считать плоскими, из чего следует, что напряжение и деформация, действующие вдоль образующей по оси z цилиндрических координат $\{r, z, \theta\}$, постоянные:

$$\sigma_{zz} = \text{const} \text{ и } \varepsilon_{zz} = \text{const}.$$

Уравнения равновесия для напряжения принимают вид:

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_{zz} - \sigma_{\theta\theta}}{r} = 0;$$

$$\frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{\sigma_{zr}}{r} = 0,$$

последнее из которых интегрируется: $\sigma_{rz} = \alpha / r$, где α – коэффициент, зависящий от марки стали.

Из граничных условий следует:

$$\sigma_{rz}(a) = \sigma_{rz}(b) = 0,$$

поэтому для $a \le c \le b$ справедливо: $\sigma_{rz}(c) = 0$.

Если положить: $\varepsilon_{rr} = \frac{dA}{dr}$, $\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{A}{r}$, где A – некоторая функция r, то уравнение совместности для деформации

$$\frac{d\varepsilon_{\theta\theta}}{dr} + \frac{\varepsilon_{\theta\theta} - \varepsilon_{rr}}{r} = 0$$

удовлетворяется автоматически.

Закон Гука с учетом модуля Юнга E и коэффициента Пуассона γ:

$$\varepsilon_{rr} = \frac{1}{E}\left[\sigma_{rr} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})\right];$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{1}{E}\left[\sigma_{\theta\theta} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})\right];$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{1}{E}\left[\sigma_{zz} - \gamma(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})\right] = \text{const}.$$

Представив σ_{rr}, $\sigma_{\theta\theta}$ в виде: $\sigma_{rr} = \frac{Q}{r}$; $\sigma_{\theta\theta} = \frac{dQ}{dr}$, из уравнения совместности вытекает:

$$\ddot{Q} + \frac{\dot{Q}}{r} - \frac{Q}{r^2} = 0,$$

отсюда $Q = Ar + \frac{B}{r}$.

С учетом граничных условий выражения для σ_{rr} и $\sigma_{\theta\theta}$ принимают вид:

$$\sigma_{rr} = P\frac{a^2}{b^2 - a^2}\left(1 - \frac{b^2}{r^2}\right);$$

$$\sigma_{\theta\theta} = P\frac{a^2}{b^2 - a^2}\left(1 + \frac{b^2}{r^2}\right).$$

Максимальные по модулю величины напряжений при $r = a$ составляют:

$$\sigma_{rr} = P;\ \sigma_{\theta\theta} = P\frac{a^2 + b^2}{b^2 - a^2}.$$

Из закона Гука следует: $\varepsilon_{zz} = (1 - 2\gamma)P\pi\frac{a^2}{b^2 - a^2}$, а также: $\sigma_{zz} = P\frac{a^2}{b^2 - a^2}$.

Естественно, величина σ_{zz} не зависит от r.

Для оценки допустимых параметров конструкции необходимо воспользоваться критерием Мизеса максимальных касательных напряжений:

$$\tau_{max} = \sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz}.$$

Поскольку $\tau_{max} < \frac{\sigma_{0,2}}{k}$, где k – коэффициент запаса прочности; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала, справедливо: $\sigma_{0,2} > kP\frac{b^2}{b^2 - a^2} \approx kP\frac{b}{2h}$, так как толщина стенки цилиндра ($h = b - a$) обычно много меньше диаметра.

Погонная масса конструкции из материала плотностью ρ:

$$m = \pi\rho(b^2 - a^2),$$

отсюда $m > \pi kP\rho\frac{b^2}{\sigma_{0,2}}$.

Увеличение предела текучести от $\sigma_{0,2}$ до $\sigma'_{0,2}$ позволяет снизить массу резервуара от m (сталь 09Г2С) до m_1 (сталь S700MC) за счет уменьшения толщины стенки: $m_1 = \frac{m\sigma_{0,2}}{\sigma'_{0,2}}$.

С учетом того, что пределы текучести сталей S700MC и 09Г2С составляют примерно 500 и 340 МПа (см. табл. 2), замена менее прочного материала на альтернативный повышенной прочности обеспечит снижение массы конструкции на 47 %. Для резервуара под давлением 2,5 МПа, длиной 10 м, диаметром 2,5 м и с толщиной стенок 10 мм выигрыш по массе составит почти 2,5 т. Это компенсирует некоторое удорожание технологического процесса. Еще одно важное преимущество предлагаемой композиции – высокая вязкость разрушения основного слоя, что позволяет не допустить катастрофического разрушения в случае коррозионного растрескивания плакирующего слоя. Действительно, для цилиндрической конструкции, работающей под давлением P = 2,5 – 5,0 МПа при заданных параметрах и максимальном напряжении, критический размер трещины

$$h_c \approx \frac{K_{1C}}{\tau^2_{max}} \sim \mathrm{KCU} \sim \frac{\mathrm{KCU}}{P^2}$$

больше толщины плакирующего слоя. Основной слой тормозит трещину, что немаловажно для вредных и опасных производств.

