

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 9, 2016

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 59

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)

ЗИНИНГРАД 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 «ЦНИИТМаи», 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)

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)

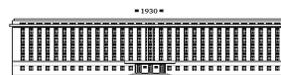
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

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»

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

Responsible Secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Responsible Secretary: OLENDARENKO N.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN (Russian Academy 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. ZININGRAD (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 "TSNIIMash", 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)

PODGORODETSKII, Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section "Innovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel" (Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology Rational Use of Natural Resources" (National Research Technological University "MISIS", 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**

СОДЕРЖАНИЕ

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Шарафутдинов Д.Г., Погодин А.Ю.
Извлечение железа из отвального шлака медеплавильного
производства 597

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Влияние энергии
дефекта упаковки на абразивную износостойкость отливок
из стали Fe – 12Mn – 1,2C, охлажденных с различными ско-
ростями 603
- Лабер К.Б., Дья Х. С., Кавалек А.М., Богатов А.А., Нухов Д.Ш.
Влияние температурно-скоростных условий на сопротивле-
ние деформации углеродистой низколегированной стали 610
- Коликов А.П., Звонарев Д.Ю., Таупек И.М., Кадильников С.В.,
Галимов М.Р. Математическая модель пластического фор-
моизменения листовой заготовки для изготовления сварных
труб большого диаметра. Сообщение 2 615
- Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Сидорова Т.Ю. Моделирование теп-
лового состояния воздушных фурм доменных печей 622
- Харитонов Е.А., Будников А.С., Романенко В.П. Распределение
удельной силы металла на валок в процессе раскатки труб на
трехвалковом стане винтовой прокатки 628
- Швыдкий В.С., Фатхутдинов А.Р., Девятых Е.А., Девятых Т.О.,
Спирин Н.А. К математическому моделированию слоевых
металлургических печей и агрегатов. Сообщение 1 634

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Сели-
ванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барбо-
таже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного
расплава. Сообщение 1. Теоретические основы процесса 639
- Зубарев К.А., Котельников Г.И., Титова К.О., Семин А.Е., Ми-
хайлов М.А. Прогнозирование температуры ликвидус слож-
нолегированных сплавов на основе никеля 644
- Краюшкин Н.А., Кузнецова Н.П. Прибытков И.А., Шато-
хин К.С. Исследование влияния неоднородности граничных
условий на интенсивность охлаждения цилиндрических за-
готовок в МНЛЗ 650
- Румянцев Б.А., Комолова О.А., Григорович К.В., Гарбер А.К.,
Табаков Я.И. Изучение кинетики окисления углерода в
хромсодержащих расплавах аргоно-кислородной плазмы 656

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Капуткина Л.М., Связин А.Г., Смаригина И.В., Бобков Т.В.
Коррозионная стойкость в разных средах высокопрочной ау-
стенитной азотистой хромоникельмарганцевой стали 663

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Антонов А.А., Артемьев А.А., Соколов Г.Н. Структура и свой-
ства абразивностойкого наплавленного сплава системы
Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B 671

CONTENTS

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- A.A. Lykasov, G.M. Ryss, D.G. Sharafutdinov, A.Yu. Pogodin Reco-
very of iron from waste slag of copper industry 597

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- K.N. Vdovin, D.A. Gorlenko, N.A. Feoktistov Influence of stack-
ing-fault energy on abrasive wear resistance of castings from
Fe–12Mn–1,2C steel cooled with different rates 603
- K.B. Laber, H.S. Dyja, A.M. Kawalek, A.A. Bogatov, D.Sh. Nukhov
Influence of temperature and high-speed conditions on resistance
of deformation of the carbon low-alloyed steel 610
- A.P. Kolikov, D.Yu. Zvonarev, I.M. Taupek, S.V. Kadil'nikov, M.R.
Galimov Mathematical model of plastic forming of the slab for
large diameter welded pipes. Report 2 615
- A.G. Radyuk, A.E. Titlyanov, T.Yu. Sidorova Modeling of the ther-
mal state of air tuyeres for blast furnaces 622
- E.A. Kharitonov, A.S. Budnikov Distribution of specific metal forces
on the roll at pipe rolling in three-roll screw-rolling mill 628
- V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh,
N.A. Spirin On mathematical modeling of layer metallurgical
furnaces and aggregates. Report 1 634

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- A.S. Vusikhis, L.I. Leont'ev, V.P. Chentsov, D.Z. Kudinov, E.N. Se-
livanov Metallic phase forming in barbotage of multicomponent
oxide melt by reduction gas Report 1. Theoretical basis of the
process 639
- K.A. Zubarev, G.I. Kotel'nikov, K.O. Titova, A.E. Semin, M.A. Mi-
khailov Prediction of liquidus temperature of nickel-based com-
plex alloyed steels 644
- N.A. Krayushkin, I.A. Pribytkov, K.S. Shatokhin Research of the in-
fluence of boundary conditions heterogeneity on the cooling rate
of cylindrical billets at CCM 650
- B.A. Rumyantsev, O.A. Komolova, K.V. Grigorovich, A.K. Garber,
Ya.I. Tabakov Study of the kinetics of carbon oxidation by argon-
oxygen plasma in chromium-containing melts 656

SUPERDUTY STEEL

- L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, T.V. Bobkov Cor-
rosion resistance in different media of high-strength austenitic ni-
trogenous chromium-manganese steel 663

SHORT REPORTS

- A.A. Antonov, A.A. Artem'ev, G.N. Sokolov Structure and properties
of the welded wear resistant alloy of Fe–Cr–C–Mo–Ni–Ti–B
system 671

УДК: 669.046.464 + 669.3.054.82 + 669.017.3

ИЗВЛЕЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗА ИЗ ОТВАЛЬНОГО ШЛАКА МЕДЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Лыкасов А.А., д.х.н., профессор кафедры «Физическая химия» (lykasovaa@susu.ac.ru)

Рысс Г.М., к.х.м., доцент кафедры «Физическая химия» (ryssgm@susu.ac.ru)

Шарафутдинов Д.Г., студент

Погосин А.Ю., студент

Южно-Уральский государственный университет
(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Обсуждаются результаты исследования фазовых превращений в шлаке сульфидной медной плавки при его восстановлении продуктами газификации углерода при температурах 1100 и 1200 °С. Экспериментально установлено, что в колоколообразных устройствах при температуре 1100 °С основная масса железа отвального шлака сульфидной плавки медных концентратов может быть восстановлена до металла продуктами газификации углерода. Последующее повышение температуры до 1200 °С позволяет увеличить извлечение железа. При косвенном восстановлении шлака при температуре выше температуры его плавления металлическое железо концентрируется, в основном, на внешней поверхности продукта восстановления, образуя крупные включения, которые легко извлекаются магнитной сепарацией. Наиболее целесообразно восстанавливать многослойную шихту из слоев шлака толщиной менее 5 мм и разделяющего их молотого угля.

Ключевые слова: шлак сульфидной медной плавки, фаялит, условия восстановления железа, фазовые превращения, извлечение железа из шлака, восстановление продуктами газификации углерода, влияние температуры, магнитная сепарация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-597-602

Проблема утилизации металлургических шлаков, образующихся в больших количествах при производстве металла, является актуальной для металлургических предприятий во всем мире. Наиболее сложная обстановка сложилась с переработкой сталеплавильных шлаков и шлаков от производства черновой меди, никеля и их сплавов. Согласно оценке, приведенной в работе [1], при выплавке меди в мире ежегодно образуется около 25 млн т шлаков. Отвалы медеплавильных предприятий, в которых накоплены сотни миллионов тонн шлаков, оказывают отрицательное влияние на окружающую среду. Это проявляется в изъятии из хозяйственного оборота больших площадей земель, изменении рельефа земной поверхности, нарушении почвенного слоя, деградации природных ландшафтов, выбросе в атмосферу твердых и газообразных веществ, загрязнении подземных водоносных горизонтов и поверхностных водотоков тяжелыми металлами и солями и др. [2 – 4].

Благоприятные физико-химические свойства медных шлаков позволяют использовать их для производства цемента, наполнителей, балласта, абразивных материалов, стекла, кровельных материалов, для осушения заболоченных участков, в дорожном строительстве и др. [1, 5 – 7]. Однако такое применение шлака приводит к потере входящих в его состав металлов.

Химический состав шлаков, образующихся при выплавке меди, зависит от вида процесса. Основными компонентами являются железо и кремнезем. Почти

все шлаки содержат значительное количество меди, которая присутствует в шлаках в основном в виде твердых растворов сульфидов и в металлических сплавах, а в виде примеси – в оксидах [8]. В зависимости от происхождения шлаки могут также содержать другие полезные элементы (Zn, Ni, Co и др.) в количествах, делающих оправданным их извлечение и использование [8, 9]. Только в отвалах медеплавильных предприятий Урала накоплено около 110 млн т шлаков, в которых содержатся 410 тыс. т меди, 2,56 млн т цинка, 1,09 млн т серы, 30,8 млн т железа, более 7 т золота, 150 т серебра, а также висмут, кадмий и др. [4, 10]. Следовательно, медеплавильные шлаки следует рассматривать как вторичные минеральные ресурсы [10 – 12].

Основными способами извлечения полезных металлов являются флотация, выщелачивание и пирометаллургические методы. Флотация медных шлаков подобна флотации руды. Это значит, что эффективно выделяются в пенный продукт только сульфидные минералы и металлическая медь, а оксидные минералы и мелковкрапленные сульфиды остаются в хвостах. При этом сохраняется проблема использования и переработки этих хвостов. Многочисленные исследования выщелачивания из шлака ценных металлов различными реагентами (как прямого, так и после предварительной обработки шлака [1, 9, 13 – 15]) не нашли применения в промышленности из-за большого расхода реагентов, трудностей с разделением кека и раствора в связи с

образованием геля кремниевой кислоты и необходимости обезвреживания отработанных растворов. При использовании пирометаллургических способов шлаки либо подвергают сульфатизирующему [16], восстановительному [17], окислительному [18] или хлорирующему [19] обжигу с последующим разделением фаз флотацией, выщелачиванием, магнитной сепарацией или расплавлением продукта обжига, либо восстанавливают металлы из расплава [20]. Следует отметить, что применение технологий, включающих расплавление материалов, требует значительных затрат энергии.

Объектом исследования являлся отвалный гранулированный шлак сульфидной шахтной плавки ОАО «Карабашский медеплавильный комбинат». Накопленные за десятилетия работы трех шахтных печей отвалы остаются большой проблемой для всего региона – они содержат до 30 млн т шлака и занимают площадь более 27 га.

Цель данной работы – исследование фазовых превращений, протекающих при восстановлении шлака продуктами газификации углерода при температурах 1100 и 1200 °С и оценка возможности извлечения металлического железа из шлака твердофазным восстановлением и последующей магнитной сепарацией.

Отобранная для исследования проба шлака содержала зерна размером от менее 80 до более 2000 мкм.

Основная часть шлака состояла из гранул размером от 1 до 2 мм. Химический анализ показал, что большая часть железа сконцентрирована в частицах размером от 160 до 2000 мкм. Содержание меди во фракциях от 80 – 125 до более 2000 мкм изменялось от 0,5 до 0,3 %¹. Во фракции крупностью меньше 80 мкм содержалось ~1,5 % меди, что дало возможность использования этой фракции в качестве оборотного продукта.

Для проведения экспериментов шлак был предварительно измельчен до фракции 60 – 80 мкм и усреднен. Элементный состав порошка шлака по данным химического анализа представлен в таблице. Дериватографические исследования, проведенные в атмосфере аргона, позволили определить, что шлак плавится в интервале температур 1020 – 1085 °С.

Рентгенофазовый анализ показал, что шлак представляет собой рентгеноаморфную массу, которая, по данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), в основном состоит из железа и кремния с атомным отношением Fe/Si ~1 и содержит значительные количества кальция (4 – 9 %) и алюминия (3 – 5 %).

Восстановление шлака проводили по методу Дигонского [21] в реакторе, представляющем собой перевернутый корундовый тигель, футерованный углеграфитовой тканью. Тигель предварительно заполняли порошком шлака и молотым древесным углем. В ра-

Химические составы шлака и продуктов восстановления

Chemical compositions of the slag and of the products of reduction

| Элемент | Содержание, % | | | | | |
|---------|---------------|-------------------------------------|-------------------|-------------------------------------|---------------------|-------------------|
| | исходный шлак | продукты восстановления при 1100 °С | | продукты восстановления при 1200 °С | | |
| | | немагнитная фракция | магнитная фракция | шлак (МРСА) | немагнитная фракция | магнитная фракция |
| Al | 3,020 | 1,5 | 4,4 | 6,82 | 5,1 | 2,6 |
| Ca | 8,870 | 5,4 | 11,0 | 11,1 | 0,13 | 7,1 |
| Co | 0,009 | * | * | – | 0,001 | 0,02 |
| Cr | 0,023 | * | * | – | 0,09 | 0,03 |
| Cu | 0,250 | 0,4 | 0,2 | – | 0,13 | 0,4 |
| Fe | 32,681 | 17,2 | 56,2 | 9,83 | 12,4 | 56,5 |
| K | 0,144 | * | * | 1,15 | 0,9 | 0,5 |
| Mg | 0,865 | * | * | 1,74 | 2,1 | 1,2 |
| Mn | 0,628 | * | * | 0,87 | 0,7 | 0,4 |
| Ni | 0,009 | 0,06 | 0,03 | – | 0,002 | 0,04 |
| P | 0,046 | * | * | – | 0,07 | 0,05 |
| Pb | 0,092 | * | * | – | 0,005 | 0,04 |
| Si | 15,281 | 7,2 | 21,7 | 29,26 | 21,8 | 10,0 |
| Ti | 0,177 | * | * | – | 0,2 | 0,1 |
| Zn | 1,010 | 0,17 | 0,50 | – | 0,3 | 0,2 |

Примечание: «*» – не определяли; «–» – не обнаружено

¹ Здесь и далее % (по массе).

бочем положении шлак располагался в верхней части реактора, а уголь – в нижней. Преимущества выбора древесного угля в качестве восстановителя рассмотрены в работе [22]. Шлак и уголь разделяли углеграфитовой тканью. В ряде опытов использовали многослойную засыпку шихты. Слои разделяли углеграфитовой тканью.

Тигель нагревали в печи до 1100 °С в течение 2 ч и выдерживали при этой температуре 4 ч. Затем реактор извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Эффективность использованной экспериментальной методики доказана исследованиями, проведенными в работе [23].

Восстановленный шлак представлял собой продукт с явными признаками плавления. Образцы распиливали, внутренние поверхности отшлифовывали и отполировывали на алмазной пасте, а потом анализировали методом МРСА. Микрофотография поверхности шлифа у верхней границы образца представлена на рис. 1. На этой фотографии области светло-серого цвета – это металлическое железо, большая часть которого сконцентрирована на границах образца в виде включений различной крупности. Некоторое количество восстановленного металлического железа распределено по всему объему образца.

В процессе восстановления фазовый состав шлака претерпевал изменения. Вместо аморфной силикатной фазы, составляющей исходный шлак, образовывались три силикатные фазы с различным содержанием элементов (рис. 2).

Самая светлая фаза, обозначенная как Si(1), содержит наибольшее количество железа (~40 %) и наименьшее количество алюминия (~1 %), а также ~19 % кремния и около 3 % кальция. В фазе серого цвета, Si(2), содержится около 12 % железа и ~26 % кремния. Алюминия и кальция в этой фазе около 3 и 12 % со-

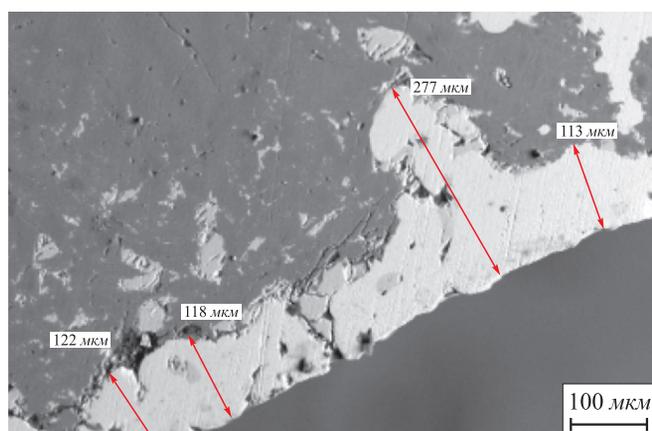


Рис. 1. Микрофотография поверхности шлифа у верхней границы восстановленного образца: температура восстановления 1100 °С; время выдержки 4 ч; светлая фаза – металлическое железо

Fig. 1. Photomicrogram of polished section at the upper boundary of reduced sample: the reduction temperature – 1100 °C; dwell time – 4 h; light phase – metallic iron

ответственно. В самой темной фазе, Si(3), наименьшее содержание железа (~3 %) и наибольшее содержание алюминия (~13 %). Количество кремния и кальция в этой фазе составляет около 28 и 6 % соответственно. Согласно диаграмме состояния системы SiO₂ – FeO – Al₂O₃ – CaO фаза Si(1) по своему составу близка к оливину, фаза Si(2) – к волластониту, а фаза Si(3) – к SiO₂, содержащему CaO, Al₂O₃ и FeO [24]. При этом исходный шлак, согласно фазовой диаграмме системы CaO – FeO – SiO₂, близок по своему составу к смеси оливина и волластонита. Температура начала плавления этой смеси (~1100 °С) совпадает с результатом дериватографического исследования, проведенного в настоящей работе (1085 °С).

Сухая магнитная сепарация измельченного образца восстановленного шлака в поле 120 – 130 мТл позволила выделить магнитную фракцию, масса которой составила 49,5 % общей массы образца. Извлечение железа в магнитную фракцию составило 52 %. Согласно данным химического анализа, приведенным в таблице, в немагнитной фракции, т. е. в смеси оксидных фаз, остается значительное количество железа. Высокое остаточное содержание железа в шлаке возможно объясняется как недостаточной продолжительностью процесса восстановления, так и повышением температуры начала восстановления железа при понижении активности железа в шлаке.

Для определения влияния температуры на степень извлечения железа из шлака провели опыты, в которых после четырехчасового восстановления при температуре 1100 °С шлак нагревали до 1200 °С и выдерживали при этой температуре 30 мин.

В результате получили продукт, содержащий крупные включения металлического железа. В верхней части образца (согласно его расположению в реакторе) включения восстановленного металлического железа

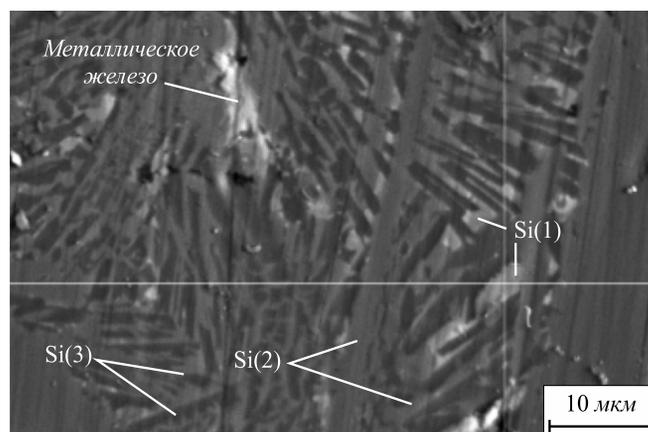


Рис. 2. Микрофотография поверхности шлифа шлака после восстановления: температура восстановления 1100 °С; время выдержки 4 ч

Fig. 2. Photomicrogram of polished section of the slag after reduction: the reduction temperature – 1100 °C; dwell time – 4 h

размером 60 – 100 мкм распределены от самой поверхности образца до газовой полости в его середине (рис. 3). В нижней части продукта большая часть металлического железа сконцентрирована у границы в виде цепочек из включений размером ~60 мкм.

Шлак после восстановления (рис. 4) представляет собой своеобразную эвтектическую смесь, средний состав которой по данным микрорентгеноспектрального анализа приведен в таблице.

Согласно фазовой диаграмме $Al_2O_3 - CaO - SiO_2$, шлаковая масса после восстановления близка по своему составу к тройной эвтектике, образованной фазами SiO_2 , $CaO \cdot SiO_2$ и $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$. Температура плавления эвтектики (~1170 °С) совпадает с температурой начала плавления шлака (1165 °С), установленной с помощью дериватографического исследования немагнитной фракции восстановленного образца.

Магнитная сепарация продукта восстановления в поле 120 – 130 мТл позволила выделить в магнитную фракцию ~45 % общей массы образца. Количество железа, перешедшего в металл, составило 74 %. Результаты химического анализа магнитной и немагнитной фракций приведены в таблице. Среднее содержание железа в немагнитной фракции после восстановления при 1200 °С значительно ниже, чем в опытах, проведенных при 1100 °С, т. е. степень восстановления железа из шлака при более высокой температуре гораздо выше, чем при более низкой. Таким образом, предположение о повышении температуры начала восстановления железа с понижением его концентрации в шлаке не лишено оснований.

Выводы. Проведено восстановление отвального гранулированного шлака сульфидной шахтной плавки Карабашского медеплавильного комбината продуктами газификации углерода при температурах 1100 и 1200 °С.

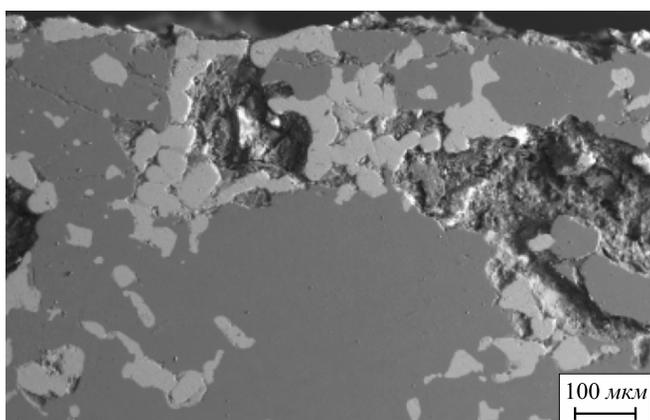


Рис. 3. Микрофотография поверхности шлифа у верхней границы восстановленного образца: время выдержки 4 ч при температуре восстановления 1100 °С плюс 0,5 ч при температуре восстановления 1200 °С; светлая фаза – металлическое железо

Fig. 3. Photomicrogram of polished section at the upper boundary of reduced sample: dwell time – 4 h at the reduction temperature of 1100 °С plus 0,5 h at the reduction temperature of 1200 °С; light phase – metallic iron

Установлено, что при температуре 1100 °С в течение 4 ч восстановления в шлаке образуются три силикатные фазы с атомным соотношением Fe/Si: ~1,2 ~0,4 и ~0,14. Наличие фазы с Fe/Si ~1 свидетельствует о том, что процесс не был завершен. Остаточное содержание железа в шлаке составляло ~15 %.

Показано, что степень восстановления железа зависит от температуры восстановления шлака. Наиболее эффективно восстанавливать шлак при температуре 1100 °С с последующим повышением температуры до 1200 °С. Степень извлечения железа в металл в этом случае составляет 74 %, а остаточное содержание железа в шлаке не превышает 10 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Gorai Bipra, Jana R.K., Premchand. Characteristics and utilization of copper slag – a review // Resources and Recycling. 2003. Vol. 39. P. 299 – 313.
2. Шадрюнова И.В., Волкова Н.А., Матрюгин С.А., Горлова О.Е. Технологические, экономические и экологические аспекты переработки техногенного сырья горно-металлургических предприятий Урала // Экология и промышленность России. 2013. № 8. С. 16 – 21.
3. Кориневская Г.Г., Муфтахов В.А., Котельникова А.Л. и др. Медеплавильные шлаки и вопросы утилизации минеральных отходов // Минералогия техногенеза. 2014. № 15. С. 244 – 250.
4. Макаров А.Б., Талалай А.Г. Техногенно-минеральные месторождения и их экологическая роль // Литосфера. 2012. № 1. С. 172 – 176.
5. Свиридова Т.В., Мурзина Е.А. К вопросу образования и обращения промышленных отходов на территории Челябинской области // Теория и технология металлургического производства. 2014. № 2(15). С. 109 – 112.
6. Капустин Ф.Л., Афанасьева М.А. Использование медеплавильного шлака в производстве цементов общестроительного назначения // Вестник ЮУрГУ. Серия «Строительство и архитектура». 2013. Т. 13. № 2. С. 51 – 55.
7. Mohammad M. Ali, Satish K. Agarwal, Ashwani Pahuja. Potentials of copper slag utilization in the manufacture of ordinary Portland

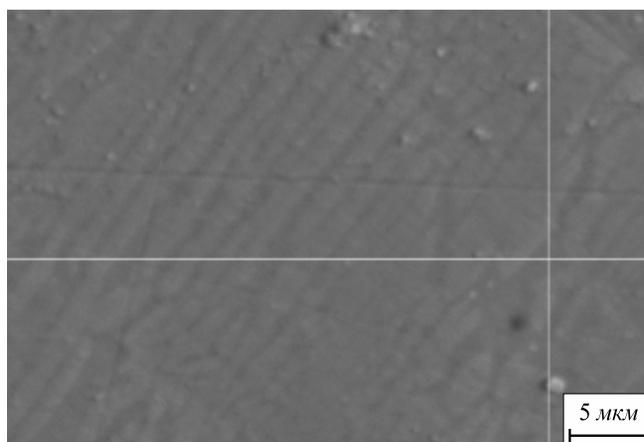


Рис. 4. Микрофотография поверхности шлифа шлака после восстановления: время выдержки 4 ч при температуре восстановления 1100 °С плюс 0,5 ч при температуре восстановления 1200 °С

Fig. 4. Photomicrogram of polished section of the slag after reduction: dwell time – 4 h at the reduction temperature of 1100 °С plus 0,5 h at the reduction temperature of 1200 °С

- cement // *Advances in Cement Research*. 2013. Vol. 25. Issue 4. P. 208 – 216.
8. Сабанова М. Н., Орехова Н. Н., Горбатова Е. А. Технологическая минералогия медных шлаков // *Минералогия техногенеза*. 2015. № 16. С. 107 – 114.
 9. Huiting Shen, Forssberg E. An overview of recovery of metals from slags // *Waste Management*. 2003. Vol. 23. P. 933 – 949.
 10. Быховский Л.З., Спорыхина Л.В. Техногенные отходы как резерв пополнения минерально-сырьевой базы: состояние и проблемы освоения // *Минеральные ресурсы России. Экономика и управление*. 2011. № 4. С. 15 – 20.
 11. Купряков Ю. П. Шлаки медеплавильного производства и их переработка. – М.: *Металлургия*, 1987. – 201 с.
 12. Санакулов К.С., Хасанов А.С. Переработка шлаков медного производства. – Ташкент: *Фан*. 2007. – 255 с.
 13. Zhang Yang, Man Rui-lin, Ni Wang-dong, Wang Hui. Selective leaching of base metals from copper smelter slag // *Hydrometallurgy*. 2010. Vol. 103. Issue 1 – 4. P. 25 – 29.
 14. Banza A.N., Gock E., Kongolo K. Base metals recovery from copper smelter slag by oxidizing leaching and solvent extraction // *Hydrometallurgy*. 2002. Vol. 67. Issue 1–3. P. 63 – 69.
 15. Carranza F., Iglesias N., Mazuelos A. etc. Ferric leaching of copper slag flotation tailings // *Minerals Engineering*. 2009. Vol. 22. Issue 1. P. 107 – 110.
 16. Arslan C., Arslan F. Recovery of copper, cobalt, and zinc from copper smelter and converter slags // *Hydrometallurgy*. 2002. Vol. 67. Issue 1–3. P. 1 – 7.
 17. Потапов К.О., Рошин В.Е. Селективное восстановление и пирометаллургическое извлечение железа из шламов медеплавильного производства // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2014. Т. 14. № 3. С. 25 – 29.
 18. Hongyang Cao, Jimin Wang, Li Zhang, Zhitong Sui. Study on green enrichment and separation of copper and iron components from copper converter slag : The 7th International Conference on Waste Management and Technology (ICWMT7) // *Procedia Environmental Sciences*. 2012. Vol. 16. P. 740 – 748.
 19. Zhu D., Chen D., Pan J., Zheng G. Chlorination Behaviors of Zinc Phases by Calcium Chloride in High Temperature Oxidizing-chloridizing Roasting // *ISIJ International*. 2011. Vol. 51. No. 11. P. 1773 – 1777.
 20. Гудим Ю.А., Голубев А.А. Эффективные способы утилизации отходов металлургического производства Урала // *Экология и промышленность России*. 2008. № 12. С. 4 – 8.
 21. Дигонский С.В. Теоретические основы и технология восстановительной плавки металлов из неокискованного сырья. – СПб: *Наука*, 2007. – 322 с.
 22. Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Власова И.С. Фазовые превращения при восстановлении шлака сульфидной медной плавки продуктами газификации углеродистых восстановителей при температуре 1320 К // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2013. Т. 13. № 1. С. 24 – 28.
 23. Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Бородин И.С. Восстановление железа из шлака сульфидной плавки продуктами газификации углерода // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2014. № 1. С. 30 – 33.
 24. Slag Atlas. 2nd Edition. Edited by Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh). – Düsseldorf : Verlag Stahleisen GmbH, 1995. – 616 p.

Поступила 25 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, PP. 597–602.

RECOVERY OF IRON FROM WASTE SLAG OF COPPER INDUSTRY

A.A. Lykasov, G.M. Ryss, D.G. Sharafutdinov, A.Yu. Pogodin

South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. The authors discuss the investigation results of phase transformations in the slag of sulphuric cupreous melting during its reduction by the products of gasification of carbon at the temperatures 1100 and 1200 °C. It was experimentally found, that in belllike equipment at the temperature 1100 °C the most part of iron from dump slag of sulphuric melting of the cupreous concentrates may be reduced to metallic state by the products of carbon gasification. Subsequent rise of temperature up to 1200 °C enables to increase iron recovery. During the indirect reduction of the slag at the temperature above temperature of its melting, metallic iron concentrates mostly at the external surface of product of reduction, producing large inclusions, which may be easy extracted by magnetic separation. It's mostly rational to reduce multilayer blend, consisting from slag layers with the thickness less than 5 mm and separating them layers of grinded coal.

Keywords: slag of sulphuric cupreous melting, fayalite, conditions of iron reduction process, phase transformations, recovery of iron from slag, reduction by the products of carbon gasification, temperature effect, magnetic separation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-597-602

REFERENCES

1. Gorai Bipra, Jana R.K., Premchand. Characteristics and utilization of copper slag – a review. *Resources and Recycling*. 2003, vol. 39, pp. 299–313.
2. Shadrunkova I.V., Volkova N.A., Mastryugin S.A., Gorlova O.E. Technological, economic and ecological aspects of processing of technogenic raw material of mining and metallurgical works of the Urals. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2013, no. 8, pp. 16–21. (In Russ.).
3. Korinevskaya G.G., Muftakhov V.A., Kotel'nikova A.L., Khalezov B.D., Reutov D.S. Copper slags and questions of utilisation of mineral wastes. *Mineralogiya tekhnogeneza*. 2014, no. 15, pp. 244–250. (In Russ.).
4. Makarov A.B., Talalai A.G. Technogenic mineral deposits and their ecological role. *Litosfera*. 2012, no. 1, pp. 172–176. (In Russ.).
5. Sviridova T.V., Murzina E.A. To the issue of production and treatment of industrial waste on the territory of the Cheliabinsk region. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2014, no. 2(15), pp. 109–112. (In Russ.).
6. Kapustin F.L., Afanas'eva M.A. The use of copper slag in the production of cements of general building purpose. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Stroitel'stvo i arkhitektura"*. 2013, vol. 13, no. 2, pp. 51–55. (In Russ.).
7. Mohammad M.Ali, Satish K. Agarwal, Ashwani Pahuja. Potentials of copper slag utilization in the manufacture of ordinary Portland cement. *Advances in Cement Research*. 2013, vol. 25, Issue 4, pp. 208–216.
8. Sabanova M. N., Orekhova N. N., Gorbatova E. A. Technological mineralogy of copper slags. *Mineralogiya tekhnogeneza*. 2015, no. 16, pp. 107–114. (In Russ.).
9. Huiting Shen, Forssberg E. An overview of recovery of metals from slags. *Waste Management*. 2003, vol. 23, pp. 933–949.
10. Bykhovskii L.Z., Sporykhina L.V. Industrial waste as a reserve to replenish mineral resources: status and development problems. *Mineral'nye resursy Rossii. Ekonomika i upravlenie*. 2011, no. 4, pp. 15–20. (In Russ.).
11. Kupryakov Yu. P. *Shlaki medepavil'nogo proizvodstva i ikh pererabotka* [Slags of copper industry and their processing]. Moscow: *Metallurgiya*, 1987, 201 p. (In Russ.).

12. Sanakulov K.S., Khasanov A.S. *Pererabotka shlakov mednogo proizvodstva* [Processing of slags of copper production]. Tashkent: Fan, 2007, 255 p. (In Russ.).
13. Zhang Yang, Man Rui-lin, Ni Wang-dong, Wang Hui. Selective leaching of base metals from copper smelter slag. *Hydrometallurgy*. 2010, vol. 103, Issue 1–4, pp. 25–29.
14. Banza A.N., Gock E., Kongolo K. Base metals recovery from copper smelter slag by oxidizing leaching and solvent extraction. *Hydrometallurgy*. 2002, vol. 67, Issue 1–3, pp. 63–69.
15. Carranza F., Iglesias N., Mazuelos A., etc. Ferric leaching of copper slag flotation tailings. *Minerals Engineering*. 2009, vol. 22, Issue 1, pp. 107–110.
16. Arslan C., Arslan F. Recovery of copper, cobalt, and zinc from copper smelter and converter slags. *Hydrometallurgy*. 2002, vol. 67, Issue 1–3, pp. 1–7.
17. Potapov K.O., Roshchin V.E. Selective reduction and pyrometallurgical extraction of iron from copper production sludge. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Metallurgiya"*. 2014, vol. 14, no. 3, pp. 25–29. (In Russ.).
18. Hongyang Cao, Jimin Wang, Li Zhang, Zhitong Sui. Study on green enrichment and separation of copper and iron components from copper converter slag: The 7th International Conference on Waste Management and Technology (ICWMT7). *Procedia Environmental Sciences*. 2012, vol. 16, pp. 740–748.
19. Zhu D., Chen D., Pan J., Zheng G. Chlorination Behaviors of Zinc Phases by Calcium Chloride in High Temperature Oxidizing-chloridizing Roasting. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 11, pp. 1773–1777.
20. Gudim Yu.A., Golubev A.A. Effective methods of utilization of waste products of the metallurgical industry of the Urals. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2008, no. 12, pp. 4–8. (In Russ.).
21. Digonskii, S.V. *Teoreticheskie osnovy i tekhnologiya vosstanovitel'noi plavki metallov iz neokuskovannogo syr'ya* [Theoretical bases and technology of smelting reduction of metals from nonagglomerated raw materials]. St. Petersburg: Nauka, 2007, 322 p. (In Russ.).
22. Lykasov A.A., Ryss G.M., Vlasova I.S. Phase transformations during reduction of the slag of sulphuric cupreous melting by the products of gasification of carbonic reducing agents at the temperature 1320 K. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Metallurgiya"*. 2013, vol. 13, no. 1, pp. 24–28. (In Russ.).
23. Lykasov A. A., Ryss G.M., Borodin I.S. Iron reduction from slag of sulphuric melting by the products of carbon gasification. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 1, pp. 30 – 33. (In Russ.).
24. *Slag Atlas*. 2nd ed. Edited by Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh). Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1995, 616 p.

Information about the authors:

A.A. Lykasov, Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair "Physical Chemistry" (lykasovaa@susu.ac.ru)
G.M. Ryss, Cand. Sci. (Chem.), Assist. Professor of the Chair "Physical Chemistry" (ryssgm@susu.ac.ru)
D.G. Sharafutdinov, Student
A.Yu. Pogodin, Student

Received February 25, 2015

УДК 669-14

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ Fe–12Mn–1,2C, ОХЛАЖДЕННЫХ С РАЗЛИЧНЫМИ СКОРОСТЯМИ*

Вдовин К.Н., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Литейное производство и материаловедение» (vdovin@magtu.ru)

Горленко Д.А., к.т.н., ассистент кафедры «Литейное производство и материаловедение» (gorldima@yandex.ru)

Феоктистов Н.А., к.т.н., старший преподаватель кафедры «Литейное производство и материаловедение» (fna87@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрено влияние скорости охлаждения отливки на ее коэффициент абразивной износостойкости и показано, что износостойкость зависит от величины формирующегося на поверхности износа слоя, упрочненного деформационным двойникованием. Выявлено, что максимальная величина упрочненного слоя отливки образуется как при низких, так и высоких скоростях охлаждения, что связано понижением значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ), которая, в свою очередь, меняется в зависимости от концентрации марганца, хрома и кремния. При средней скорости охлаждения степень легированности аустенита становится такой, что происходит увеличение значения ЭДУ. При этом возникает затруднение процесса деформационного двойникования (TWIP) и формирование упрочненного слоя с минимальной толщиной или его полным отсутствием.