Выводы. Предложен новый высокопрочный биметаллический конструкционный материал с основным слоем из малоуглеродистой микролегированной стали бейнитного класса S700MC и коррозионностойким плакирующим слоем из двухфазной аустенитно-ферритной стали, легированной азотом. Биметаллический конструкционный материал обладает повышенной прочностью соединения разнородных слоев за счет их технологической, химической и структурной совместимости. Опробована технология его получения, включающая наплавку под слоем флюса и последующую горячую прокатку. Выявлена необходимость проведения завершающей термической обработки по режиму высокого отпуска для достижения оптимального сочетания механических и коррозионных свойств, равнопрочности разнородных слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Han Dong, Jie Su, V.O. Speidel (eds). Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels // HNS 2006. Beijing, China. Metallurgical Industry Press. 2006. – 486 p.
2. Speidel H.J.C., Speidel M.O. Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys // HNS 2003. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology. 2003. P. 101 – 112.
3. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels // High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf. Espoo-Stockholm. 1998. P. 44.
4. Kimura Mituo. Effect of chrome on resistance of steel pipelines to corrosion under the action of gaseous CO_2 // Curr. Adv. Mater. and Proc. 1991. Vol. 4. P. 1984.
5. Fierro G., Ingo G.M., Mancia F. XPS investigation on AISI 420 stainless steel corrosion in oil and gas well environments // Journal of Materials Science. 1990. Vol. 25. No. 2. P. 1407 – 1415.
6. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Павлов А.А. и др. Разработка эффективных видов коррозионностойкого плакированного проката на основе нового поколения высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталей // Металлург. 2014. № 10. С. 71 – 76.

7. Harrison J.D. etc. Work of materials in acidic environments of oil wells-problems and solutions. Conference report // BritishCorrosion Journal. 1992. Vol. 27. P. 95.
8. Avdeenko A., Molyarov V., Kalashnikova A. Technology for preparing increased strength bimetal with a nitrogen two-phase steel cladding layer // Metallurgist. 2016. Vol. 59. P. 1201– 1203.
9. Craig Bruce D. Field experience with alloy-clad API grade L-80 tubing // Material Performance. 1986. Vol. 25. No. 6. P. 48 – 50.
10. Fukuda Takashi. Alloyed steel pipes for sour gas fields // Int. Conf. Pipeline Reliab., Calgary, June 2 – 5. 1992, Vol. 1. P. 1 – 11.
11. Белоев М., Хартунг Ф., Лолов Н. и др. Влияние структуры и фазового состава на коррозионную стойкость сварных соединений дуплексных нержавеющих сталей // Автоматическая сварка. 2003. № 10 – 11. С. 82 – 88.
12. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. 2010. № 7. С. 45 – 51.
13. Metals Handbook Desk Edition. 2nd. Edition. Joseph R. Davis ed. ASM International. The materials. International Society. 2006. P. 375.
14. Чамов С.В. Применение высоколегированных дуплексных сталей в нефтехимической промышленности // Химическая техника. 2016. № 2. С. 37 – 39.
15. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур: монография / М.А. Штремель. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 976 с.

Поступила 23 июня 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 826–832.

HIGH-TECHNOLOGY NITROGEN-ALLOYED CONSTRUCTIONAL BIMETAL MATERIAL WITH INCREASED STRENGTH

***A.M. Avdeenko*[1], *V.G. Molyarov*[2], *A.V. Kalashnikova*[2], *A.N. Bocharov*[2], *A.V. Molyarov*[3]**

[1] State Fire Academy of Emercom of Russia, Moscow, Russia
[2] JSC "VNIINEFTEMASH", Moscow, Russia
[3] National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. The work considers the possibility of production of bimetallic composite material (BCM) with a base of low carbon micro-alloyed steel and cladding layer of alloy nitrogen corrosion-resistant two-phase austenitic-ferritic steel. The authors have tested the technology for producing bimetallic material by deposition under a layer of flux and subsequent hot rolling. The microstructure, mechanical and corrosion properties of the bimetallic composite material were investigated. It is shown that the proposed material is inferior in corrosion resistance to existing bimetallic materials, and its superior on the strength properties to conventional composite materials is 20–30 %.

Keywords: bimetallic composite material (BCM), two-phase austenitic-ferritic steel (duplex steel), high-strength micro-alloyed steel, welding under a layer of flux, hot rolling, microstructure, mechanical properties, pitting, corrosion resistance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-826-832

REFERENCES

1. Han Dong, Jie Su, V.O. Speidel (eds). *Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels*. HNS 2006. Beijing, China. Metallurgical Industry Press. 2006, 486 p.
2. Speidel H.J.C., Speidel M.O. *Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys*. HNS 2003. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology. 2003, pp. 101–112.
3. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels. *High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf*. Espoo-Stockholm. 1998, pp. 44.
4. Kimura Mituo. Effect of chrome on resistance of steel pipelines to corrosion under the action of gaseous CO_2. *Curr. Adv. Mater. and Proc*. 1991, vol. 4, p. 1984.
5. Fierro G., Ingo G.M., Mancia F. XPS investigation on AISI 420 stainless steel corrosion in oil and gas well environments. *Journal of Materials Science,* 1990, vol. 25, no. 2, pp. 1407–1415.
6. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Pavlov A.A., Baklanova O.N., Lyasotskii I.V. Development of a new generation of high-strength low-carbon microalloyed steels for the main layer of clad rolled product. *Metallurgist*. 2015, vol. 58, no. 9–10, pp. 909–915.
7. Harrison J.D., etc. Work of materials in acidic environments of oil wells-problems and solutions. Conference report. *British Corrosion Journal*. 1992, vol. 27, p. 95.
8. Avdeenko A., Molyarov V., Kalashnikova A. Technology for preparing increased strength bimetal with a nitrogen two-phase steel cladding layer. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, pp. 1201–1203.
9. Craig Bruce D. Field experience with alloy-clad API grade L-80 tubing. *Material Performance*. 1986, vol. 25, no. 6, pp. 48–50.
10. Fukuda Takashi. Alloyed steel pipes for sour gas fields. *Int. Conf. Pipeline Reliab*., Calgary, June 2–5, 1992, vol. 1, pp. 1–11.
11. Beloev M., Khartung F., Lolov N. etc. Influence of structure and phase composition on the corrosion resistance of welded joints of duplex stainless steels. *Avtomaticheskaya svarka*. 2003, no. 10–11, pp. 82–88. (In Russ.).
12. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 7–8, pp. 444–454.
13. *Metals Handbook Desk Edition*. 2nd. Edition. Joseph R. Davis ed. ASM International. The materials. International Society. 2006, p. 375.
14. Chamov S.V. Use of high-alloyed duplex steels in the petrochemical industry. *Khimicheskaya tekhnika*. 2016, no. 2, pp. 37–39. (In Russ.).
15. Shtremel' M.A. *Razrushenie. V 2 kn. Kn. 2. Razrushenie struktur: monogr.* [Destruction. In two books. Bk. 2. Destruction of structures: monograph.]. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015, 976 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation. The Unique identifier of the project is RFMEFI57914X0079.