Ключевые слова: литая высокомарганцевая сталь, энергия дефекта упаковки, абразивная износостойкость, деформационное двойникование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-603-609

Абразивная износостойкость высокомарганцевых сталей (к числу которых относится сталь Гадфильда) обусловлена постоянным формированием упрочненного слоя на ее поверхности износа. Важной особенностью строения зоны фрикционного контакта является формирование в слоях толщиной 1 – 10 мкм ультрадисперсной структуры (УДС). Это показывает, что основным механизмом деформации слоев толщиной порядка нескольких микрометров является разворот (проскальзывание) фрагментов УДС. Такой ротационный механизм пластичности обеспечивает реализацию в поверхностном слое рассматриваемой толщины чрезвычайно больших величин деформаций [1]. Образующееся при этом большое количество дефектов приводит к упрочнению стали. Дополнительным фактором упрочнения в стали Гадфильда является эффект динамического деформационного старения, который также способствует накоплению высокой плотности дислокаций в стали [2, 3].

Стоит отметить, что для Fe–12Mn–1,2C ГЦК-стали (сталь Гадфильда) двойникование (TWIP) в процессе низкотемпературной деформации (при комнатной температуре) является единственным механизмом упрочнения. Эта сталь полностью сохраняет аустенитную

структуру даже после деформирования сдвигом под давлением до 16 ГПа, при котором реализуется истинная деформация $\varepsilon = 8,4$ [4]. Это связано с достаточно большой величиной энергии дефекта упаковки (ЭДУ), которая зависит от химического состава сплава, температуры деформации, размера зерна аустенита. При такой величине ЭДУ полностью подавляется превращение аустенита в ε - и α -мартенсит (TRIP), которое справедливо для метастабильных аустенитных сталей со значительно более низким содержанием углерода и/или марганца и значением ЭДУ [2, 5 – 8]. Чрезмерное увеличение значения ЭДУ будет приводить к подавлению TWIP-превращения, а деформация будет проходить за счет скольжения дислокаций (SIP) [3, 9 – 11].

Анализ литературных данных показывает, что различные химические элементы по-разному влияют на величину ЭДУ и их можно разделить на два типа: увеличивающие ее и снижающие. Из всех элементов, входящих в состав Fe–12Mn–1,2C (в числе которых также присутствуют Cr и Si) [12], стоит выделить основной легирующий элемент – марганец. Характер его влияния на величину ЭДУ монотонный: при увеличении концентрации марганца происходит рост этой величины [8, 10, 11, 13 – 16].

Немонотонное влияние на ЭДУ оказывает содержание кремния, который при увеличении концентрации

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-10020).

до 3 % увеличивает ЭДУ, а свыше 3 % уменьшает [9]. Содержание углерода в металле несущественно влияет на значение энергии. Проведенные ранее исследования показали, что увеличение содержания углерода от 0,65 до 1,2 % приводит к незначительному снижению энергии дефекта упаковки (менее чем на 3 мДж/м²) [8, 9, 14]. По влиянию хрома в литературе имеются два противоположных мнения: по одним данным хром понижает значение ЭДУ [9], по другим – увеличивает [11].

Однако совместное влияние всех вышеперечисленных элементов на значение ЭДУ в литературе не освещено. Возможно, комплексное воздействие этих химических элементов может значительно отличаться как качественно, так и количественно от индивидуального.

Известно, что на значение энергии дефекта упаковки высокомарганцевой стали прямо пропорционально влияет температура деформации, а размер зерна аустенита – обратно пропорционально [15, 17].

Опубликованные в литературе данные получены, в основном, на модельных сплавах с малой массой, которые в большинстве своем проходят длительный гомогенизирующий отпуск, подвергаются ковке и не имеют температурного градиента по сечению при термической обработке. В реальном производстве литых деталей из высокомарганцевой стали формирование структуры отливок происходит при различных условиях, прежде всего это касается скорости охлаждения во время и после кристаллизации. Также стоит учитывать, что с увеличением габаритов и массы изделий уменьшается их равномерность охлаждения по сечению. В проведенных ранее исследованиях стали Fe–12Mn–1,2C, направленных на изучения ее литой структуры [18, 19], было определено влияние скорости охлаждения на параметры микроструктуры исследуемого сплава. Некоторые из них, в частности размер зерна аустенита, должны оказывать влияние на значение энергии дефекта упаковки.

Целью работы является исследование влияния параметров литой структуры на качественное изменение энергии дефекта упаковки. Это будет способствовать более полному раскрытию природы формирования упроченного слоя высокомарганцевой стали (в том числе стали Гадфильда) при абразивном износе.

Объектом исследования являлись образцы литой стали Fe–12Mn–1,2C, формирование структуры которых проходило при различных скоростях охлаждения отливки. Скорость охлаждения в интервале кристаллизации менялась от 1,1 до 25 °С/с; в интервале выделения избыточной фазы – от 14,4 до 327,6 °С/мин. Для выявления качественных характеристик микроструктуры использован оптический микроскоп Meiji Techno, а также сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-6490 LV. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проведен с использованием приставки к сканирующему микроскопу INCA Energy (Исследования выполнены в ЦКП НИИ Наносталей при ФГБОУ

ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»). Для исключения погрешности при определении химического состава фаз, связанной с высокой чувствительностью оборудования к качеству поверхности, в расчете использовали не абсолютное значение, а отношение железа к другим химическим элементам. Испытание на абразивную износостойкость проведено в соответствии с ГОСТ 23.208-79.

Проведенные ранее исследования показывают, что изменение скорости охлаждения в широком интервале значений влияет на размеры и количество избыточной фазы, а также на размер зерна аустенита [18, 19]. Все это находит отражение в зависимости коэффициента абразивной износостойкости от скорости охлаждения в интервале выделения избыточной фазы (рис. 1).

Формирующаяся при различных скоростях охлаждения сплава во время и после кристаллизации структура имеет ряд отличий. Помимо разницы в размере зерна, аустенит сохраняет различную степень легированности. Для исследования влияния этих параметров на изменение значения ЭДУ, проведено определение средней концентрации марганца, хрома и кремния в аустените в зависимости от скорости охлаждения сплава в интервале выделения избыточной фазы, а также среднего размера аустенитного зерна в зависимости от скорости охлаждения в интервале кристаллизации (рис. 2).

Из полученных зависимостей количества избыточной фазы [19] и концентрации легирующих элементов от скорости охлаждения видно, что с увеличением в структуре доли избыточной фазы среднее количество карбидообразующих элементов (Mn, Cr) в аустените снижается, а от количества кремния увеличивается. Это происходит в результате внутризеренного и межфазного перераспределения химических элементов при карбидообразовании на границах зерен. Средний размер аустенитного зерна имеет обратно пропорциональную зависимость от скорости охлаждения сплава в температурном интервале кристаллизации. Он меняется от

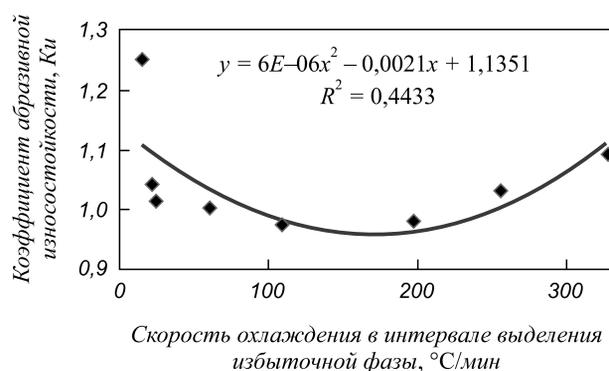


Рис. 1. Зависимость износостойкости высокомарганцевой стали от скорости охлаждения отливки

Fig. 1. Dependence of the wear resistance of high-manganese steel on the cooling rate of the casting

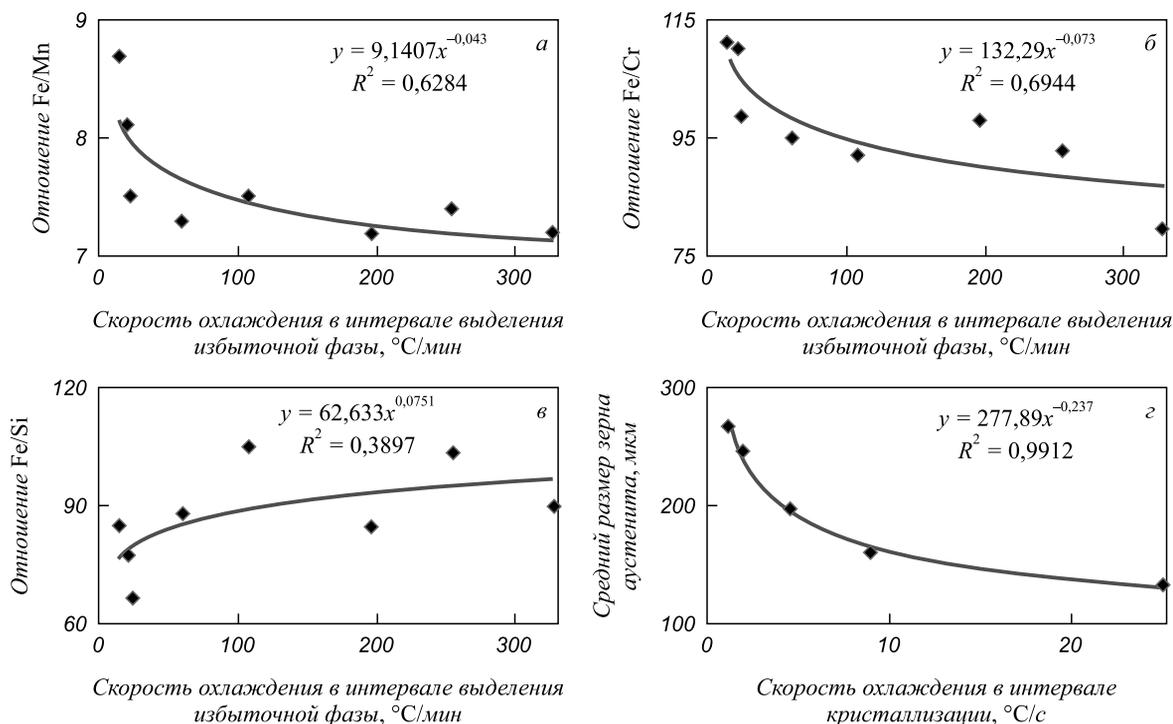


Рис. 2. Зависимость отношения концентрации железа к концентрации марганца (а), хрома (б), кремния (в) в аустените и размера зерна аустенита (г) от скорости охлаждения отливки в соответствующих температурных интервалах

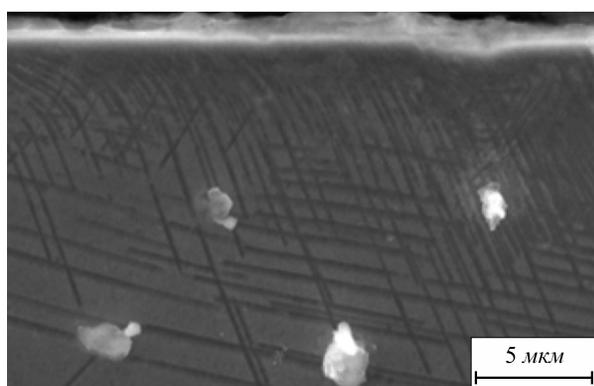
Fig. 2. Dependence of the ratio of iron content and the content of manganese (a), chromium (б), silicon (в) in austenite phase and austenite grain size (г) on the cooling rate of the casting in the respective temperature ranges

270 мкм при скорости охлаждения 1,1 °С/с до 130 мкм при скорости 25 °С/с.

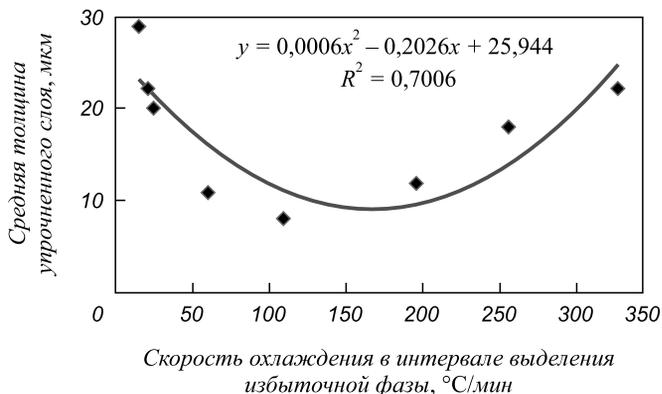
Исследование зоны абразивного износа показало, что толщина сформированного слоя, упрочненного деформационными двойниками (рис. 3, а), меняется в зависимости от скорости охлаждения сплава и имеет экстремальную зависимость с минимумом (местами менее 3 мкм) при скорости охлаждения 110 – 200 °С/мин. Максимальная толщина упрочненного слоя (до 25 – 30 мкм) формируется в сплаве, полученном при ох-

лаждении с минимальными скоростями (до 15 °С/мин). При скорости охлаждения отливки 200 °С/мин и выше происходит увеличение размеров формируемого при абразивном износе упрочненного слоя (рис. 3, б).

Уменьшение толщины формирующегося упрочненного слоя свидетельствует о затруднении процесса образования двойников деформации. Причиной этому служит изменение значения ЭДУ, а именно ее увеличение и приближение к верхней границе энергетического интервала TWIP-процесса. При достижении этой



а



б

Рис. 3. Структура сформированного упрочненного слоя, ×5000 (а) и зависимость толщины этого слоя от скорости охлаждения отливки (б)

Fig. 3. The structure of the formed hardened layer, ×5000 (a) and the relationship between the thickness of this layer and the cooling rate of the casting (б)

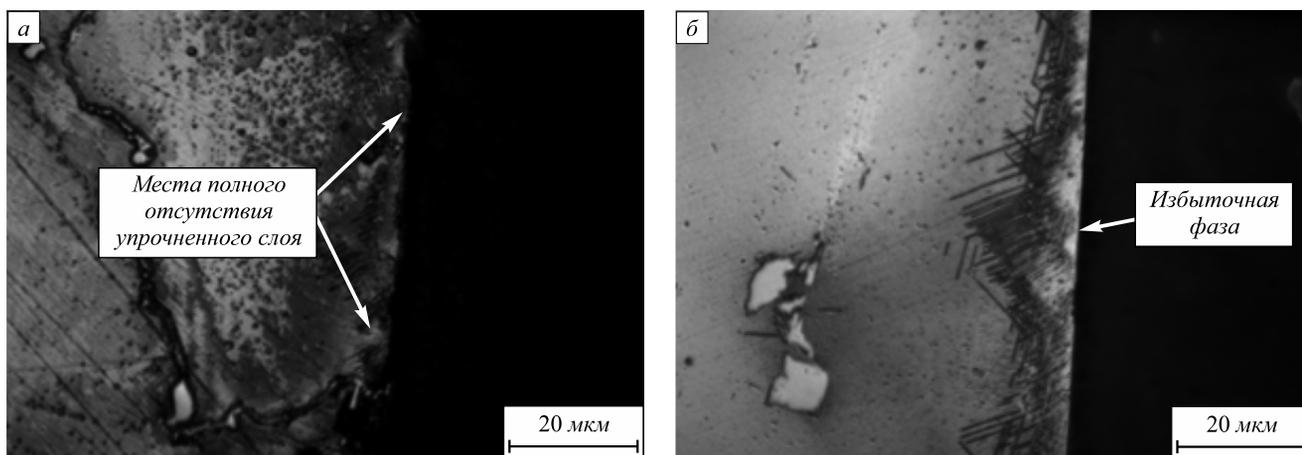


Рис. 4. Микроструктура сформированного упрочненного слоя, полученная при абразивном износе отливок, охлажденных в интервале выделения избыточной фазы со скоростями: 108 °С/мин (а); 14,4 °С/мин (б), ×1000

Fig. 4. Microstructure of the formed hardened layer obtained in the process of abrasive wear of castings cooled in the range of proeutectoid constituent separation at the following cooling rates: 108 °C/min (a); 14.4 °C/min (b), ×1000

величины деформация идет за счет дислокационного скольжения с отсутствием упрочненного слоя, что было обнаружено при абразивном износе образцов стали, охлажденных со скоростью 110 – 200 °С/мин, в которых упрочненный слой в некоторых местах полностью отсутствовал (рис. 4, а). В связи с этим коэффициент абразивной износостойкости этих образцов минимален (см. рис. 1).

Снижение скорости охлаждения менее 110 °С/мин приводит к постоянному увеличению толщины формирующегося при износе упрочненного слоя. Это говорит о том, что значение ЭДУ с уменьшением скорости охлаждения снижается, а процесс двойникования при деформации проходит более интенсивно. Такое же изменение ЭДУ происходит и при увеличении скорости охлаждения сплава более 200 °С/мин. Однако, сравнивая толщину образовавшихся упрочненных слоев этих образцов видно, что он больше у сплава, сформированного при минимальных скоростях охлаждения из-за наличия избыточной фазы. Она передает энергию деформации более глубоким слоям, тем самым формируя более глубокий упрочненный слой (рис. 4, б).

Другой стороной влияния избыточной фазы является то, что она более износостойкая, чем аустенит, поэтому ее наличие в структуре стали заметно увеличивает коэффициент абразивной износостойкости. Однако она эффективно работает только с размерами от 5 мкм и более. С увеличением скорости охлаждения увеличивается дисперсность и локализация включений избыточной фазы, что в свою очередь влияет на ее закрепленность в металлической матрице. Поэтому, по мере уменьшения размеров избыточной фазы, увеличивается склонность к ее вырыванию из основы (рис. 5). Это также сказывается на величине формирующегося упрочненного слоя – отсутствует механизм упрочнения более глубоких слоев, описанный выше.

Изучив поверхностные слои в зоне абразивного износа, становится ясным, что основную роль в формировании упрочненного слоя играет энергия дефекта упаковки. Это, в свою очередь, влияет на размер формируемой упрочненной зоны и, как следствие, на коэффициент абразивной износостойкости (см. рис. 1), которые хорошо коррелируют между собой и зависят от скорости охлаждения отливки.

С помощью полученных в ходе экспериментов данных об изменении размера зерна аустенита и содержания в нем легирующих элементов можно качественно определить степень влияния каждого параметра на значение ЭДУ в зависимости от скорости охлаждения сплава.

Согласно данным работы [15], значительное снижение энергии соответствует изменению размера зерна аустенита от 5 до 100 мкм. Дальнейшее увеличение раз-

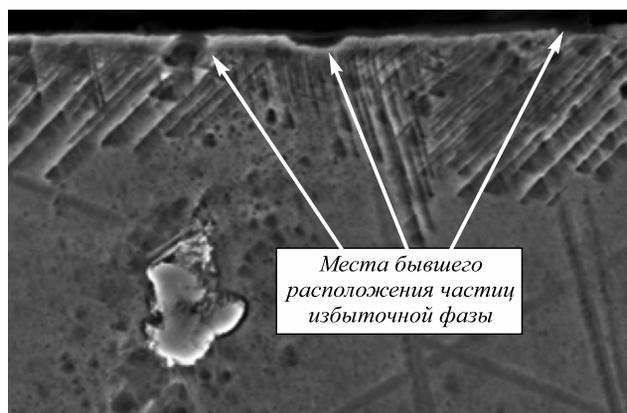


Рис. 5. Микроструктура сформированного упрочненного слоя, полученная при абразивном износе отливки, охлажденной со скоростью 60 °С/мин, ×3000

Fig. 5. Microstructure of the formed hardened layer obtained in the process of abrasive wear of the casting cooled at the rate of 60 °C/min, ×3000

меров зерна аустенита не будет приводить к существенному снижению ЭДУ. Определив средний размер аустенитного зерна в отливках при различных скоростях охлаждения (от 130 до 270 мкм), можно сделать вывод о том, что влияние этого параметра на ЭДУ в исследованных случаях минимально.

В рамках представленной работы исследования влияния температуры при абразивном износе на изменение значения ЭДУ не проведены. Все испытания осуществлены при комнатной температуре, в связи с чем температура поверхности износа не превышала 40 – 50 °С. Исходя из литературных данных [15], заметное увеличение ЭДУ происходит при нагреве до температур порядка 200 °С.

Основное влияние на уровень ЭДУ должен оказывать химический состав аустенита, который зависит от скорости охлаждения отливки. С помощью практических и теоретических данных сформирован условный график влияния марганца, хрома и кремния на качественное изменение значения ЭДУ в зависимости от скорости охлаждения (рис. 6).

Снижение значения ЭДУ в стали способствует более легкому протеканию TWIP-процесса, что косвенно подтверждено в исследовании морфологии сформированного упрочненного слоя поверхности износа сплава, охлажденного с низкими и высокими скоростями. При таких скоростях охлаждения один или несколько химических элементов снижают значение ЭДУ, что делает возможным протекание процесса деформационного двойникования (TWIP). Можно сделать вывод, что при скоростях охлаждения сплава 110 – 200 °С/мин ни один химический элемент не понижает ЭДУ, значение которой находится на верхней энергетической границе TWIP-процесса (а в некоторых случаях и выше), что делает затруднительным, а также невозможным деформационное двойникование. В этом случае деформация протекает путем скольжения дислокаций и не происхо-

дит значительного упрочнения зоны износа, что соответствует минимальному коэффициенту абразивного износа (см. рис. 1).

Авторы склонны считать, что увеличение концентрации хрома приводит к снижению значения ЭДУ. Выводы основаны на результатах работы [20], где показано, что увеличение концентрации хрома в сплаве до 6 % приводит к монотонному повышению его износостойкости. Постоянное снижение значения ЭДУ сначала увеличивает интенсивность процесса деформационного двойникования, а после преодоления минимального порога качественно меняет механизм упрочнения поверхности износа высокомарганцевой стали. При этом становится возможным превращение аустенита в ϵ -мартенсит (TRIP). Если влияние хрома было бы противоположно (увеличение значения ЭДУ), то, согласно полученным в этой работе данным, в стали не должно наблюдаться монотонное повышение износостойкости.

Выводы. Основное влияние на значение энергии дефекта упаковки литой Fe–12Mn–1,2C стали оказывает концентрация марганца, хрома и кремния, которая в свою очередь зависит от скорости охлаждения отливки.

При медленных (до 60 °С/мин) и высоких (более 200 °С/мин) скоростях охлаждения отливки один или несколько химических элементов снижают значение ЭДУ, что способствует упрочнению за счет TWIP-процесса. В интервале скоростей охлаждения отливки от 110 до 200 °С/мин ни один химический элемент не снижает значения ЭДУ, а процесс деформации идет за счет скольжения дислокаций без значительного упрочнения поверхности износа.

На коэффициент абразивной износостойкости высокомарганцевой стали оказывает влияние размер формирующегося упрочненного слоя, который, в свою очередь, определяется значением ЭДУ и имеет экстремальную зависимость от скорости охлаждения отливки с минимальным значением в интервале 110 – 200 °С/мин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей // Физика металлов и металловедение. 1992. № 8. С. 3 – 21.
2. Теплов В.А., Коршунов Л.Г., Шабашов В.А. и др. Структурные превращения высокомарганцевистых аустенитных сталей при деформировании сдвигом под давлением // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 66. № 3. С. 563 – 571.
3. Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Майер Г.Г. и др. Влияние энергии дефекта упаковки на закономерности развития механического двойникования в высокомарганцевых аустенитных сталях Fe-Mn-Al-C при кручении под давлением // Письма о материалах. 2013. Т. 3. С. 198 – 201.
4. Штремель М.А., Коваленко И.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. № 1. С. 172 – 180.
5. Cherdyntsev V. V., Pustov L. Yu., Kaloshkin S. D. etc. Phase transformations during deformation of Fe-Ni and Fe-Mn alloys produced by mechanical alloying // The Physics of Metals and Metallography. 2007. Vol. 104. Issue 4. P. 408 – 414.

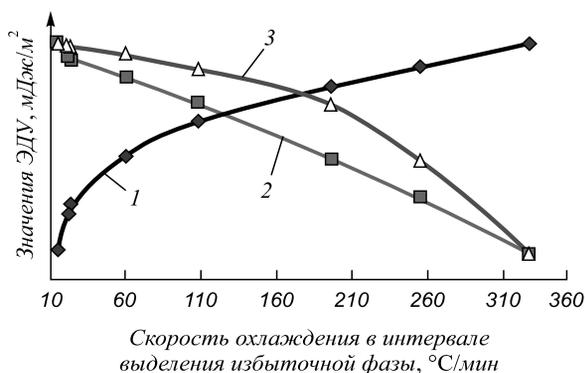


Рис. 6. Качественная зависимость значения ЭДУ от химического элемента и скорости охлаждения отливки:
1 – Mn; 2 – Cr; 3 – Si

Fig. 6. Qualitative dependence between the values of SFE of the chemical element and the cooling rate of the casting:
1 – Mn; 2 – Cr; 3 – Si

6. Терещенко Н.А., Уваров А.И., Вильданова Н.Ф. Роль деформационных двойников в формировании механических свойств аустенитных сталей на Cr-Mn основе // *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 95. № 4. С. 78 – 86.
7. Пустов Л.Ю., Эстрин Э.И., Калошкин С.Д. и др. Особенности фазовых превращений в богатых железом Fe-Mn сплавах, полученных методом механосплавления // *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 95. № 6. С. 71 – 79.
8. Grässel O., Frommeyer G., Derder C., Hofmann H. Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels // *Journal de Physique IV*. 1997. Vol. 07 (C5). P. C5-383 – C5-388.
9. Kriangyut Phiu-on. Deformation mechanisms and mechanical properties of hot rolled Fe-Mn-C-(Al)-(Si) austenitic steels: Dissertation vorgelegt von Master of Engineering. – Thailand, 2008. – 154 p.
10. Medvedeva N.I., Park M.S., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. First-principles study of Mn, Al and C distribution and their effect on stacking fault energies in fcc Fe // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 582. P. 475 – 482.
11. Atef Saad Hamada. Manufacturing, mechanical properties and corrosion behavior of high-Mn TWIP steels. – Oulu: Oulu University press, 2007. – 54 p.
12. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Sinitskii E.V. etc. Production of HighManganese Steel in Arc Furnaces. Part 1. // *Steel in translation*. 2015. Vol. 45. No. 10. P. 729 – 732.
13. Pierce D.T., Jiménez J.A., Bentley J. etc. The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe–Mn–(Al–Si) steels investigated by experiment and theory // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 68. P. 238 – 253.
14. Mazancová Eva, Schindler Ivo, Mazanec Karel. Stacking fault energy analysis from point of view of plasticdeformation response of the twip and triplex alloys. In.: *Zborník z 18. Medzinárodná konferencia metalurgie a materiálov*. – Ostrava: TANGER, 2009. P. 32 – 39.
15. Saeed-Akbari A., Mosecker L., Schwedt A., Bleck W. Characterization and Prediction of Flow Behavior in High-Manganese Twinning Induced Plasticity Steels: Part I. Mechanism Maps and Work-Hardening Behavior // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012. Vol. 43. Issue 5. P. 1688 – 1704.
16. Saeed-Akbari A., Imlau J., Prahll U., Bleck W. Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009. Vol. 40. Issue 13. P. 3076 – 3090.
17. Волосевич П. Ю., Гриднев В. Н., Петров Ю. Н. Влияние марганца на энергию дефекта упаковки в сплавах железо-марганец // *Физика металлов и металловедение*. 1976. Т. 42. № 2. С. 372 – 376.
18. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Никитенко О.А., Феоктистов Н.А. Исследование влияния скорости охлаждения при кристаллизации на размер аустенитного зерна литой стали 110Г13Л // *Международный научно-исследовательский журнал*. 2015. № 10-2 (41). С. 28 – 31.
19. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Исследование влияния скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз на литую микроструктуру стали Гадфильда. – В сб.: *Металлургия: технологии, инновации, качество. «Металлургия – 2015»*. Тр. XIX Междунар. науч.-практич. конф. 15–16 декабря 2015 г., Новокузнецк. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2015. С. 125 – 129.
20. Колокольцев В.М., Долгополова Л.Б., Мулякко Н.М. Влияние химического состава на структуру и свойства хромомарганцевых аустенитных сталей // *Литейные процессы*. 2003. № 3. С. 31 – 36.

Поступила 24 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 9, pp. 603–609.

INFLUENCE OF STACKING-FAULT ENERGY ON ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF CASTINGS FROM Fe–12Mn–1,2C STEEL COOLED WITH DIFFERENT RATES

K.N. Vdovin, D.A. Gorlenko, N.A. Feoktistov

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Russia

Abstract. The research group has investigated the influence of the cooling rate of a casting on the coefficient of abrasive wear resistance and has proved that wear resistance is determined by the thickness of the layer hardened by twinning-induced plasticity, which is formed on the wearing surface. It was found that the maximum thickness of the hardened layer is formed both at high and at low cooling rates, which is connected with the decrease in the value of the stacking-fault energy (SFE). This value, in its turn, varies depending on the content of manganese, chromium and silicon. At medium cooling rate the achieved doping level of austenite results in the increase of the SFE value. It also hampers the process of twinning-induced plasticity (TWIP) and results in forming of a hardened layer of minimum thickness or this layer is not formed at all.

Keywords: cast high-manganese steel, stacking-fault energy, abrasive wear resistance, twinning-induced plasticity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-603-609

REFERENCES

1. Korshunov L.G. Structure transformations during friction and wear resistance of austenitic steels. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1992, no. 8, pp. 3–21. (In Russ.).
2. Teplov V.A., Korshunov L.G., Shabashov V.A., Kuznetsov R.I., Pilyugin V.P., Tupitsa D.I. Structural transformations of high-manganese austenitic steels during deformation by shear under pressure. *Physics of Metals and Metallography*. 1988, vol. 66, no. 3, pp. 135–143.
3. Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Maier G.G., Mel'nikov E.V., Koshovkina V.S., Kozlova T.A. The effect of stacking-fault energy on the peculiarities of mechanical twinning development in high-manganese austenitic Fe-Mn-Al-C steels under high-pressure torsion. *Pis'ma o materialakh*. 2013, vol. 3, pp. 198–201. (In Russ.).
4. Shtremel' M.A., Kovalenko I.A. On the mechanism of hardening of Hadfield steel. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1987, vol. 63, no. 1, pp. 172–180. (In Russ.).
5. Cherdyntsev V.V., Pustov L.Yu., Kaloshkin S.D., Tomilin I.A., Shelekhov E.V., Laptev A.I., Baldokhin Yu.V., Estrin E.I. Phase transformations during deformation of Fe-Ni and Fe-Mn alloys produced by mechanical alloying. *The Physics of Metals and Metallography*. 2007, vol. 104, Issue 4, pp. 408 – 414. DOI: 10.1134/S0031918X07100109.
6. Tereshchenko N.A., Uvarov A.I., Vil'danova N.F. The role of deformation twins in the formation of the mechanical properties of Cr-Mn-based austenitic steels. *Physics of Metals and Metallography*. 2003, vol. 95, no. 4, pp. 371–378.
7. Pustov L.Yu., Estrin E.I., Kaloshkin S.D., Cherdyntsev V.V., Shelekhov E.V., Tomilin I.A. Phase transformations in iron-rich Fe-Mn alloys obtained by mechanical alloying. *Physics of Metals and Metallography*. 2003, vol. 95, no. 6, pp. 575–583.

8. Grässel O., Frommeyer G., Derder C., Hofmann H. Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels. *Journal de Physique IV*. 1997, vol. 07 (C5), pp. C5-383–C5-388. DOI: 10.1051/jp4:1997560.
9. Kriangyut Phiu-on. *Deformation mechanisms and mechanical properties of hot rolled Fe-Mn-C-(Al)-(Si) austenitic steels: Dissertation vorgelegt von Master of Engineering*. Samutprakan, Thailand, 2008, 154 p.
10. Medvedeva N.I., Park M.S., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. First-principles study of Mn, Al and C distribution and their effect on stacking fault energies in fcc Fe. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, vol. 582, pp. 475–482. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.089.
11. Atef Saad Hamada. *Manufacturing, mechanical properties and corrosion behavior of high-Mn TWIP steels*. Oulu: Oulu University press, 2007, 54 p.
12. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Sinitskii E.V., Gorlenko D.A., Durov N.M. Production of high-manganese steel in arc furnaces. Part 1. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 10, pp. 729-732. DOI: 10.3103/S0967091215100186.
13. Pierce D.T., Jiménez J.A., Bentley J., Raabe D., Oskay C., Wittig J.E. The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe–Mn–(Al–Si) steels investigated by experiment and theory. *Acta Materialia*. 2014, vol. 68, pp. 238–253. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.01.001.
14. Mazancová Eva, Schindler Ivo, Mazanec Karel. Stacking fault energy analysis from point of view of plastic deformation response of the twip and triplex alloys. In.: *Zborník z 18. medzinárodná konferencia metalurgie a materiálov*. Ostrava: TANGER, 2009, pp. 32–39.
15. Saeed-Akbari A., Mosecker L., Schwedt A., Bleck W. Characterization and Prediction of Flow Behavior in High-Manganese Twinning Induced Plasticity Steels: Part I. Mechanism Maps and Work-Hardening Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, Issue 5, pp. 1688–1704. DOI: 10.1007/s11661-011-0993-4.
16. Saeed-Akbari A., Imlau J., Prahll U., Bleck W. Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009, vol. 40, Issue 13, pp. 3076-3090. DOI: 10.1007/s11661-009-0050-8.
17. Volosevich P. Yu., Gridnev V. N., Petrov Yu. N. Effect of manganese on the stacking-fault energy in the iron-manganese alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1976, vol. 42, no. 2, pp. 372–376. (In Russ.).
18. Vdovin K.N., Gorlenko D.A., Nikitenko O.A., Feoktistov N.A. Investigation of the effect of cooling rate during crystallization on austenite grain size of the cast steel 110G13L. *Mezhdunarodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal*. 2015, no. 10-2 (41), pp. 28–31. (In Russ.).
19. Vdovin K.N., Gorlenko D.A., Feoktistov N.A. Study of the effect of cooling rate in interval of excessive phases generating on cast Hadfield steel microstructure. In: *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo. "Metallurgiya – 2015". Trudy XIX Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii 15 – 16 dekabrya 2015 g., Novokuznetsk* [Metallurgy: technologies, innovation, quality. "Metallurgy – 2015". Proceedings of the XIX Int. scientific-practical conference on December 15 – 16, 2015, Novokuznetsk]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2015, pp. 125–129. (In Russ.).
20. Kolokol'tsev V.M., Dolgoplova L.B., Mulyavko N.M. Effect of chemical composition on the structure and properties of chromium-manganese austenitic steels. *Liteinye protsessy*. 2003, no. 3, pp. 31–36. (In Russ.).

Acknowledgements. The research was financially supported by the grant of the Russian Scientific Foundation (project no. 15-19-10020).

Information about the authors:

K.N. Vdovin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials Science and Foundry" (vdovin@magtu.ru)

D.A. Gorlenko, Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Chair "Materials Science and Foundry" (gorldima@yandex.ru)

N.A. Feoktistov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Materials Science and Foundry" (fna87@mail.ru)

Received February 24, 2016

УДК 669.017

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ УГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ*

Лабер К.Б.¹, к.т.н., доцент

Дья Х.С.¹, д.т.н., профессор, директор Института обработки металлов давлением
и инженерии безопасности

Кавалек А.М.¹, к.т.н., доцент

Богатов А.А.², д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Обработка металлов
давлением» (omd@mtf.ustu.ru)

Нухов Д.Ш.², аспирант кафедры «Обработка металлов
давлением» (danis_nuchov@mail.ru)

¹Ченстоховский технологический университет

(42200, Польша, Ченстохова, ул. Домбровского, 69)

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. В работе представлены экспериментальные данные о влиянии температуры, степени и скорости деформации на сопротивление деформации углеродистой низколегированной стали. Исследование проводилось при испытании образцов на торсионном пластометре «STD 812» Ченстоховского технологического университета. По результатам исследования сопротивления деформации были построены кривые упрочнения углеродистой низколегированной стали при разных скоростях и температурах деформации. Общим для всех кривых упрочнения является высокая скорость упрочнения в начальный период деформации, когда действие релаксационных процессов не проявляется. Установлены важные для практического использования количественные характеристики влияния температурно-скоростных условий деформации на максимальное значение сопротивления деформаций, его уменьшение в результате действия релаксационных процессов и на среднюю скорость упрочнения в интервале $0 < \varepsilon_u < \varepsilon_u^*$.

Ключевые слова: реологическое исследование, сопротивление деформации, кривые деформационного упрочнения, испытание на горячее кручение, углеродистая низколегированная сталь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-610-614

Сопротивление деформации стали в некоторый момент высокотемпературной деформации зависит от одновременно протекающих процессов деформационного и скоростного видов упрочнения, а также от динамической полигонизации и рекристаллизации, определяющих релаксационные процессы [1 – 3], результат действия которых можно представить в следующем виде:

$$\sigma_s = \sigma_s(\varepsilon_u, \dot{\varepsilon}_u, \theta, p, \tau, X_w). \quad (1)$$

Из уравнения видно, что сопротивление деформации зависит от двух механических переменных (степени ε_u и скорости $\dot{\varepsilon}_u$ деформации), двух физических переменных (температуры θ и гидростатического давления p),

одной кинематической переменной (времени τ) и одной переменной, определяющей структурную чувствительность стали X_w [1, 3 – 13]. Параметр p присутствует в уравнении (1) только при внешнем воздействии гидростатического давления на деформируемый материал. Параметр τ обычно выражается величиной $\varepsilon(\tau)$, характеризующей развитие деформации во времени [1, 3 – 13]. Величина сопротивления деформации при горячей обработке металлов давлением прежде всего зависит от температуры деформируемого материала и заданной скорости деформации. Влияние этих факторов на σ_s в момент времени, когда наступает равновесие процессов упрочнения и разупрочнения, было исследовано в работе [14]. Температура и скорость деформации в этом случае являются факторами, определяющими выбор рациональных температурно-скоростных условий процесса обработки давлением с целью формирования мелкозернистой структуры стали [1, 3 – 13].