Information about the authors:

A.M. Avdeenko*, *Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair "Information Technologies" (desperados67@inbox.ru)
V.G. Molyarov*, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (molyaron@mail.ru)
A.V. Kalashnikova*, *Engineer of the Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (4657952@mail.ru)
A.N. Bocharov*, *Cand. Sci. (Eng.), Head of Department of Materials Science and Welding of Oil Equipment (bocharov.albert@yandex.ru)
A.V. Molyarov*, *Postgraduate of the Chair "Metallography and Physics of Strength" (anwil_875@mail.ru)

Received June 23, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 833 –836.
© 2016. *Александров А.А., Дашевский В.Я.*

УДК 669.014

ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДО 25 % КОБАЛЬТА*

***Александров А.А.*[1],** *к.т.н., старший научный сотрудник* (a.a.aleksandrov@gmail.com)
***Дашевский В.Я.*[1, 2],** *д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, зав. лабораторией* (vdashev@imet.ac.ru)

[1] **Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН**
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)
[2] **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в никелевых расплавах, содержащих кобальт и хром. Определены константы равновесия реакций взаимодействия хрома и кислорода, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия в расплавах различного состава при 1873 К. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и хрома. По мере увеличения содержания кобальта в расплаве раскислительная способность хрома незначительно снижается. Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих хром, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более высоких содержаний хрома по мере увеличения содержания кобальта в расплаве.

Ключевые слова: никелевые сплавы, кобальт, хром, кислород, термодинамический анализ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-833-836

Жаропрочные никелевые сплавы широко используются в современной технике. Основу жаропрочных никелевых сплавов составляют системы Ni–Co и Ni–Co–Cr, содержащие до 25 % кобальта [1]. Присутствие кислорода вызывает снижение служебных свойств этих сплавов. В связи с этим, для практики производства никелевых сплавов представляет значительный интерес изучение влияния кобальта и хрома на растворимость в них кислорода.

Наличие данных о термодинамике растворов кислорода в жидких никеле и кобальте [2 – 5] позволяет оценить влияние хрома на растворимость кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих до 25 % кобальта. Процесс взаимодействия хрома с кислородом в расплавах системы Ni–Co может быть описан реакцией

$$Cr_2O_3(\text{тв}) = 2[Cr] + 3[O],$$

$$K_{(1)} = \frac{([\%\ Cr]f_{Cr})^2([\%\ O]f_O)^3}{a_{Cr_2O_3}}, \qquad (1)$$

где f_{Cr} и f_O – коэффициенты активности хрома и кислорода, $a_{Cr_2O_3}$ – активность Cr_2O_3.

Реакция (1) может быть представлена как сумма реакций

$$Cr_2O_3(\text{тв}) = 2Cr(\text{тв}) + 3/2O_2(\text{г}),$$

$$\Delta G^\circ_{(2)} = 1\ 092\ 442 - 237{,}94T,\ \text{Дж/моль [6]}; \qquad (2)$$

$$2Cr(\text{тв}) = 2[Cr]_{1\%(Ni-Co)},$$

$$\Delta G^\circ_{(3)} = 2RT\ln\left(\frac{\gamma^\circ_{Cr(Ni-Co)}M_{Ni-Co}}{100M_{Cr}}\right); \qquad (3)$$

$$3/2O_2(\text{г}) = 3[O]_{1\%(Ni-Co)},$$

$$\Delta G^\circ_{(4)} = 3RT\ln\left(\frac{\gamma^\circ_{O(Ni-Co)}M_{Ni-Co}}{100M_O}\right), \qquad (4)$$

где $\gamma^\circ_{i(Ni-Co)}$ – коэффициент активности компонента i в расплаве при бесконечном разбавлении; M_i – молекулярная масса компонента i.

Молекулярная масса сплавов системы Ni–Co может быть рассчитана по формуле $M_{Ni-Co} = M_{Ni}X_{Ni} + M_{Co}X_{Co}$, а коэффициенты активности $\gamma^\circ_{Cr(Ni-Co)}$ и $\gamma^\circ_{O(Ni-Co)}$ – по уравнению [7]

$$\ln\gamma^\circ_{i(Ni-Co)} = X_{Ni}\ln\gamma^\circ_{i(Ni)} + X_{Co}\ln\gamma^\circ_{i(Co)} + X_{Ni}X_{Co}\times$$
$$\times\left[X_{Co}\left(\ln\gamma^\circ_{i(Co)} - \ln\gamma^\circ_{i(Ni)} + \varepsilon^{Ni}_{i(Co)}\right) + X_{Ni}\left(\ln\gamma^\circ_{i(Ni)} - \ln\gamma^\circ_{i(Co)} + \varepsilon^{Co}_{i(Ni)}\right)\right].$$

Рассчитанные значения константы равновесия реакции (1), значения коэффициентов активности γ°_{Cr} и γ°_O для никеля и кобальта и для никель-кобальтовых сплавов при 1873 К приведены в таблице. В расчетах коэффициентов активности $\gamma^\circ_{Cr(Ni-Co)}$ и $\gamma^\circ_{O(Ni-Co)}$ использовали следующие значения параметров взаимодейст-

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №16-33-60138 мол_а_дк.