Цель исследования заключалась в определении влияния степени и скорости деформации, а также тем-

* Исследование выполнено в рамках проектной части государственного задания № 11.1369.2014/К от 18.07.2014 (номер гос. регистрации 114122470051).

Исследование выполнено в рамках Программы повышения конкурентоспособности. Исследование поддержано программой 211 Правительства РФ, соглашение № 02.А03.21.0006.

Химический состав углеродистой низколегированной стали, %

Table 1. Chemical composition of the low-alloyed carbon steel, %

| | | | | | | | | | |
|--------|-------|-------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Cu | Al | Mo |
| 0,21 | 0,97 | 0,10 | 0,014 | 0,009 | 0,26 | 0,07 | 0,17 | 0,024 | 0,014 |
| N | Pb | Al _{мет} | As | Cb | V | Ti | B | Zn | Sn |
| 0,0119 | 0,001 | 0,020 | 0,007 | 0,002 | 0,004 | 0,047 | 0,003 | 0,018 | 0,012 |

пературы на величину сопротивления деформации углеродистой низколегированной стали, имеющей химический состав, приведенный в табл. 1. Испытания образцов проводились на торсионном пластометре «STD 812» Ченстоховского технологического университета при температурах 800 – 1200 °С, скорости деформации 0,1, 1,0 и 10,0 с⁻¹, степени деформации от 0 до 6,5. Образцы для пластометрических исследований нагревались до температуры 1250 °С со скоростью 5 °С/с и выдерживались при этой температуре 30 с для обеспечения равномерности температуры в рабочей зоне образца. Затем они охлаждались до температуры деформации, выдерживались при этой температуре 10 с, подвергались кручению с требуемой скоростью деформации до достижения заданной степени деформации, а затем охлаждались до температуры окружающего воздуха со скоростью 20 °С/с. Исследование реологических свойств стали проводилось в вакууме при постоянных температуре и скорости деформации образца.

При испытании с высокой точностью поддерживались заданная температура и скорость деформации. Для вычисления степени и скорости деформации при кручении использовались выражения (2) и (3), а для определения сопротивления деформации уравнение (4) [2, 14, 15]:

$$\epsilon_u = \frac{2\pi r N}{\sqrt{3}L} (\tau); \tag{2}$$

$$\dot{\epsilon}_u = \frac{2\pi r \dot{N}}{\sqrt{3} \cdot 60L}; \tag{3}$$

$$\sigma_s = \frac{\sqrt{3} \cdot 3M}{2\pi r^3}, \tag{4}$$

где r – радиус образца; L – длина образца; N – число оборотов кручения образца; \dot{N} – частота вращения; M – крутящий момент.

На рис. 1 представлены кривые деформационного упрочнения стали в зависимости от степени и скорости деформации при температуре 1200 °С, полученные авторами по результатам испытаний образцов на торсионном пластометре «STD 812» Ченстоховского технологического университета.

Аналогичный характер имеют кривые упрочнения при других температурах в диапазоне от 800 до 1150 °С. Общим для всех кривых упрочнения является высокая скорость упрочнения в начальный период деформации, когда действие релаксационных процессов не проявляется. Затем, начиная от $\epsilon_u = 0,2 - 0,3$, интенсивность упрочнения стали уменьшается, а при некотором значении $\epsilon_u = \epsilon_u^*$ в результате равновесия упрочнения и разупрочнения интенсивность упрочнения уменьшается до нуля, а сопротивление деформации достигает максимального значения – σ_s^{\max} . При $\epsilon_u > \epsilon_u^*$, температуре 800 – 900 °С и скорости деформации более 1,0 с⁻¹ равновесное состояние сохраняется, но с ростом температуры и уменьшением скорости деформации наблюдается падение сопротивления деформации на величину $\Delta\sigma_{s1}$. Однако затем, при некотором сочетании температурно-скоростных условий деформации, наблюдается повторное увеличение сопротивления деформации на величину $\Delta\sigma_{s2}$ (рис. 2). Значения ϵ_u^* , σ_s^{\max} , средней скорости упрочнения $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}$, величины разупрочнения

$\Delta\sigma_{s1}$ и повторного упрочнения $\Delta\sigma_{s2}$ в зависимости от температуры и скорости деформации, полученные ав-

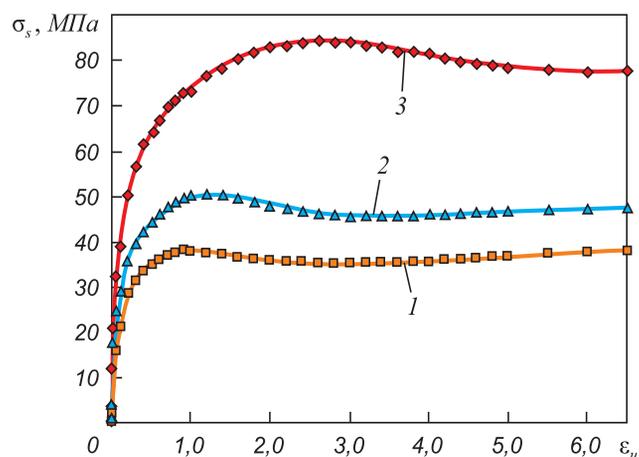


Рис. 1. Кривые упрочнения углеродистой низколегированной стали при температуре 1200 °С и ϵ_u , с⁻¹: 1 – 0,1; 2 – 1,0; 3 – 10,0

Fig. 1. Hardening curves for low-carbon steel at the temperature of 1200 °С and ϵ_u at s⁻¹: 1 – 0.1; 2 – 1.0; 3 – 10.0

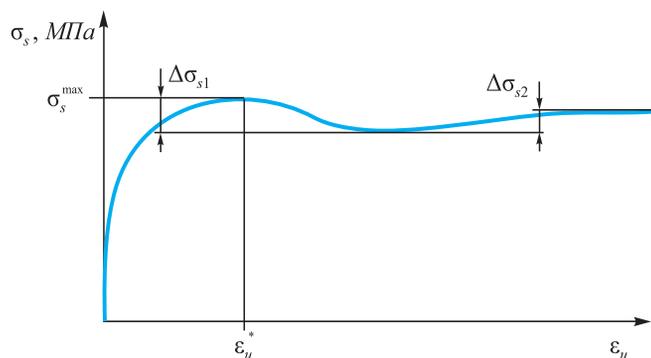


Рис. 2. К определению качественных характеристик кривой упрочнения стали

Fig. 2. To the definition of the quality characteristics of the curve of steel hardening

торами по результатам анализа кривых упрочнения (см. рис. 1), представлены в табл. 2.

Степень деформации ϵ_u^* , соответствующая равносному процессу, во всем температурном диапазоне увеличивается с ростом скорости деформации: при температуре 1200 °C ϵ_u^* увеличивается от 1,00 (при скорости деформации $\dot{\epsilon}_u = 0,1$) до 2,75 (при $\dot{\epsilon}_u = 10$), а при температуре 1100 °C от 1,00 до 3,0. При понижении температуры до 800 °C ϵ_u^* независимо от скорости деформации возрастает до 3,5. Максимальное значение сопротивления деформации σ_s^{\max} при повышении температуры с 900 до 1200 °C, при исключении влияния скорости деформации, уменьшается в 2,7 раза, при повышении температуры с 1000 до 1200 °C – в 1,8 раза, а при изменении температуры с 1100 до 1200 °C – в 1,4 раза. Увеличение скорости деформации с 0,1 до 1,0 c⁻¹, при исключении влияния температуры, приводит к росту сопротивления деформации в 1,3 – 1,5 раза, увеличение скорости деформации с 0,1 до 10,0 c⁻¹ – в 1,2 – 1,7 раза.

Анализ влияния средней скорости роста сопротивления деформации $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}$ на участке изменения ϵ_u от

нуля до ϵ_u^* мало зависит от температурно-скоростных условий деформации и составляет 35 – 50 МПа, но при температурах 800 – 900 °C с ростом скорости деформации до 10 c⁻¹ увеличивается до 70 МПа. Значение разупрочнения стали $\frac{\Delta\sigma_{s1}}{\sigma_s^{\max}}$ составляет около 10 %, но при температурах 800 – 900 °C падает до нуля. Повторное упрочнение стали $\Delta\sigma_{s2}$ незначительное, им можно пренебречь.

Выводы. По результатам исследования сопротивления деформации, проведенным на торсионном пластометре «STD 812» Ченстоховского технологического университета, были построены кривые упрочнения углеродистой низколегированной стали при разных скоростях ($\dot{\epsilon}_u = 0,1; 1,0; 10,0$ c⁻¹) и температурах ($\theta = 800 - 1200$ °C) деформации. Общим для всех кри-

Значения ϵ_u^* , σ_s^{\max} , $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}$, $\Delta\sigma_{s1}$ и $\Delta\sigma_{s2}$ в зависимости от температуры и скорости деформации

Table 2. Values of ϵ_u^* , σ_s^{\max} , $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}$, $\Delta\sigma_{s1}$ and $\Delta\sigma_{s2}$ depending on temperature and strain rate

| $\theta, ^\circ\text{C}$ | Показатель | $\dot{\epsilon}_u, \text{c}^{-1}$ | | |
|--------------------------|--|-----------------------------------|------|------|
| | | 0,1 | 1,0 | 10 |
| 1200 | ϵ_u^* | 1,00 | 1,25 | 2,75 |
| | $\sigma_s^{\max}, \text{МПа}$ | 38 | 50 | 85 |
| | $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}, \text{МПа}$ | 38 | 40 | 30,9 |
| | $\Delta\sigma_{s1}, \text{МПа}$ | 4 | 5 | 7 |
| | $\Delta\sigma_{s2}, \text{МПа}$ | 0 | 2 | 4 |
| 1100 | ϵ_u^* | 1,0 | 1,5 | 3,0 |
| | $\sigma_s^{\max}, \text{МПа}$ | 50 | 70 | 105 |
| | $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}, \text{МПа}$ | 50 | 47 | 35 |
| | $\Delta\sigma_{s1}, \text{МПа}$ | 4 | 8 | 10 |
| 1000 | $\Delta\sigma_{s2}, \text{МПа}$ | 3 | 2 | 0 |
| | ϵ_u^* | 1,25 | 2,0 | 3,0 |
| | $\sigma_s^{\max}, \text{МПа}$ | 65 | 100 | 147 |
| | $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}, \text{МПа}$ | 52 | 50 | 49 |
| 900 | $\Delta\sigma_{s1}, \text{МПа}$ | 7 | 8 | 10 |
| | $\Delta\sigma_{s2}, \text{МПа}$ | 2 | 0 | 0 |
| | ϵ_u^* | 1,75 | 2,5 | 3,0 |
| | $\sigma_s^{\max}, \text{МПа}$ | 96 | 140 | 183 |
| 800 | $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}, \text{МПа}$ | 55 | 56 | 61 |
| | $\Delta\sigma_{s1}, \text{МПа}$ | 10 | 10 | 8 |
| | $\Delta\sigma_{s2}, \text{МПа}$ | 2 | 0 | 0 |
| | ϵ_u^* | 3,5 | 3,5 | 3,5 |
| 800 | $\sigma_s^{\max}, \text{МПа}$ | 150 | 200 | 250 |
| | $\frac{\sigma_s^{\max}}{\epsilon_u^*}, \text{МПа}$ | 43 | 57 | 71 |
| | $\Delta\sigma_{s1}, \text{МПа}$ | 0 | 0 | 0 |
| | $\Delta\sigma_{s2}, \text{МПа}$ | 0 | 0 | 0 |

вых упрочнения является высокая скорость упрочнения в начальный период деформации, когда действие релаксационных процессов не проявляется. По достижению некоторого значения степени деформации $\epsilon_u = \epsilon_u^*$ в результате равновесия упрочнения и разупрочнения интенсивность упрочнения уменьшается до нуля,

а сопротивление деформации достигает максимального значения – σ_s^{\max} . При дальнейшем возрастании $\varepsilon_u > \varepsilon_u^*$ с ростом температуры ($\theta > 900$ °С) и понижением скорости деформации ($\dot{\varepsilon}_u < 1,0$ с⁻¹) наблюдается разупрочнение стали на величину $\Delta\sigma_{s1}$. Значение относительного разупрочнения стали $\frac{\Delta\sigma_{s1}}{\sigma_s^{\max}}$, независимо от темпе-

ратурно-скоростных условий деформации, составляет около 10 %, но при температурах 800 – 900 °С падает до нуля. Установлены важные для практического использования количественные характеристики влияния температурно-скоростных условий деформации на максимальное значение сопротивления деформаций σ_s^{\max} , его уменьшение на величину $\Delta\sigma_{s1}$ в результате действия релаксационных процессов и на среднюю скорость упрочнения в интервале $0 < \varepsilon_u < \varepsilon_u^*$. Повторное упрочнение стали на величину $\Delta\sigma_{s2}$, наблюдаемое при определенных температурно-скоростных условиях, незначительно и им можно пренебречь.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dyja H., Gałkin A., Knapiński M. Reologia metali odkształcanych plastycznie, Seria Monografie, No. 190. Częstochowa: Wydawnictwo politechniki Częstochowskiej. 2010. P. 50 – 59.
2. Grosman F., Hadasik E. Technologiczna plastyczność metali. Badania plastometryczne. Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. 2005. P. 11 – 12.
3. Вайнблат Ю.М. Диаграммы структурных состояний и карты структур алюминиевых сплавов // Металлы. 1982. № 2. С. 82 – 88.
4. Вайнблат Ю.М., Клепачевская С.Ю., Ланцман П.Ш. Диаграммы структурных состояний и рекристаллизации горячедефор-

мированного сплава АК4-1 // Физика металлов и металловедение. 1977. Т. 44. Вып. 4. С. 834.

5. Физическое металловедение // С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов и др. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001. – 534 с.
6. Богатов А.А., Кушнарев А.В. Моделирование термомеханического состояния металла и эволюции зеренной структуры в механике обработки металлов давлением // Производство проката. 2013. № 6. С. 42 – 48.
7. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М.: Металлургия, 1984. – 584 с.
8. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1973. – 223 с.
9. Андреюк Л.В., Тюленев Г.Г. Сопротивление деформации сталей и сплавов. – В кн.: Теория и практика металлургии: Науч. тр. НИИМ. Сб. № 11. – Челябинск: Южно-Уральское кн. изд-во, 1970. С. 101– 123.
10. Коновалов А.В. Построение динамических моделей сопротивления металлов пластической деформацией методами теории идентификации // Известия АН СССР. Металлы. 1984. № 6. С. 178 – 181.
11. Коновалов А.В., Селиванов Г.С., Антошечкин Б.М. О динамической модели сопротивления металла пластической деформации // Известия АН СССР. Металлы. 1987. № 4. С. 122 – 127.
12. Соколов Л.Н., Ефимов В.Н. Об учете разупрочнения при выводе аналитических зависимостей для сопротивления деформации сталей // Известия АН СССР. Металлы. 1980. № 1. С. 163 – 166.
13. Богатов А.А., Мижирицкий И.О., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
14. Zener C., Hollomon J.N. Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steels // J. Appl. Phys. 1944. Vol. 15. С. 22.
15. Gałkin A.M. Badania plastometryczne metali i stopów, Politechnika Częstochowska, Seria Monografie, No. 15. Częstochowa: Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 1990.

Поступила 29 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, pp. 610–614.

INFLUENCE OF TEMPERATURE AND HIGH-SPEED CONDITIONS ON RESISTANCE OF DEFORMATION OF THE CARBON LOW-ALLOYED STEEL

K.B. Laber¹, H.S. Dyja¹, A.M. Kawalek¹, A.A. Bogatov², D.Sh. Nukhov²

¹ Częstochowa University of Technology (CUT) (Politechnika Częstochowska), Częstochowa, Poland

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The work presents experimental data on influence of temperature, degree and speed of deformation on resistance of deformation of the carbonaceous low-alloyed steel. The research was conducted at test of samples on the torsion STD 812 plastometer of Chenstokhovskiy University of Technology. According to the study of deformation resistance, hardening curves were constructed for carbon low-alloyed steel at different speeds and temperatures of deformation. Common to all curves is a high hardening speed of the hardening in the initial period of deformation when the action of relaxation processes is not apparent. The authors have installed important for the practical use quantitative characteristics of the influence of the temperature-rate conditions of deformation on the maximum value of the deformation resistance reduction as a result of relaxation processes and on the average speed of hardening at the interval $0 < \varepsilon_u < \varepsilon_u^*$.

Keywords: rheological research, deformation resistance, curves of deformation hardening, test on hot torsion, carbon low-alloyed steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-610-614

REFERENCES

1. Dyja H., Gałkin A., Knapiński M. Reologia metali odkształcanych plastycznie. Seria Monografie, no. 190. Częstochowa: Wydawnictwo politechniki Częstochowskiej, 2010, pp. 50–59. (In Polish).
2. Grosman F., Hadasik E. Technologiczna plastyczność metali. Badania plastometryczne. Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2005, pp. 11–12. (In Polish).
3. Vainblat Yu.M. Diagrams of structural states and maps of structures of aluminum alloys. *Metallogy*. 1982, no. 2, pp. 82–88. (In Russ.).
4. Vainblat Yu.M., Klepachevskaya S.Yu., Lantsman P.Sh. Diagrams of structural states and recrystallization of hot-deformed alloy AK4-1. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1977, vol. 44, Issue 4, p. 834. (In Russ.).
5. Grachev S.V., Baraz V.R., Bogatov A.A. etc. *Fizicheskoe metallovedenie* [Physical metallurgy]. Ekaterinburg: UGTU-UPI, 2001, 534 p. (In Russ.).