Значения константы равновесия реакции (1), коэффициентов активности и параметров взаимодействия для расплавов системы Ni–Co–Cr при 1873 К

Values of the equilibrium constant of reaction (1), activity coefficients and interaction parameters for the melts of Ni–Co–Cr system at 1873 K

Параметр	Co, %					
	0	10	15	20	25	100
$\lg K_{(1)}$	–7,753	–7,634	–7,577	–7,522	–7,470	–7,029
γ°_{Cr}	0,46 [2]	0,491	0,507	0,523	0,538	0,6 [4]
γ°_{O}	0,337 [2]	0,294	0,276	0,259	0,244	0,161 [4]
e^{O}_{O}	0 [2]	0	0	0	0	0 [4]
e^{Cr}_{Cr}	0,0083 [2]	0,0075	0,0071	0,0067	0,0062	0 [5]
e^{Cr}_{O}	–0,15 [3]	–0,1421	–0,1381	–0,1341	–0,1301	–0,07 [4]
e^{O}_{Cr}	–0,50 [3]	–0,4742	–0,4613	–0,4483	–0,4354	–0,24 [4]
r^{Cr}_{O}	$2{,}415\cdot10^{-3}$ [3]	$2{,}176\cdot10^{-3}$	$2{,}057\cdot10^{-3}$	$1{,}937\cdot10^{-3}$	$1{,}817\cdot10^{-3}$	0 [4]

вия: $\varepsilon^{Co}_{Cr(Ni)} = 0{,}68$ [8]; $\varepsilon^{Ni}_{Cr(Co)} = 0{,}426$ [9]; $\varepsilon^{Co}_{O(Ni)} = -1{,}4$ [2]; $\varepsilon^{Ni}_{O(Co)} = -0{,}25$ [4].

Оксид Cr_2O_3 при 1873 К твердый ($T_{пл} = 2603$ К [10]), поэтому $a_{Cr_2O_3} = 1$. Концентрацию кислорода в расплаве можно рассчитать по уравнению

$$\lg[\%\,O]_{Ni-Co} = \frac{1}{3}\Big\{\lg K_{(1)} - 2\lg[\%\,Cr] - \Big[2e^{Cr}_{Cr(Ni-Co)} + 3e^{Cr}_{O(Ni-Co)}\Big][\%\,Cr] - \Big[3e^{O}_{O(Ni-Co)} + 2e^{O}_{Cr(Ni-Co)}\Big]\left(\frac{K_1}{[\%\,Cr]^2}\right)^{1/3} - 3r^{Cr}_{O(Ni-Co)}[\%\,Cr]^2\Big\}. \quad (5)$$

Величина [% O] в правой части уравнения (5) выражена через отношение $\left(\frac{K_1}{[\%\,Cr]^2}\right)^{1/3}$, поскольку в уравнении (1) можно принять, что $f_{Cr} \approx 1$ и $f_O \approx 1$. Использованные в расчетах величины параметров взаимодействия $e^{Cr}_{Cr(Ni-Co)}$, $e^{Cr}_{O(Ni-Co)}$, $e^{O}_{Cr(Ni-Co)}$ и $e^{O}_{O(Ni-Co)}$ для расплавов различного состава (см. таблицу) рассчитаны по уравнению $\varepsilon^{j}_{i(Ni-Co)} = \varepsilon^{j}_{i(Ni)}X_{Ni} + \varepsilon^{j}_{i(Co)}X_{Co}$.

Зависимость концентрации кислорода от содержания хрома в расплавах системы Ni–Co может быть описана уравнениями:

$$\lg[\%\,O]_{Ni} = -2{,}584 - \frac{2}{3}\lg[\%\,Cr] + 0{,}145[\%\,Cr] + \frac{8{,}682\cdot10^{-4}}{[\%\,Cr]^{2/3}} - 2{,}415\cdot10^{-3}[\%\,Cr]^2;$$

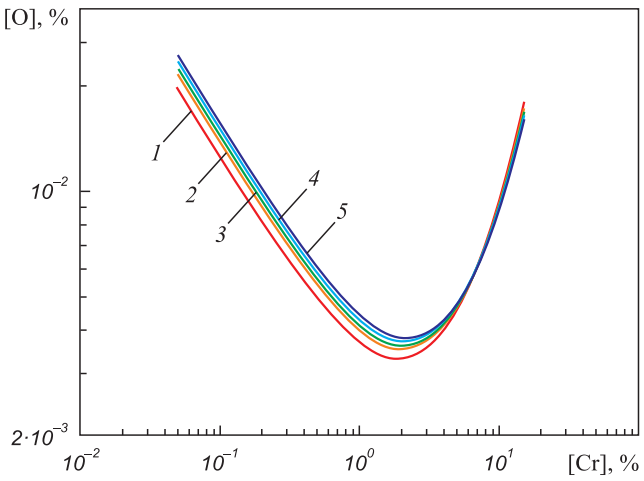
$$\lg[\%\,O]_{Ni-10\%\,Co} = -2{,}545 - \frac{2}{3}\lg[\%\,Cr] + 0{,}137[\%\,Cr] + \frac{9{,}020\cdot10^{-4}}{[\%\,Cr]^{2/3}} - 2{,}176\cdot10^{-3}[\%\,Cr]^2;$$

$$\lg[\%\,O]_{Ni-15\%\,Co} = -2{,}526 - \frac{2}{3}\lg[\%\,Cr] + 0{,}133[\%\,Cr] + \frac{9{,}165\cdot10^{-4}}{[\%\,Cr]^{2/3}} - 2{,}057\cdot10^{-3}[\%\,Cr]^2;$$

$$\lg[\%\,O]_{Ni-20\%\,Co} = -2{,}508 - \frac{2}{3}\lg[\%\,Cr] + 0{,}130[\%\,Cr] + \frac{9{,}290\cdot10^{-4}}{[\%\,Cr]^{2/3}} - 1{,}937\cdot10^{-3}[\%\,Cr]^2;$$

$$\lg[\%\,O]_{Ni-25\%\,Co} = -2{,}490 - \frac{2}{3}\lg[\%\,Cr] + 0{,}126[\%\,Cr] + \frac{9{,}394\cdot10^{-4}}{[\%\,Cr]^{2/3}} - 1{,}817\cdot10^{-3}[\%\,Cr]^2.$$

Зависимости равновесной концентрации кислорода от содержания в расплаве хрома и кобальта при 1873 К



Зависимость концентрации кислорода в никелевых расплавах от содержания кобальта и хрома при 1873 К

Dependence of oxygen concentration in nickel alloys on cobalt and chromium concentrations at 1873 K

показаны на рисунке. Как видно из приведенных данных, раскислительная способность хрома по мере увеличения содержания кобальта в расплаве незначительно снижается. Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих хром, проходят через минимум (см. рисунок). Содержания хрома, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [11]

$$[\%\ \mathrm{Cr}]' = -\frac{2}{2{,}3\left(2e_{\mathrm{Cr}}^{\mathrm{Cr}} + 3e_{\mathrm{O}}^{\mathrm{Cr}}\right)}. \qquad (6)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (6) значения содержаний хрома в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода:

Co, %	0	10	15	20	25
[% Cr]′	2,006	2,115	2,173	2,235	2,301
$[\%\ \mathrm{O}]_{\text{мин}}$	$3{,}13\cdot10^{-3}$	$3{,}31\cdot10^{-3}$	$3{,}39\cdot10^{-3}$	$3{,}47\cdot10^{-3}$	$3{,}54\cdot10^{-3}$

Выводы. Для никелевых расплавов различного состава, содержащих кобальт и хром, определены константы равновесия реакций взаимодействия хрома и кислорода, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия при 1873 К. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и хрома. Показано, что по мере увеличения содержания кобальта в расплаве раскислительная способность хрома незначительно снижается. Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих хром, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более высоких содержаний хрома по мере увеличения содержания кобальта в расплаве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.А. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисковых газовых турбин. – М.: Наука и технологии, 2013. – 264 с.
2. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. P. 104 – 110.
3. Дашевский В.Я., Григорович К.В., Красовский П.В. и др. Термодинамика растворов кислорода в расплавах Ni – Cr // Доклады Академии наук. 1998. Т. 359. № 2. С. 212 – 213.
4. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metallurgical quarterly. 1976. Vol. 15. No. 2. P. 123 – 127.
5. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
6. Toker N.Y., Darken L.S., Muan A. Equilibrium phase relations and thermodynamics of the Cr – O system in the temperature range of 1500 °C to 1825 °C // Met. Trans. 1991. Vol. 22B. No. 2. P. 225 – 231.
7. Frohberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd. 1990. Vol. 81. No. 7. P. 513 – 518.
8. Белянчиков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электрометаллургия. 2009. № 2. С. 29 – 38.
9. Белянчиков Л.Н. Оценка параметров взаимодействия, коэффициентов активности и теплот растворения элементов в сплавах на основе кобальта методом пересчета с их значений в сплавах железа // Электрометаллургия. 2009. № 4. С. 16 – 22.
10. Лякишев Н.П., Гасик М.И., Дашевский В.Я. Металлургия ферросплавов. Ч. 1. Металлургия сплавов кремния, марганца и хрома. – М.: Изд-во «Учеба», 2006. – 117 с.
11. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода при комплексном раскислении расплавов системы Fe – Co // Изв. вузов. Черная металлургия. 2014. № 5. С. 33 – 41.

Поступила 13 октября 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 833–836.

EFFECT OF CHROMIUM ON THE OXYGEN SOLUBILITY IN NICKEL ALLOYS CONTAINING UP TO 25 % OF COBALT

***A.A. Aleksandrov*[1], *V.Ya.Dashevskii*[1, 2]**

[1] Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia
[2] National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Thermodynamic analysis of oxygen solutions in nickel alloys containing cobalt and chromium was carried out. The equilibrium constants of interaction of chromium and oxygen, their activity coefficients at infinite dilution and the interaction parameters for melts of different composition at 1873 K were determined. The dependences of oxygen solubility on the contents of cobalt and chromium in the studied melts were calculated. The deoxidation ability of chromium slightly decreases with increasing cobalt content in melt. The oxygen solubility curves in the Ni – Co melts containing chromium pass through a minimum whose position shifts to the higher chromium concentrations with an increase in the cobalt content in the melt.

Keywords: nickel alloys, cobalt, chromium, oxygen, thermodynamic analysis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-833-836

REFERENCES

1. Logunov A.V., Shmotin Yu.A. *Sovremennye zharoprochnye nikelevye splavy dlya diskovykh gazovykh turbin* [Modern heat-resistant nickel alloys for disk gas turbines]. Moscow: Nauka i tekhnologii. 2013, 264 p. (In Russ.).
2. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Metallurgical Soc. CIM*. 1977. Annual Volume, pp. 104–110.
3. Dashevskii V.Ya., Grigorovich K.V., Krasovskii P.V., Makarova N.N., Kashin V.I. Thermodynamics of oxygen solution in Ni – Cr