6. Bogatov A.A., Kushnarev A.V. Modeling of the thermomechanical state of the metal and the evolution of grain structure in the mechanics of metal forming. *Proizvodstvo prokata*. 2013, no. 6, pp. 42–48. (In Russ.).
 7. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. *Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii* [Physical bases of plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 584 p. (In Russ.).
 8. Tret'yakov A.V., Zyuzin V.I. *Mekhanicheskie svoistva metallov i splavov pri obrabotke metallov davleniem* [Mechanical properties of metals and alloys at metal forming]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 223 p. (In Russ.).
 9. Andreyuk L.V., Tyulenev G.G. Strain resistance of steels and alloys. In: *Teoriya i praktika metallurgii. Nauch. tr. NIIM. Sb. no. 11* [Theory and practice of metallurgy: Sci. Papers of NIIM. Coll. No. 11]. Chelyabinsk: Yuzhno-Ural'skoe kn. izd-vo, 1970, pp. 101–123. (In Russ.).
 10. Konovalov A.V. Plotting of dynamic models of the plastic deformation resistance of metals by identification-theory methods. *Russian metallurgy. Metally*. 1984, no. 6, pp. 173–179.
 11. Konovalov A.V., Selivanov G.S., Antoshechkin B.M. Dynamic modelling of a metal's resistance to plastic deformation. *Russian metallurgy. Metally*. 1987, no. 4, pp. 122–127.
 12. Sokolov L.N., Efimov V.N. On account of softening in the derivation of analytical dependences of resistance on deformation. *Izvestiya AN SSSR. Metally*. 1980, no. 1, pp. 163–166. (In Russ.).
 13. Bogatov A.A., Mizhiritskii I.O., Smirnov S.V. *Resurs plastichnosti metallov pri obrabotke davleniem* [Resource of metal plasticity under pressure treatment]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 144 p. (In Russ.).
 14. Zener C., Hollomon J.N. Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steels. *J. Appl. Phys.*, 1944, vol. 15, pp. 22.
 15. Galkin A.M. *Badania plastometryczne metali i stopów*, *Politechnika Częstochowska. Seria Monografie*, no. 15. Częstochowa: Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 1990. (In Polish).
- Acknowledgements.** The work was performed within the project part of state job in the field of scientific activity no. 11.1369.2014/K dated 18.07.2014 (State registration no.: 114122470051) and financially supported by Act 211 of the Government of the Russian Federation, agreement no. 02.A03.21.0006. The study was carried out in the framework of the Program of competitiveness increase.
- Information about the authors:**
- K.B. Laber**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*
H.S. Dyja, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Institute of Metal Forming and Engineering Sekuriti*
A.M. Kawalek, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*
A.A. Bogatov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Metal Forming" (omd@mtf.ustu.ru)*
D.Sh. Nukhov, *Postgraduate of the Chair "Metal Forming" (danis_nuchov@mail.ru)*

Received December 29, 2016

УДК 621.774.621.643

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ЛИСТОВОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА. СООБЩЕНИЕ 2

Коликов А.П.¹, д.т.н., профессор кафедры обработки металлов давлением (apkol@mail.ru)

Звонарев Д.Ю.², к.т.н., заведующий лабораторией

Таупек И.М.³, аспирант

Кадильников С.В.¹, аспирант кафедры обработки металлов давлением

Галимов М.Р.¹, магистр кафедры обработки металлов давлением (galimov-m@mail.ru)

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности «РосНИТИ»

(454139, Россия, Челябинск, ул. Новороссийская, 30)

³ Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова, филиал НИТУ МИСиС

(309516, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, микрорайон Макаренко, 42)

Аннотация. Представлен анализ качества сварных труб большого диаметра (ТБД) в зависимости от параметров и режимов формовки листовой заготовки на прессовом оборудовании. Выполнено математическое моделирование процессов с применением метода конечных элементов и представлены результаты напряженно-деформированного состояния металла при формовке трубной заготовки в прессовом оборудовании. Созданная программа для ЭВМ позволяет проводить расчет технологических параметров настройки прессового оборудования и определять величины контролируемых геометрических параметров трубной заготовки, предъявляемых в нормативных документах. Теоретические решения проверены экспериментально на сортаменте труб большого диаметра, выпускаемых на ТЭСА 1420. Рекомендовано применять данную методику для расчета параметров формовки ТБД и режимов настройки прессового оборудования, обеспечивающих уменьшение количества дефектов, вызванных геометрией прессового инструмента кромкогибочного прессы и прессы шаговой формовки.

Ключевые слова: сварные трубы большого диаметра, формовка кромки, листовая трубная заготовка, кромкогибочный пресс, пресс шаговой формовки, глубина опускания пуансона, калибровка прессового инструмента.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-615-621

Как было показано авторами в работе [1], одним из путей повышения качества сварных труб большого диаметра (до 1420 мм) – снижение геометрических дефектов, является совершенствование и оптимизация параметров формовки трубной заготовки на прессовом оборудовании: кромкогибочном и прессы шаговой формовки (ПШФ) с применением математического моделирования, основанного на методе конечных элементов [2–4] с использованием различных прикладных программ.

После формовки на кромкогибочном прессы лист перемещается к трубоформовочному прессы шаговой формовки, в котором производится гибка листа по всей длине с помощью штампа, размеры которого выбираются в соответствии с размерами готовой трубы. Так, например, при производстве труб диаметром 1420 мм формовка листа с одной стороны производится за 10 шагов и получается сечение J-образной формы (рис. 1, а). Затем лист перемещается на другую

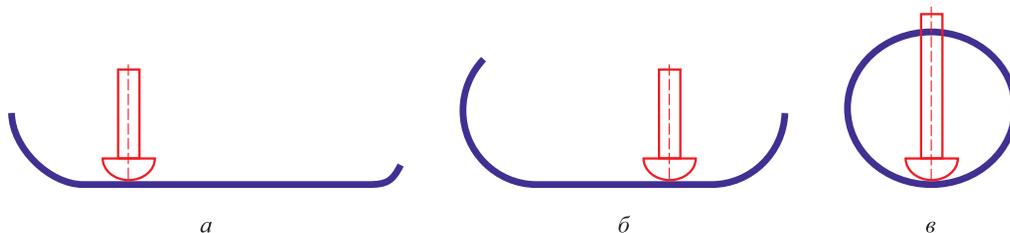


Рис. 1. Последовательность операций формовки листовой заготовки в прессы шаговой формовки: а – формовка левой части заготовки; б – формовка правой части заготовки; в – формовка средней части заготовки

Fig.1. Sequence of the sheet blank processing in the press of stepwise forming: а – forming of the left part of the blank; б – forming of the right part of the blank; в – forming of the middle part of the blank

сторону и второй манипулятор устанавливает его для гибки другой стороны (рис. 1, б), после которой также за 10 шагов листовая заготовка получает С-образный профиль. На последней стадии – на 21-ом шаге (рис. 1, в) формируется О-образный профиль трубы с открытым швом, после чего труба поступает в сборочно-сварочный стан.

Авторами разработана математическая модель (с применением метода конечных элементов [5]) и алгоритм расчета усилия гибки, а также глубины опускания пуансона H , по величине которого проверяются геометрические параметры фактического радиуса, высоты H_{ϕ} и ширины B_{ϕ} формируемого участка последовательно на каждом i -ом шаге всей длины заготовки после распушживания в зависимости от механических свойств заготовки, профиля гибочных матриц и настроечных параметров прессы.

На первом этапе для численного моделирования выбран программный продукт MSC Marc [6] и полный факторный эксперимент (ПФЭ) со схемой 34. В ПФЭ были выбраны следующие факторы:

| Параметр | Пределы изменения |
|--|---|
| Толщина листа | От 8 до 48 мм с интервалом 20 мм |
| Величина предела текучести σ_T | K52 ($\sigma_T = 450$ МПа) |
| Радиус пуансона $R_{\text{пуансон}}$ | 180, 350, 450 мм |
| Ширина пуансона $B_{\text{пуансон}}$ | $B_{\text{пуансон}} = \psi(R_{\text{пуансон}})$ |
| Расстояние между опорами нижнего инструмента A | 200, 350, 450 мм |
| Радиус заготовки на предыдущем шаге R_{i-1} | 200, 435, 670 мм |

Количество численных экспериментов по предложенной схеме ПФЭ 3^4 составляет 81 шт.

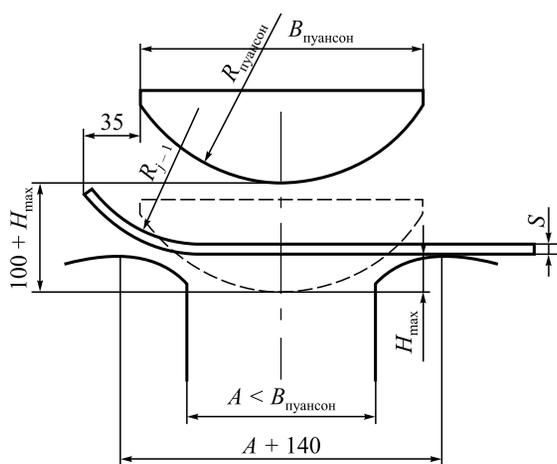


Рис. 2. Схема к расчету параметров шаговой формовки листовой заготовки методом конечных элементов

Fig. 2. Calculation scheme of the stepwise forming parameters of the sheet blank by finite element method

Известно, что при формовке заготовок на прессе шаговой формовки между предыдущим и последующим участками может быть прямолинейный участок L (см. рис. 1), по причине которого возможно появление геометрических дефектов.

При анализе статистических данных по геометрическим дефектам наиболее проблемным сортаментом $D_T \times S_T$ является производство труб диаметром $D_T = 530, 559, 720, 820$ и 1220 мм с толщиной стенки до $18 - 20$ мм. Так, например, при формовке листовой заготовки на прессе шаговой формовки в интервале толщин стенок $S_T = 8 - 18$ мм отмечен самый большой прямолинейный участок между местоположением первого шага и шириной подогнутой кромки листа и процент возврата труб на повторное экспандирование составляет более 10 %.

Как следует из рис. 3, величина прямолинейного участка при формовке листовой заготовки на i -ом шаге рассчитывается по уравнению

$$L = l_{H_{\text{шаг}}} - \widehat{l}_{0i} - \widehat{l}_{i-1}, \quad (2)$$

в котором составляющие определяются по следующим зависимостям:

$$l_{H_{\text{шаг}}} = \left(1 + \frac{\pi S}{\Pi} \right) l_{\text{шаг}}; \quad (3)$$

$$\widehat{l}_{0i} = (R_i + S) 2 \arcsin \left[\frac{R_i + S}{\sqrt{(x'_{3i} - x'_{7i})^2 + (y'_{3i} - y'_{7i})^2}} \right]; \quad (4)$$

$$\widehat{l}_{i-1} = (R_{i-1} + S) 2 \arcsin \times \left[\frac{R_{i-1} + S}{\sqrt{(x'_{5i-1} - x'_{7i-1})^2 + (y'_{5i-1} - y'_{7i-1})^2}} \right]. \quad (5)$$

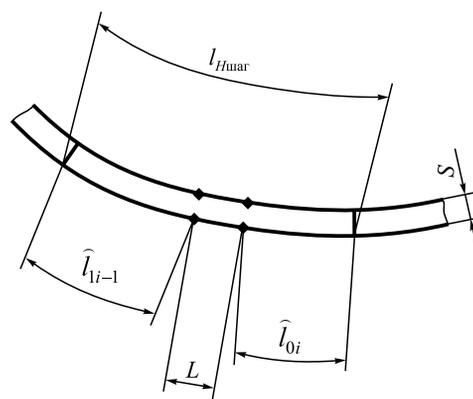


Рис. 3. Схема к расчету прямолинейного участка при шаговой формовке:

$l_{H_{\text{шаг}}}$ – общая длина шага по наружной поверхности; \widehat{l}_{0i} – длина дуги от горизонтальной проекции \widehat{l}_{i-1} на предыдущем шаге формовки листа

Fig. 3. Calculation scheme of the straight section at stepwise forming: $l_{H_{\text{шаг}}}$ – the total length of the pitch on the outer surface; \widehat{l}_{0i} – length of the arc from the horizontal projection \widehat{l}_{i-1} of the previous step of sheet forming

Расчетные данные по сумме горизонтальных проекций при различных расстояниях между нижними бойками

Table 1. Estimated data on the sum of the horizontal projections at various distances between the lower backups

| A , мм | $\Sigma l = l_0 - l_1$, мм | A , мм | $\Sigma l = l_0 - l_1$, мм | A , мм | $\Sigma l = l_0 - l_1$, мм |
|----------|-----------------------------|----------|-----------------------------|----------|-----------------------------|
| 200 | 86,068 | 280 | 157,115 | 340 | 214,025 |
| 230 | 112,028 | 290 | 166,37 | 350 | 223,763 |
| 240 | 120,813 | 300 | 175,764 | 370 | 243,393 |
| 250 | 129,784 | 310 | 185,231 | 380 | 253,317 |
| 260 | 138,814 | 320 | 194,721 | 390 | 263,274 |
| 270 | 147,909 | 330 | 204,313 | 400 | 273,259 |

Представленная система уравнений (3) – (5) решается с помощью алгоритма [7].

Для определения горизонтальных проекций l_0 и l_1 рассмотрены следующие этапы процесса гибки листовой заготовки на i -ом шаге формовки листа: стадия минимальной глубины опускания пуансона; стадия средней глубины опускания пуансона; стадия максимально возможной глубины опускания пуансона. Для каждого из этапов разработаны расчетные схемы и определены аппроксимирующие уравнения для определения горизонтальных проекций l_0 , l_1 формуемых участков в зависимости от расстояния между бойками A (табл. 1), а также глубины опускания пуансона H (см. рис. 2), вычисление которых производится по соответствующим алгоритмам [7].

Определены условия образования прямолинейных участков между формуемыми радиусами заготовки.

Данная модель позволяет также рассчитывать радиус пуансона, при котором обеспечивается отсутствие прямолинейного участка между формуемыми шагами листовой заготовки (табл. 2).

Для производства труб типоразмера $D_T \times S_T = 720 \times 22$ мм категории прочности К52 – К65 по результатам проведенных расчетов рекомендуется устанавливать расстояние между опорами нижних бойков $A = 250$ мм и радиус пуансона $R_{\text{пуансон}} = 240$ мм.

Таблица 2

Расчетный радиус пуансона в зависимости от механических свойств для труб размером $D_T \times S_T = 720 \times 22$ мм

Table 2. Estimated punch radius depending on the mechanical properties for the pipe with the size $D_T \times S_T = 720 \times 22$ mm

| Класс прочности | $R_{\text{пуансон}}$, мм | Класс прочности | $R_{\text{пуансон}}$, мм |
|-----------------|---------------------------|-----------------|---------------------------|
| К34 | 260 | К60 | 240 |
| К52 | 240 | К65 | 240 |
| К56 | 240 | К80 | 225 |

На практике настройку инструмента прессы шаговой формовки проводят по величине глубины опускания пуансона H .

Для оценки достоверности полученных регрессивных уравнений расчета глубины опускания пуансона H по шагам формуемых листовых заготовок проведен комплекс экспериментальных исследований по замеру фактической глубины опускания пуансона.

В табл. 3 приведены результаты замера глубины опускания пуансона H_i ($i = 1 \dots 8$ – шаги пуансона при формировании левой половины и $i = 9 \dots 16$ – правой стороны заготовки, $i = 17$ – последний шаг формирования заготовки в круг) для этого же типоразмера трубы на прессы шаговой формовки (радиус пуансона 280 мм, ширина пуансона 350 мм, расстояние между бойками 290 мм).

Сравнение результатов расчета по разработанной модели и экспериментальных значений глубины опускания пуансона H при формовке листовой заготовки на ПШФ для труб различного типоразмера и категории прочности показало хорошую сходимость.

Как отмечено в ряде работ [1, 4, 8 – 10], на качество сборки и сварки труб большого диаметра при прокладке магистральных трубопроводов влияет напряженно-деформированное состояние металла как по всему сечению трубы, так и на торцах заготовки, что вызывает появление остаточных напряжений [11, 12] в поперечных сварных швах, которые снижают прочность трубопровода при эксплуатации.

В связи с этим на втором этапе исследований проведено компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния металла при шаговой формовке листовой заготовки в программном комплексе DEFORM-3D. Для более детального рассмотрения распределения деформаций по ширине заготовки была нанесена 21 контрольная точка, в которых отслеживалось изменение рассматриваемых параметров. Наносились две серии точек: первая располагалась на расстоянии 2 мм от внешней поверхности листа, а вторая находилась в середине толщины листа на расстоянии 11 мм от поверхности (рис. 5).

Расчетные $H_{расч}$ и экспериментальные $H_{эксп}$ значения глубины опускания пуансона при формовке листовой заготовки для получения труб типоразмера $D_T \times S_T = 720 \times 22$ мм категории прочности X45SS (аналог стали K52) (радиус пуансона $R_p = 280$ мм, ширина пуансона $B = 350$ мм, расстояние между бойками $A = 290$ мм)

Table 3. Calculated ($H_{расч}$) and experimental ($H_{эксп}$) values of the depth of the punch lowering when forming the sheet blank for pipe with the size $D_T \times S_T = 720 \times 22$ mm of KH45SS strength grade (analogue of K52 steel) (punch radius is $R_p = 280$ mm; width of the punch is $B = 350$ mm; the distance between the backups is $A = 290$ mm)

| Номер трубы | Шаг формовки | | | | | | | | | |
|--|---|----|----|----|----|----|----|----|----|----|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 17 | |
| | Расчетная величина глубины опускания пуансона $H_{расч}$, мм | | | | | | | | | |
| | 28 | 26 | 26 | 25 | 25 | 25 | 24 | 24 | 24 | 24 |
| Экспериментальная величина глубины опускания пуансона по шагам $H_{эксп}$, мм | | | | | | | | | | |
| 1 | 29 | 28 | 25 | 24 | 23 | 24 | 25 | 23 | 25 | 25 |
| 2 | 29 | 28 | 24 | 23 | 23 | 24 | 24 | 25 | 26 | 26 |
| 3 | 29 | 28 | 24 | 23 | 23 | 23 | 25 | 26 | 27 | 27 |
| 4 | 29 | 28 | 24 | 23 | 23 | 24 | 25 | 25 | 27 | 27 |
| 5 | 29 | 28 | 24 | 23 | 23 | 24 | 26 | 26 | 27 | 27 |

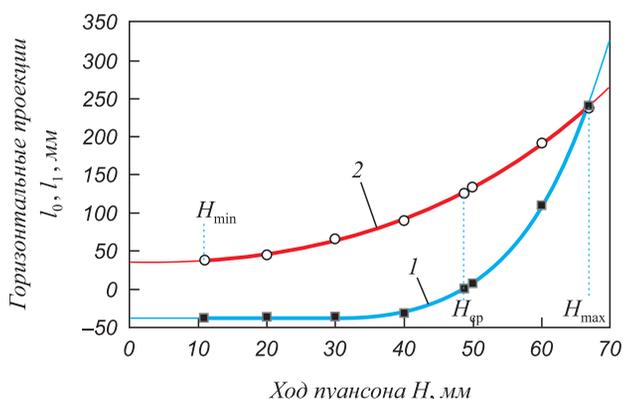


Рис. 4. Характер изменения горизонтальных проекций l_0 (1) и l_1 (2) при различной глубине опускания пуансона

Fig. 4. Nature of the changes of horizontal projections l_0 (1) and l_1 (2) at different depths of the punch lowering

На рис. 6 представлены схема сборки и элементы конечно-элементной сетки.

На рис. 7 и в табл. 5 приведены результаты расчета накопленной степени деформации при формовке трубы типоразмера $D_T \times S_T = 720 \times 22$ мм из стали AISI-1070 (аналог K52), модуль Юнга $E = 206\,754$ МПа.