melts. *Doklady Akademii Nauk*. 1998, vol. 359, no. 2, pp. 212–213. (In Russ.).
4. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys. *Canadian Metallurgical quarterly*. 1976, vol. 15, no. 2, pp. 123–127.
5. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of metals]. Moscow: Metallurgiya. 1975. 504 p. (In Russ.).
6. Toker N.Y., Darken L.S., Muan A. Equilibrium phase relations and thermodynamics of the Cr–O system in the temperature range of 1500 °C to 1825 °C. *Met. Trans*. 1991, vol. 22B, no. 2, pp. 225–231.
7. Frohberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K. *Z. Metallkd*. 1990, vol. 81, no. 7, pp. 513–518.
8. Belyanchikov L.N. Universal method of recalculating the parameters of interaction of elements from one another on the base of the alloy on the basis of quasi-regular solutions theory. Part II. Parameter estimation of interaction of elements in nickel alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 2, pp. 29–38. (In Russ.).
9. Belyanchikov L.N. Estimation of the interaction parameters, activity coefficients and the heats of dissolution of elements in alloys based on cobalt by recalculation method from their values in iron alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 4, pp. 16–22. (In Russ.).
10. Lyakishev N.P., Gasik M.I., Dashevskii V.Ya. *Metallurgiya ferrosplavov. Chast' 1. Metallurgiya splavov kremniya, margantsa i khroma* [Metallurgy of ferroalloys. Part 1. Metallurgy of alloys of silicon, manganese and chromium]. Moscow: Ucheba, 2006, 117 p. (In Russ.).
11. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions at complex deoxidation of the Fe–Co melts. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 5, pp. 33–41. (In Russ.).

Acknowledgements. The reported study was supported by RFBR, research project no. 16-33-60138 mol_a_dk.

Information about the authors:

A.A. Aleksandrov, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher* (a.a.aleksandrov@gmail.com)
V.Ya. Dashevskii, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies", Head of the Laboratory* (vdashev@imet.ac.ru)

Received October 13, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 837 – 839.
© 2016. *Могильников П.С.*

УДК 669.018.539.213.537.662

ОСОБЕННОСИ ВЛИЯНИЯ УРОВНЯ ИСХОДНЫХ ИЗГИБНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ИХ РЕЛАКСАЦИЮ ПРИ ОТЖИГЕ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА СОСТАВА $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$

Могильников П.С., *ассистент кафедры физического материаловедения* (pavel_mog@mail.ru)

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

Аннотация. На примере аморфного сплава на основе железа состава $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ показано, что уровень исходных изгибных напряжений оказывает существенное влияние на развитие их релаксации в процессе отжига: чем выше эти напряжения, тем выше степень их релаксации и тем более низкая «критическая» температура отжига T_σ, выше которой проявляется релаксация.

Ключевые слова: аморфные сплавы, релаксация изгибных напряжений, температура отжига.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-837-839

Атомная структура аморфных сплавов в результате отжига приобретает более низкоэнергетическое (более равновесное) состояние. Это происходит вследствие развития в аморфной фазе разных по своей природе необратимых релаксационных процессов (гомогенизация аморфной фазы), приводящих к выравниванию всех видов флуктуаций плотности. Один из методов изучения релаксационных процессов в аморфных сплавах при отжиге предложен в работе [1]. Он основан на изучении релаксации изгибных напряжений, искусственно создаваемых путем навивки ленты и ее жесткой фиксации на оправке определенного радиуса R_0. В результате атомных перестроек в аморфной фазе ее структура при нагреве изменяется в таком направлении, которое в наибольшей степени отвечает равновесному состоянию в условиях действия изгибных напряжений. Вследствие этого исходные изгибные напряжения уменьшаются до определенного уровня – происходит релаксация этих напряжений.

Магнитно-мягкие аморфные сплавы широко используются в современной технике в виде витых сердечников, при изготовлении которых в ленте возникают изгибные напряжения, приводящие к деградации магнитных свойств [2 – 4]. Поэтому изучение закономерностей релаксации этих напряжений при отжиге аморфных сплавов приобретает и практическое значение.

В работах, посвященных изучению релаксации изгибных напряжений в аморфных сплавах, как правило не указывался радиус оправки R_0, на которой фиксировалась аморфная лента, т. е. не отмечалось исходное значение изгибного напряжения σ_u. Очевидно, при этом предполагалось, что закономерности релаксации изгибных напряжений в процессе отжига не зависят от уровня исходных напряжений [2, 4 – 6].

Цель представленной работы – выявить наличие и характер влияния исходного уровня изгибных напряжений на их релаксацию при отжиге в аморфном сплаве на основе железа состава $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$.

Изученный сплав получали методом спиннингования в виде лент толщиной 25 мкм и шириной 10 мм. Аморфное состояние сплава контролировали рентгеновским методом.

Напряжения σ_m на поверхности изогнутой ленты рассчитывали по уравнению [3]

$$\sigma_m = \frac{Et}{2R_0}, \qquad (1)$$

где E – модуль Юнга; t – толщина ленты; R_0 – радиус оправки.

В соответствии с общепринятой в настоящее время методикой, предложенной авторами работы [1], релаксацию изгибных напряжений оценивали параметром

$$\gamma = 1 - \frac{R_0}{R_{T,t}}, \qquad (2)$$

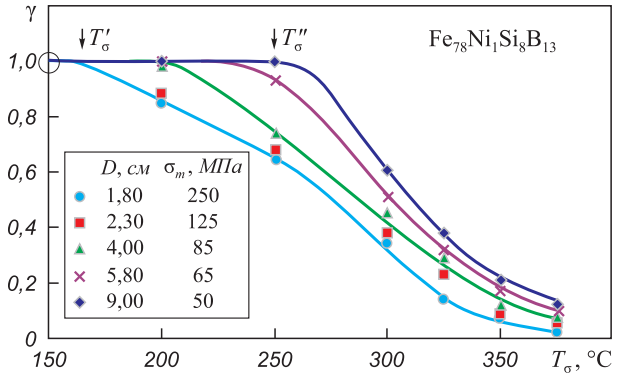
где R_0 – радиус оправки (обычно кварцевой), на которую навивают и закрепляют виток ленты; $R_{T,t}$ – остаточный радиус кривизны снятой с оправки ленты после отжига при температуре T в течение времени t. Из уравнения (2) ясно, что если после отжига снятая с оправки лента осталась прямой ($R = \infty$), то параметр релаксации равен 1, что отвечает отсутствию релаксации напряжений. Степень релаксации оценивали как $(1 - \gamma)$. Эксперименты проводили путем намотки и закрепления одного витка ленты на кварцевых оправках разного диаметра. Диаметр оправки D изменяли от 1,8 до 9,0 см, что отвечало изменению σ_m от 250 до 55 МПа.