Результаты исследования указывают на неравномерность распределения напряженно-деформированного металла в различных сечениях O-образного профиля (на первом, втором, третьем и десятом шагах) на прессе шаговой формовки по всей длине заготовки. Это указывает на то, что в этих сечениях происходит прогиб листовой заготовки (величина деформации минимальна $\epsilon_{min} = 0,10 - 0,03$). При последующей доформовке O-образной заготовки на сборочно-сварочном стане в этих местах не происходит плотного прилегания ее

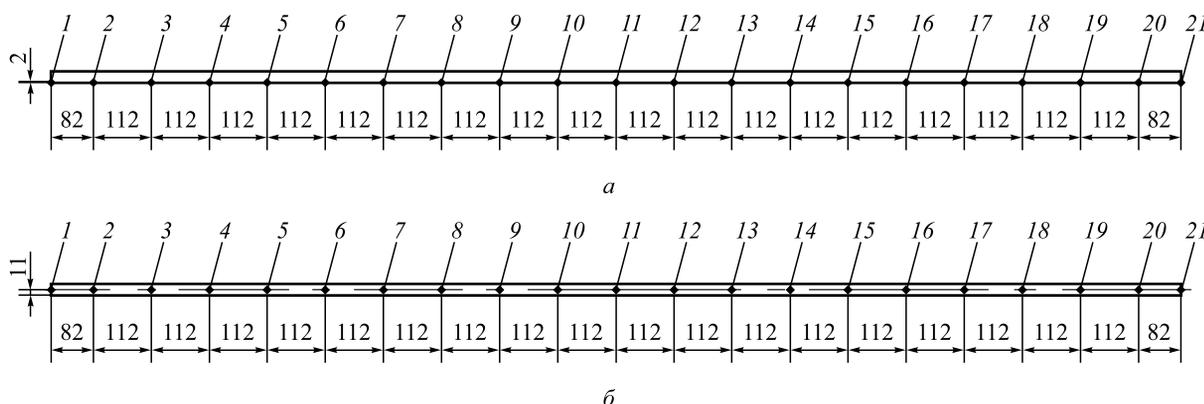


Рис. 5. Схема расположения точек у внешней поверхности (а) и в середине листа (б)

Figure 5. The circuit arrangement of points on the outer surface (a) and in the middle of the sheet (b)

Расчетные и экспериментальные данные (по величине хода пуансона на прессе шаговой формовки для трубы $D_T \times S_T = 1420 \times 32$ мм класса прочности К60 ($R_n = 500$ мм, $B = 600$ мм, $A = 450$ мм))

Table 4. Calculated and experimental data (in size of the punch stroke at press of stepwise forming for the pipe $D_T \times S_T = 1420 \times 32$ mm of K60 strength grade ($R_n = 500$ mm; $B = 600$ mm; $A = 450$ mm))

| Шаг формовки | | | | | | | | | | |
|--|----|----|----|----|----|----|----|----|----|----|
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 21 |
| Расчетная глубина опускания пуансона $H_{расч}$, мм | | | | | | | | | | |
| 25 | 23 | 22 | 22 | 22 | 23 | 23 | 22 | 22 | 22 | 22 |
| Экспериментальная глубина опускания пуансона по шагам $H_{эсп}$, мм | | | | | | | | | | |
| 24 | 23 | 23 | 22 | 22 | 22 | 22 | 23 | 23 | 22 | 25 |

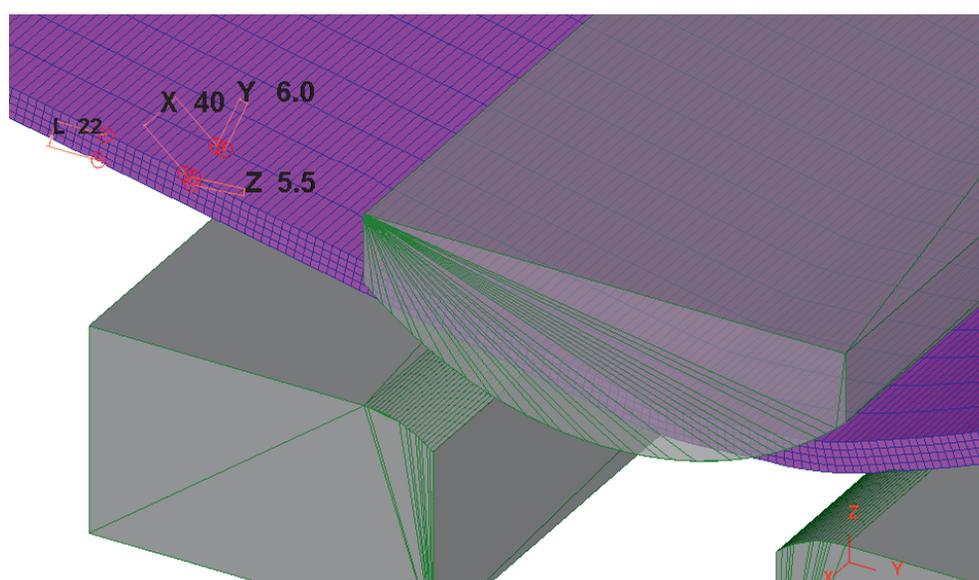


Рис. 6. Схема сборки и элементы конечно-элементной сетки

Fig. 6. Assembly diagram and elements of finite element mesh

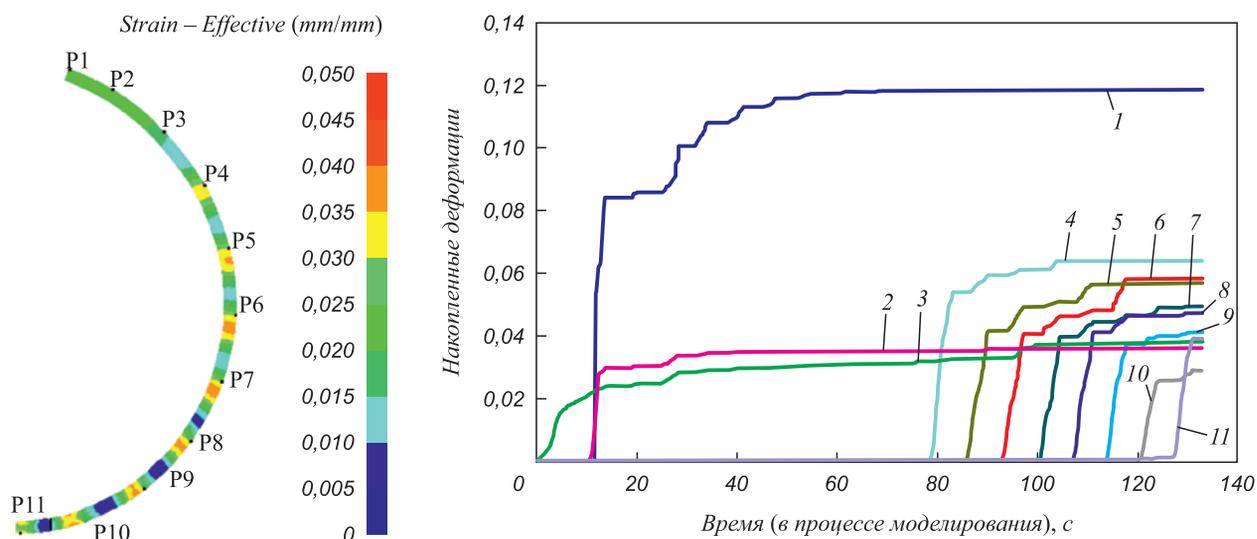


Рис. 7. Распределение накопленных деформаций после пошаговой формовки в контрольных точках

Fig. 7. Distribution of accumulated strain after stepwise forming at the control points

Величина накопленных деформаций после пошаговой формовки в контрольных точках на внешней поверхности и в середине листа

Table 5. The value of the accumulated deformation after the stepwise forming at the control points on the outer surface and in the middle of the sheet

| Накопленные деформации | | | | | | | |
|------------------------------|----------------------|-------------|-----------------------|------------------|----------------------|-------------|-----------------------|
| на внешней поверхности листа | | | | в середине листа | | | |
| Номер точки | ε_{1-10} | Номер точки | ε_{11-21} | Номер точки | ε_{1-10} | Номер точки | ε_{11-21} |
| 1 | 0,118593 | 11 | 0,039165 | 1 | 0,107412 | 11 | 0,034524 |
| 2 | 0,036172 | 12 | | 2 | 0,024706 | 12 | 0,041967 |
| 3 | 0,038279 | 13 | 0,122389 | 3 | 0,025658 | 13 | 0,084071 |
| 4 | 0,064039 | 14 | 0,057021 | 4 | 0,043939 | 14 | 0,039443 |
| 5 | 0,057008 | 15 | 0,065698 | 5 | 0,038144 | 15 | 0,050499 |
| 6 | 0,058388 | 16 | 0,079231 | 6 | 0,03976 | 16 | 0,049593 |
| 7 | 0,049556 | 17 | 0,057106 | 7 | 0,03443 | 17 | 0,047837 |
| 8 | 0,047370 | 18 | 0,090171 | 8 | 0,033748 | 18 | 0,055981 |
| 9 | 0,041333 | 19 | 0,052796 | 9 | 0,033356 | 19 | 0,040406 |
| 10 | 0,029101 | 20 | 0,038491 | 10 | 0,021506 | 20 | 0,026373 |
| | | 21 | 0,119802 | | | 21 | 0,074993 |

краевых участков, что приводит к некачественной сварке технологического шва. Для создания более равномерного распределения деформаций металла по всему сечению O-образного профиля необходимо формовку металла на таких участках проводить с повышенным давлением в гидроцилиндрах пресса.

Выводы. На основе разработанного комплекса математических моделей расчета настроечных параметров пресса шаговой формовки была произведена формализация алгоритмов расчета технологических режимов формовки трубной заготовки и режимов настройки оборудования, создана автоматизированная система расчета, архивирования данных для изготовления труб различного диаметра, толщины стенки и марок сталей [3].

Программный продукт для ЭВМ «ZV_JCO» ZV JCO [13] позволяет в диалоговом режиме выполнять многовариантные расчеты режимов формуемой листовой заготовки и параметров настройки пресса шаговой формовки, а также определять значения контролируемых параметров для требуемых размеров заготовки. Данный комплекс позволил сократить в несколько раз время на составление технологических карт.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Zvonarev D.Yu., Osadchii V.Ya., Romantsov A.I., Kolikov A.P. Shaping of Sheet to Produce Large-Diameter Welded Pipe // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 6. P. 443 – 446.
- Селезнев В.Е., Алешин В.В., Прялов С.Н. Основы численного моделирования магистральных трубопроводов. / Под ред. В.Е. Селезнева. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: МАКС Пресс, 2009. – 436 с.
- Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением. Численные методы. / В.Н. Данченко, А.А. Миленни, В.И. Кузьменко, В.А. Гринкевич. – Днепропетровск: Системные технологии, 2005. – 448 с.
- 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.
- Звонарев Д.Ю., Осадчий В.Я., Романцов А.Н., Коликов А.П. Разработка математической модели формовки листовой заготовки для повышения качества сварных труб большого диаметра // Черные металлы. 2015. № 4. С. 34 – 39.
- License for MSC Agreement: RE006574CTR. Customer: Chelyabinsk Tube Rolling Plant.
- Звонарев Д.Ю. Совершенствование процессов подгибки кромок и шаговой формовки сварных труб большого диаметра для обеспечения высокой точности размеров и форм: Дисс. ... канд. техн. наук. – Челябинск: ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ» (НИУ), 2015.
- Kishiguchi T., Hosoda H., Ikunoetal Y. etc. Pipe end round equipment and control system (PER-FECTS) // Chin-Niittetsu-Sumikin Engineering Gino. 2013. Vol. 4. P. 39 – 45.
- Коликов А.П., Звонарев Д.Ю., Таупек И.М и др. Математическая модель пластического формоизменения листовой заготовки для изготовления сварных труб большого диаметра. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 7. С. 449 – 455.
- Lifeng F., Ying G., Qiang L., Xu H. Quality control on crimping of large diameter welding pipe // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2012. Vol. 25. No. 6. P. 1264 – 1274.
- Хажинский Г.М. Механика мелких трещин и надежность элементов трубопроводов. – М.: ИНЭК, 2007. – 295 с.
- 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.
- ZVJCO: Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2013660023 / Д.Ю. Звонарев; заявл. 27.08.2013; опубли. 20.12.2013.

Поступила 6 апреля 2016 г.

MATHEMATICAL MODEL OF PLASTIC FORMING OF THE SLAB FOR LARGE DIAMETER WELDED PIPES. REPORT 2

A.P. Kolikov¹, D.Yu. Zvonarev², I.M. Taupek³, S.V. Kadil'nikov¹, M.R. Galimov¹

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

² Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk, Russia

³ Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology "MISIS", Sary Oskol, Russia

Abstract. The analysis of quality of large diameter welded pipes depending on the parameters and modes of the slab forming on press equipment is presented. Mathematical modeling of the processes was performed using the finite element method. The results of the stress-strained state of metal during round billet forming billets in forging equipment are shown. Established computer program allows calculating of process parameters settings of press equipment to determine the value of controlled geometric parameters of round billets, required in the regulations. The theoretical solutions were experimentally tested on assortment of large diameter pipes, produced at TESA 1420. It is recommended to use this method to calculate the LDP forming parameters and pressing equipment settings that allows reducing the number of defects caused by the geometry of the flanging press and JCO-press.

Keywords: large diameter welding pipe, forming, edge, round billet, flanging press, JCO-press, depth of punch lowering, calibration of press instrument.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-615-621

REFERENCES

1. Zvonarev D.Yu., Osadchii V.Ya., Romantsov A.I., Kolikov A.P., Shaping of Sheet to Produce Large-Diameter Welded Pipe // *Steel in Translation*, 2016, vol. 46, no. 6, pp. 443–446.
2. Seleznev V.E., Aleshin V.V., Pryalov S.N. *Osnovy chislennogo modelirovaniya magistral'nykh truboprovodov* [Basics of numerical modeling of pipelines]. Seleznev V.E. ed. Moscow: MAKSS Press, 2009, 436 p. (In Russ.).
3. Danchenko V.N., Milenin A.A., Kuz'menko V.I., Grinkevich V.A. *Komp'yuternoe modelirovanie protsessov obrabotki metallov davleniem. Chislennyye metody* [Computer simulation of processes of metal forming. Numerical methods]. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2005, 448 p. (In Russ.).
4. 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.
5. Zvonarev D.Yu., Osadchii V.Ya., Romantsov A.N., Kolikov A.P. Development of mathematical model of forming of a sheet material to improve the quality of welded pipes of large diameter. *Chernaya metallurgy*. 2015, no. 4, pp. 34–39. (In Russ.).
6. *License for MSC Agreement: RE006574CTR*. Customer: Chelyabinsk Tube Rolling Plant.
7. Zvonarev D.Yu. *Sovershenstvovanie protsessov podgibki kromok i shagovoi formovki svarnykh trub bol'shogo diametra dlya obespecheniya vysokoi tochnosti razmerov i form. Dis...kand. tekhn. nauk*. [Process improvement of pre-banding and step molding of welded pipes of large diameter to ensure high accuracy of dimensions and shapes. Cand. Tech. Sci. Diss.]. Chelyabinsk: YuUrGU (NIU). 2015. (In Russ.).
8. Kishiguchi T., Hosoda H., Ikuno Y. etc. Pipe end round equipment and control system (PER-FECTS). *Chin-Niittetsu-Sumikin Engineering Gino*. 2013, vol. 4, pp. 39–45.
9. Kolikov A.P., Zvonarev D.Yu., Taupek I.M., Kadil'nikov S.V., Galimov M.R. Mathematical model of plastic forming of the slab for large diameter welded pipes. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 7, pp. 449–455. (In Russ.).
10. Lifeng F., Ying G., Qiang L., Xu H. Quality control on crimping of large diameter welding pipe. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2012, vol. 25, no. 6, pp. 1264–1274.
11. Khazhinskii G.M. *Mekhanika melkikh treshchin i nadezhnost' elementov truboprovodov* [Mechanics of small cracks and reliability of pipeline components]. Moscow: INEK, 2007, 295 p. (In Russ.).
12. Kolikov A.P., Leletko A.S., Matveev D.B., Kulyutin S.A., Kadil'nikov S.V. Residual Stress in Welded Pipe. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 11, pp. 808–812.
13. Zvonarev D.Yu. *ZV JCO*. Certificate of state registration of computer program no. 2013660023, publ. 20.12.2013. (In Russ.).

Information about the authors:

A.P. Kolikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming" (apkol@mail.ru)

D.Yu. Zvonarev, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory

I.M. Taupek, Postgraduate

S.V. Kadil'nikov, Postgraduate of the Chair "Metal Forming"

M.R. Galimov, MA Student of the Chair "Metal Forming" (galimov-m@mail.ru)

Received April 6, 2016

УДК 669.16.22:621.793

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО СОСТОЯНИЯ ВОЗДУШНЫХ ФУРМ ДОМЕННЫХ ПЕЧЕЙ

Радюк А.Г., д.т.н., профессор, вед. научный сотрудник кафедры технологии
и оборудования трубного производства (radjuk@rambler.ru)

Титлянов А.Е., к.т.н., старший научный сотрудник кафедры технологии
и оборудования трубного производства

Сидорова Т.Ю., старший преподаватель кафедры технологии
и оборудования трубного производства (omd-uchsek@ya.ru)

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

Аннотация. Методики расчета тепловых потерь и температуры адаптирована применительно к воздушным фурмам доменных печей. С помощью линейной программы в EXCEL исследовано влияние газотермического покрытия и теплоизолирующей вставки на тепловое состояние воздушных фурм. Показано, что наличие вставки оказывает более значительное влияние на снижение тепловых потерь через дутьевой канал, чем нанесение алюминиевого покрытия. Создание воздушного зазора между вставкой и внутренним стаканом приводит к дополнительному снижению тепловых потерь. При этом, чем больше толщина вставки, установленной без зазора в дутьевой канал, тем меньше тепловые потери через дутьевой канал. Если вставка установлена с зазором, то ее толщина практически не влияет на тепловые потери через дутьевой канал.

Ключевые слова: доменная печь, воздушная фурма, дутьевой канал, методика расчета, тепловые потери, температура, газотермическое покрытие, теплоизолирующая вставка, воздушный зазор.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-622-627

Воздушные фурмы являются одним из важнейших элементов конструкции доменной печи, определяющих эффективность ее работы: выход фурм из строя влечет за собой необходимость остановки печи для замены разрушенной фурмы. Простой печи по этой причине приводят к существенному снижению выплавки чугуна и увеличению расхода кокса. Кроме того, на воздушные фурмы приходится 30 % всех тепловых потерь в печи [1]. Поэтому проблемы повышения стойкости воздушных фурм и снижения тепловых потерь через их поверхность являются актуальными. При этом в обычных условиях работы доменной печи через рьяльную часть, наружный и внутренний стаканы фурмы поступает соответственно 18, 36 и 46 % [2], а по данным работы [3] 60 % суммарного теплового потока.