Результаты экспериментов по влиянию уровня исходных изгибных напряжений на развитие релаксации

этих напряжений при отжиге приведены на рисунке. Видно, что при всех температурах отжига степень релаксации изгибных напряжений, измеренная за время выдержки 0,5 ч, зависит от уровня исходных напряжений. Чем выше исходные изгибные напряжения σ_m, тем больше степень их релаксации при отжиге, оцениваемая как $(1 - \gamma)$. Так, например, при температуре отжига $T_a = 375$ °C процесс релаксации практически полностью завершился за время выдержки 0,5 ч в лентах, навитых на оправку с $D = 1{,}8$ см ($\gamma \approx 0{,}02$), в то время как в лентах, навитых на оправку с $D = 9{,}0$ см этот процесс еще сравнительно далек от завершения ($\gamma \approx 0{,}13$).

Примечательным является и тот факт, что температура T_σ, выше которой удается зафиксировать начальные стадии релаксации изгибных напряжений, также зависит от величины их исходных значений: чем они выше, тем «критическая» температура отжига T_σ ниже. Так, например, если эта температура для ленты, навитой на оправку с $D = 1{,}8$ см равна около 170 °C (T'_σ, см. рисунок), то для ленты, навитой на оправку с $D = 9{,}0$ см она располагается в районе 250 °C (T''_σ). Таким образом, можно констатировать, что в случае высоких исходных изгибных напряжений процесс их релаксации в аморфных лентах протекает более интенсивно, чем в лентах с низкими исходными напряжениями. В первом случае кривые релаксации $\gamma(T_a)$ располагаются ниже кривых, относящихся к изогнутым лентам с относительно низкими напряжениями, а «критическая» температура T_σ имеет более низкое значение ($T'_\sigma < T''_\sigma$).

Основываясь на результатах экспериментов, полученных в данной работе, можно прийти к следующему заключению. В сплавах на основе железа возможны случаи, когда закономерности релаксации изгибных напряжений под влиянием отжига зависят от их исходного уровня. Именно такой случай присущ аморфному сплаву состава $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$. Это проявляется в том, что с увеличением исходных изгибных напряжений степень релаксации этих напряжений увеличивается, а «критическая» температура отжига T_σ уменьшается. Эти закономерности свидетельствуют о том, что высокие исходные изгибные напряжения облегчают протекание



Влияние величины исходных изгибных напряжений σ_m (диаметр оправки D) и температуры отжига T_a на развитие процесса релаксации этих напряжений в течение 0,5 ч для аморфного сплава $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$

Influence of bending strain quantity σ_m and annealing temperature T_a on strain relaxation properties for amorphous $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ alloy

тех атомных перестроек в аморфной фазе, которые приводят к релаксации изгибных напряжений при отжиге.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Luborsky F., Walter J. Stress relaxation in amorphous alloys // Mater. Sci. Eng. 1978. Vol. 35. No. 2. P. 255 – 261.
2. Matsujama T. Disaccommodation of amorphous magnetic alloys $(Fe_{1-x}Co_x)_{75}Si_{10}B_{15}$ // Proc. 4th Int. Conf. on Repidly Quench. Metals. Sendai. 1981. Sendai (Japan). 1982. P. 1199 – 1202.
3. Зусман А.И., Соснин В.В. Магнитные свойства витых тороидов из аморфных сплавов // Аморфные прецизионные сплавы: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1981. С. 13 – 21.
4. Кекало И.Б., Жданов А.И., Цветков В.Ю. Влияние упругой и пластической деформации на магнитные свойства аморфных сплавов // Структура, структурные превращения и магнитные свойства аморфных металлических сплавов: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1986. С. 118 – 130.
5. Кекало И.Б., Шуваева Е.А., Введенский В.Ю. Релаксация напряжений в аморфном сплаве $Co_{60}Ni_{8,5}Fe_4(Cr,Mn)_{2,5}(Si,B)_{25}$ // Цветные металлы. 2007. № 6. С. 17 – 23.
6. Кекало И.Б., Тараничев В.Е., Цветков В.Ю. Энергетический спектр процессов структурной релаксации аморфного сплава $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$ // Докл. АН СССР. 1984. Т. 278. № 5. С. 1115 – 1119.

Поступила 14 сентября 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 837–839.

FEATURES OF THE INITIAL BENDING STRESSES INFLUENCE ON THE RELAXATION PROCESS DURING ANNEALING IN AMORPHOUS IRON-BASED $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ ALLOY

P.S. Mogil'nikov

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

Abstract. It is shown for the amorphous alloy $Fe_{78}Ni_1Si_8B_{13}$ that the level of initial bending stresses has a significant influence on the relaxation process during annealing: the higher stresses cause the higher degree of their relaxation and the lower critical temperature of relaxation T_σ .

Keywords: amorphous alloys, iron base, relaxation, initial bending stresses.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-837-839

REFERENCES

1. Luborsky F., Walter J. Stress relaxation in amorphous alloys. *Mater. Sci. Eng*. 1978, vol. 35, no. 2, pp. 255–261.
2. Matsujama T. Disaccommodation of amorphous magnetic alloys $(Fe_{1-x}Co_x)_{75}Si_{10}B_{15}$. *Proc. 4th Int. Conf. on Repidly Quench. Metals. Sendai, 1981*. Sendai (Japan), 1982, pp. 1199–1202.

3. Zusman A.I., Sosnin V.V. Magnetic properties of twisted toroids of amorphous alloys. In: *Amorfnye pretsizionnye splavy: Cb. tr.* [Amorphous alloys precision: Coll. of sci. papers]. Moscow: Metallurgiya, 1981, pp. 13–21. (In Russ.).

4. Kekalo I.B., Zhdanov A.I., Tsvetkov V.Yu. Influence of elastic and plastic deformation on magnetic properties of amorphous alloys. In: *Struktura, strukturnye prevrashcheniya i magnitnye svoistva amorfnykh metallicheskikh splavov: Sb. tr.* [Structure, structural transformations and magnetic properties of amorphous metallic alloys: Coll. of sci. papers]. Moscow: Metallurgiya, 1986, pp. 118–130. (In Russ.).

5. Kekalo I.B., Shuvaeva E.A., Vvedenskii V.Yu. Strain relaxation on amorphous ($Co_{60}Ni_{8,5}Fe_4(Cr,Mn)_{2,5}(Si,B)_{25}$) alloy. *Tsvetnye metally*. 2007, no. 6, pp. 17–23. (In Russ.).

6. Kekalo I.B., Taranichev V.E., Tsvetkov V.Yu. Energy spectrum of the structural relaxation of amorphous ($Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$) alloy. *Dokl. AN SSSR*. 1984, vol. 278, no. 5, pp. 1115–1119. (In Russ.).

Information about the authors:

P.S. Mogil'nikov, *Assistant of the Chair of Physical Materials*
(pavel_mog@mail.ru)

Received September 14, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 11. С. 840 – 841.
© 2016. *Табаков Я.И.*

УДК 543.27

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СТЕПЕНЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ АРМАТУРНОЙ СТАЛИ

Табаков Я.И., *инженер-исследователь лаборатории диагностики материалов* (YTabakov@gmail.com)

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Проведено исследование влияния легирующих элементов на содержание растворенного азота в арматурной стали и степень деформационного старения. Показана высокая эффективность легирования арматурной стали бором.

Ключевые слова: растворенный азот, деформационное старение, арматурная сталь, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-840-841

Атомы азота, внедренные в междоузлия решетки металла, деформируют ее и перемещаются в дефектные участки, образуя атмосферы Коттрелла, блокирующие движение дислокаций под приложенной нагрузкой. Растворенный азот оказывает непосредственное влияние на процессы деформационного старения стали, вследствие которого происходит повышение предела текучести и прочности, снижение пластических свойств, а также повышение температуры вязко-хрупкого перехода. В малоуглеродистой стали может наблюдаться эффект синеломкости – частный случай деформационного старения. Это явление также приводит к снижению пластичности и повышению прочности и предела текучести металла при его растяжении в интервале температур 150 – 300 ºС. Синеломкость проявляется даже при незначительном содержании азота [1].

В работе были исследованы образцы промышленных плавок арматурной стали состава, % (по массе): 0,16 C; 0,25 Si; 0,65 Mn; 0,08 Cr; 0,12 Ni; 0,23 Cu. Сталь была выплавлена с добавлением в одном случае Al (0,025 % (по массе)), в другом B (0,005 % (по массе)). Методом высокотемпературной экстракции в несущем газе было определено количество растворенного азота в образцах [2]. Также были проведены механические испытания готового проката и определена степень влияния растворенного азота на деформационное старение. Доля растворенного азота в стали с Al составила 60 %, с B – 30 %. В таблице указаны результаты механических испытаний арматуры, легированной Al и B, и количество общего и растворенного в металле азота.

Уменьшение доли свободного азота позволяет снизить влияние деформационного старения стали. Основной показатель, по которому можно наблюдать эффект снижения деформационного старения – рост отношения предела прочности ($\sigma_в$) к пределу текучести ($\sigma_{0,2}$).

Выводы. Как видно из таблицы, легирование стали позволяет значительно снизить долю растворенного азота в металле и повысить пластические свойства стали, снижая эффект деформационного старения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. – М.: Металлургия, 1968. С. 232 – 236.
2. Табаков Я.И., Григорович К.В., Мансурова Е.Р. Определение свободного азота в углеродистых сталях методом высокотемпературной экстракции в токе несущего газа // Металлы. 2016. № 4. С. 27 – 32.

Поступила 12 августа 2016 г.

Результаты механических испытаний арматуры, легированной Al и B. Содержание общего и растворенного азота

Results of mechanical properties tests of reinforcing steel alloyed with Al and B. Content of total and dissolved nitrogen

	Диаметр арматуры, мм	$\sigma_в$, Н/мм^2	$\sigma_{0,2}$, Н/мм^2	$\sigma_в/\sigma_{0,2}$	$N_{общ.}$, ppm	$N_{своб.}$, ppm
Сталь с Al	8	645±14	605±14	1,066	117±5	70,2±9,8
	10	634±13	593±14	1,069		
Сталь с B	8	597±17	553±17	1,080	91±3	28,3±5
	10	592±24	538±27	1,101		

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 11, pp. 840–841.

EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON THE DEGREE OF STRAIN AGING OF REINFORCING STEEL

Ya.I. Tabakov

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

Abstract. The influence of alloying elements on the content of dissolved nitrogen in the reinforcing steel and the degree of strain aging were investigated. The high efficiency of boron addition in reinforcement steel was determined.

Keywords: dissolved nitrogen, strain aging, reinforcing steel, mechanical properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-11-840-841

REFERENCES

1. Morozov A.N. *Vodorod i azot v stali* [Hydrogen and nitrogen in steel]. Moskva: Metallurgiya, 1968, 232–236 p. (In Russ.).

2. Tabakov Ya.I., Grigorovich K.V., Mansurova E.R. Determination of free nitrogen in carbon steels by high-temperature extraction in a flow of carrier gas. *Metally*. 2016, no. 4, pp. 27–32. (In Russ.).

Information about the authors:

Tabakov Ya. I., *Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics* (YTabakov@gmail.com)

Received August 12, 2016

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *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 24.11.2016. Формат 60×90 $^{1}/_{8}$. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 11,0. Заказ 5245. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35