В настоящее время проблемы, указанные выше, решаются различными путями: нанесением газотермических покрытий на рабочую поверхность фурмы [4–6], футеровкой огнеупорами со стороны дутьевого канала [7], нанесением жаростойкой обмазки на наружную поверхность фурм [8] и др.

Для дальнейшего поиска путей повышения стойкости воздушных фурм и снижения тепловых потерь через их поверхность целесообразно моделирование теплового состояния воздушных фурм доменных печей [9, 10].

Для этого воспользуемся методикой расчета тепловых потерь через воздушную фурму [11]. В работе использованы формулы стационарной теплопроводности для плоской и цилиндрической стенки [12].

Тепловой поток через поверхность фурмы равен

$$\begin{aligned} Q &= Q_n + Q_p + Q_d = Q_n + Q_{pn} + Q_{pt} + Q_v + Q_{pv} = \\ &= K_n^*(t_r - t_b)H_n + K_{pn}^*(t_r - t_b)(H_{pn} - h_{pt}) + \\ &\quad + K_{pt}(t_r - t_b)S_{pt} + K_v^*(t_d - t_b)H_v + \\ &\quad + K_{pv}^*(t_d - t_b)(H_{pv} - h_{pt}), \text{ Вт,} \end{aligned}$$

где Q_n, Q_p, Q_d – тепловой поток через наружный стакан, рьяльную (снаружи и торца) часть фурмы и со стороны дутьевого канала соответственно, Вт; $Q_{pn}, Q_{pt}, Q_v, Q_{pv}$ – тепловой поток через наружную поверхность рьяльной части, торцевую поверхность рьяльной части, внутренний стакан и рьяльную часть со стороны дутьевого канала соответственно, Вт; $K_n^*, K_{pn}^*, K_v^*, K_{pv}^*$ – условный коэффициент теплопередачи тепла через наружный стакан, наружную поверхность рьяльной части, внутренний стакан фурмы и рьяльную часть со стороны дутьевого канала соответственно, Вт/(м·К); K_{pt} – коэффициент теплопередачи тепла через торцевую поверхность рьяльной части, Вт/(м²·К); t_r, t_d – околофурменная температура в горне и температура горячего дутья со-

ответственно, °C; t_b – температура воды в фурме, °C; H_n, H_b, H_{pn}, H_{pb} – длина наружного стакана, внутренне-го стакана, рыльной части снаружи фурмы и рыльной части со стороны дутьевого канала соответственно, м; h_{pt} – толщина торца рыльной части фурмы, м (рис. 1); S_{pt} – площадь торцевой поверхности рыльной части фурмы, м².

$$K_n^* = 2\pi \left/ \left(\frac{1}{\alpha_{гн} R_n^*} + \sum_{i=1}^m \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{nj}}{R_{nj+1}} + \frac{1}{\lambda_{Cu}} \ln \frac{R_n}{R_n - h_n} + \frac{1}{\alpha_b (R_n - h_n)} \right) \right., \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)},$$

где $\alpha_{гн}$ – коэффициент теплоотдачи наружному стакану от газов горна, Вт/(м²·К);

$$R_n^* = R_n + \sum_{i=1}^m h_i, \text{ м}; R_{n1} = R_n^*, \text{ м}; R_{nj} = R_n^* - \sum_{i=1}^{j-1} h_i, \text{ м};$$

$$R_{nj+1} = R_n^* - \sum_{i=1}^j h_i, \text{ м}; j = 1, \dots, m; R_n = \frac{R_{np} + R_{nф}}{2}, \text{ м};$$

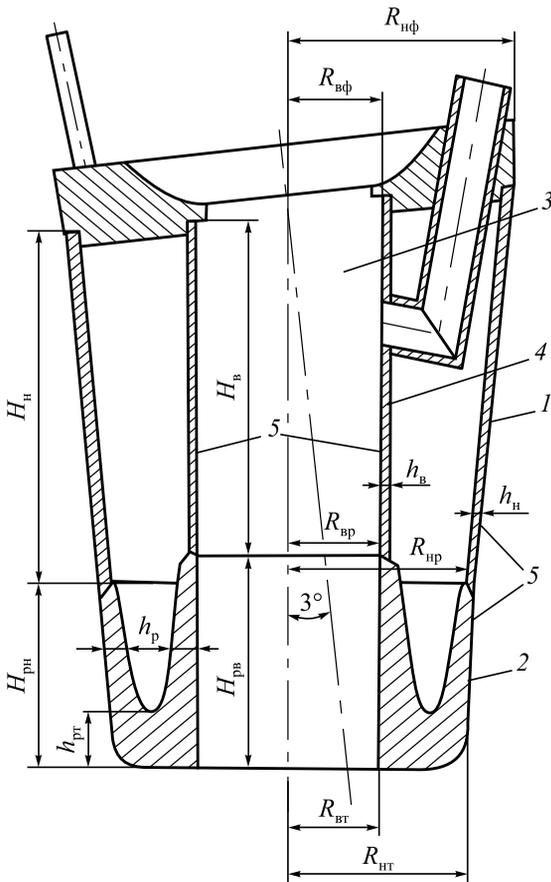


Рис. 1. Продольное сечение воздушной фурмы:

1 – наружный стакан; 2 – рыльная часть; 3 – дутьевой канал; 4 – внутренний стакан; 5 – покрытие

Fig. 1. Longitudinal section of the air tuyere:

1 – outer glass, 2 – tuyere nose, 3 – blow channel, 4 – inside a glass, 5 – coating

R_n – средний радиус наружного стакана со стороны печи, м; $R_{np}, R_{nф}$ – радиус наружного стакана со стороны печи у рыльной части и фланца соответственно, м (рис. 1); h_n, h_i – толщина наружного стакана и i -го материала покрытия соответственно, м (рис. 1); λ_{Cu}, λ_i – коэффициент теплопроводности меди М1 и i -го материала покрытия соответственно, Вт/(м·К); m – количество материалов (слоев) покрытия; α_b – коэффициент теплоотдачи от стенки фурмы к воде, Вт/(м²·К).

$$K_{pn}^* = 2\pi \left/ \left(\frac{1}{\alpha_{гп} R_{pn}^*} + \sum_{i=1}^m \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{pnj}}{R_{pnj+1}} + \frac{1}{\lambda_{Cu}} \ln \frac{R_{pn}}{R_{pn} - h_p} + \frac{1}{\alpha_b (R_{pn} - h_p)} \right) \right., \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)},$$

где $\alpha_{гп}$ – коэффициент теплоотдачи рыльной части от газов горна, Вт/(м²·К);

$$R_{pn}^* = R_{pn} + \sum_{i=1}^m h_i, \text{ м}; R_{pn1} = R_{pn}^*, \text{ м}; R_{pnj} = R_{pn}^* - \sum_{i=1}^{j-1} h_i, \text{ м};$$

$$R_{pnj+1} = R_{pn}^* - \sum_{i=1}^j h_i, \text{ м}; j = 1, \dots, m; R_{pn} = \frac{R_{pn} + R_{нт}}{2}, \text{ м};$$

R_{pn} – средний радиус рыльной части со стороны печи, м; $R_{нт}$ – радиус рыльной части у торца фурмы, м (рис. 1); h_p – средняя толщина рыльной части без учета толщины торца, м.

$$K_{pt} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{гп}} + \sum_{i=1}^m \frac{h_i}{\lambda_i} + \frac{h_{пт}}{\lambda_{Cu}} + \frac{1}{\alpha_b}}, \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К)},$$

где $h_{пт}$ – толщина торца рыльной части, м.

$$K_b = 2\pi \left/ \left[\frac{1}{\alpha_d R_b^*} + \sum_{i=1}^m \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{bj+1}}{R_{bj}} + \frac{1}{\lambda_{Cu}} \ln \frac{R_b + h_b}{R_b} + \frac{1}{\alpha_b (R_b + h_b)} \right] \right., \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)},$$

где α_d – коэффициент теплоотдачи стенке фурмы от горячего дутья, Вт/(м²·К);

$$R_b^* = R_b - \sum_{i=1}^m h_i, \text{ м}; R_{b1} = R_b^*, \text{ м}; R_{bj} = R_b^* + \sum_{i=1}^{j-1} h_i, \text{ м};$$

$$R_{bj+1} = R_b^* + \sum_{i=1}^j h_i, \text{ м}; j = 1, \dots, m; R_b = \frac{R_{bp} + R_{bф}}{2}, \text{ м};$$

$R_{bp}, R_{bф}$ – радиус внутреннего стакана со стороны дутьевого канала у рыльной части и фланца соответственно, м (рис. 1); h_b – толщина внутреннего стакана, м (рис. 1).

$$K_{\text{рв}} = 2\pi \left[\frac{1}{\alpha_{\text{д}} R_{\text{рв}}^*} + \sum_{i=1}^m \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{\text{рв}j+1}}{R_{\text{рв}j}} + \frac{1}{\lambda_{\text{Cu}}} \ln \frac{R_{\text{рв}} + h_{\text{п}}}{R_{\text{рв}}} + \frac{1}{\alpha_{\text{в}} (R_{\text{рв}} + h_{\text{п}})} \right], \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)},$$

где

$$R_{\text{рв}}^* = R_{\text{рв}} - \sum_{i=1}^m h_i, \text{ м}; \quad R_{\text{рв}1} = R_{\text{рв}}^*, \text{ м}; \quad R_{\text{рв}j} = R_{\text{рв}}^* + \sum_{i=1}^{j-1} h_i, \text{ м};$$

$$R_{\text{рв}j+1} = R_{\text{рв}}^* + \sum_{i=1}^j h_i, \text{ м}; \quad j = 1, \dots, m; \quad R_{\text{рв}} = \frac{R_{\text{вр}} + R_{\text{вт}}}{2}, \text{ м};$$

$R_{\text{вт}}$ – радиус дутьевого канала у торца фурмы, м (рис. 1);

$$S_{\text{пт}} = \pi (R_{\text{нт}}^2 - R_{\text{вт}}^2).$$

Методика расчета температуры на различных поверхностях воздушной фурмы с использованием формул стационарной теплопроводности через цилиндрическую и плоскую многослойную стенку выглядит следующим образом [12].

• Для наружного стакана:

– температура на поверхности первого слоя покрытия со стороны печи

$$t_{\text{г-1}} = t_{\text{г}} - \frac{K_{\text{н}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{гн}} R_{\text{н}}^*}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на стыке j и $j + 1$ слоев покрытия или слоя покрытия и наружного стакана

$$t_{j,j+1} = t_{\text{г}} - \frac{K_{\text{н}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi} \left(\frac{1}{\alpha_{\text{гн}} R_{\text{н}}^*} + \sum_{i=1}^j \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{\text{н}j}}{R_{\text{н}j+1}} \right), \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на поверхности наружного стакана со стороны воды

$$t_{\text{н-в}} = t_{\text{в}} + \frac{K_{\text{н}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{в}} (R_{\text{н}} - h_{\text{н}})}, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

• Для рывльной части со стороны печи:

– температура на поверхности первого слоя покрытия со стороны печи

$$t_{\text{г-1}} = t_{\text{г}} - \frac{K_{\text{рн}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{гн}} R_{\text{рн}}^*}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на стыке j и $j + 1$ слоев покрытия или слоя покрытия и рывльной части

$$t_{j,j+1} = t_{\text{г}} - \frac{K_{\text{рн}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi} \left(\frac{1}{\alpha_{\text{гн}} R_{\text{рн}}^*} + \sum_{i=1}^j \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{\text{рн}j}}{R_{\text{рн}j+1}} \right), \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на поверхности рывльной части со стороны воды

$$t_{\text{рн-в}} = t_{\text{в}} + \frac{K_{\text{рн}}^* (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{в}} (R_{\text{рн}} - h_{\text{п}})}, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

• Для торца рывльной части со стороны печи:

– температура на поверхности первого слоя покрытия со стороны печи

$$t_{\text{г-1}} = t_{\text{г}} - \frac{K_{\text{пт}} (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{\alpha_{\text{гп}}}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на стыке j и $j + 1$ слоев покрытия или слоя покрытия и рывльной части

$$t_{j,j+1} = t_{\text{г}} - K_{\text{пт}} (t_{\text{г}} - t_{\text{в}}) \left(\frac{1}{\alpha_{\text{гп}}} + \sum_{i=1}^j \frac{h_i}{\lambda_i} \right), \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на поверхности рывльной части со стороны воды:

$$t_{\text{пт-в}} = t_{\text{в}} + \frac{K_{\text{пт}} (t_{\text{г}} - t_{\text{в}})}{\alpha_{\text{в}}}, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

• Для внутреннего стакана:

– температура на поверхности первого слоя покрытия со стороны дутьевого канала:

$$t_{\text{д-1}} = t_{\text{д}} - \frac{K_{\text{в}}^* (t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{д}} R_{\text{в}}^*}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на стыке j и $j + 1$ слоев покрытия или слоя покрытия и внутреннего стакана

$$t_{j,j+1} = t_{\text{д}} - \frac{K_{\text{в}}^* (t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi} \left(\frac{1}{\alpha_{\text{д}} R_{\text{в}}^*} + \sum_{i=1}^j \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{\text{в}j+1}}{R_{\text{в}j}} \right), \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на поверхности внутреннего стакана со стороны воды

$$t_{\text{в-в}} = t_{\text{в}} + \frac{K_{\text{в}}^* (t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{в}} (R_{\text{в}} + h_{\text{в}})}, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

• Для рывльной части со стороны дутьевого канала:

– температура на поверхности первого слоя покрытия со стороны дутьевого канала:

$$t_{\text{д-1}} = t_{\text{д}} - \frac{K_{\text{рв}}^* (t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi \alpha_{\text{д}} R_{\text{рв}}^*}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на стыке j и $j + 1$ слоев покрытия или слоя покрытия и рывльной части

$$t_{j,j+1} = t_{\text{д}} - \frac{K_{\text{рв}}^* (t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi} \left(\frac{1}{\alpha_{\text{д}} R_{\text{рв}}^*} + \sum_{i=1}^j \frac{1}{\lambda_i} \ln \frac{R_{\text{рв}j+1}}{R_{\text{рв}j}} \right), \text{ } ^\circ\text{C};$$

– температура на поверхности рывльной части со стороны воды

$$t_{\text{рв-в}} = t_{\text{в}} + \frac{K_{\text{рв}}^*(t_{\text{д}} - t_{\text{в}})}{2\pi\alpha_{\text{в}}(R_{\text{рв}} - h_{\text{п}})}, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

По методикам расчета тепловых потерь через поверхность фурмы и температуры была составлена линейная программа в EXCEL. С помощью этой программы был проведен расчет тепловых потерь через поверхность воздушной фурмы и температуры на деталях фурмы* для условий доменной печи № 5 ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат». Были использованы значения коэффициентов теплоотдачи, определенные расчетным путем по экспериментальным данным [13].

Принимаем $t_{\text{г}} = 1600 \text{ } ^\circ\text{C}$; $t_{\text{д}} = 1150 \text{ } ^\circ\text{C}$; $t_{\text{в}} = 30 \text{ } ^\circ\text{C}$; $h_{\text{н}} = 7,0 \text{ мм}$; $h_{\text{п}} = 16,0 \text{ мм}$; $h_{\text{пр}} = 45,0 \text{ мм}$; $h_{\text{в}} = 5,0 \text{ мм}$; $h_1 = 1,5 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{Cu}} = 415,6562 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_1 = 29,8891 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\alpha_{\text{гн}} = \alpha_{\text{гп}} = 133,745 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$; $\alpha_{\text{д}} = 465,2 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$; $\alpha_{\text{в}} = 5815 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$; $R_{\text{нр}} = 154 \text{ мм}$; $R_{\text{нф}} = 185 \text{ мм}$; $R_{\text{нт}} = 140 \text{ мм}$; $R_{\text{вп}} = 72,5 \text{ мм}$; $R_{\text{вф}} = 72,5 \text{ мм}$; $R_{\text{вт}} = 72,5 \text{ мм}$; $H_{\text{н}} = 305 \text{ мм}$; $H_{\text{рн}} = 145 \text{ мм}$; $H_{\text{рв}} = 167 \text{ мм}$; $H_{\text{в}} = 283 \text{ мм}$.

В связи с тем, что все более широкое применение находит теплоизоляция внутренней поверхности дутьевого канала [14, 15], было исследовано влияние толщины теплоизоляционной вставки на тепловые потери через поверхность дутьевого канала и температуру вставки и внутреннего стакана, а также получено распределение температуры от водоохлаждаемой полости фурмы до дутьевого канала (рис. 2 – 4).

Для сравнения рассчитаны тепловые потери через дутьевой канал с алюминиевым газотермическим покрытием. Из рис. 2 видно, что наличие вставки оказывает более значительное влияние на снижение теп-

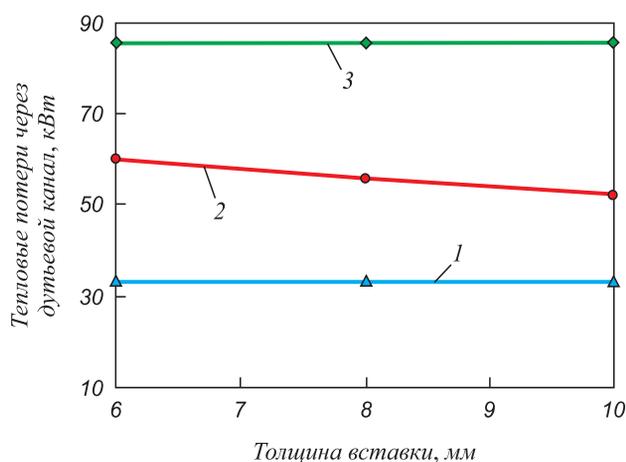


Рис. 2. Зависимость тепловых потерь через дутьевой канал от толщины вставки:

1 - $h_{\text{воз.}} = 0,6 \text{ мм}$; 2 - $h_{\text{воз.}} = 0 \text{ мм}$; 3 - $h_{\text{Al}} = 1,5 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{вст.}} = 3 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_{\text{воз.}} = 0,0362 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_{\text{Al}} = 29,8891 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$

Fig. 2. Dependence of the heat loss through the blow channel on the insert thickness:

1 - $h_{\text{air}} = 0.6 \text{ мм}$; 2 - $h_{\text{air}} = 0 \text{ мм}$; 3 - $h_{\text{Al}} = 1.5 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{insert}} = 3 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$; $\lambda_{\text{insert}} = 0.0362 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$; $\lambda_{\text{Al}} = 29.8891 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$

* В работе принимала участие Н.Л. Кириллова.

ловых потерь через дутьевой канал, чем нанесение алюминиевого покрытия. Создание воздушного зазора между ней и внутренним стаканом приводит к дополнительному снижению тепловых потерь. При этом, чем больше толщина вставки, установленной без зазора в

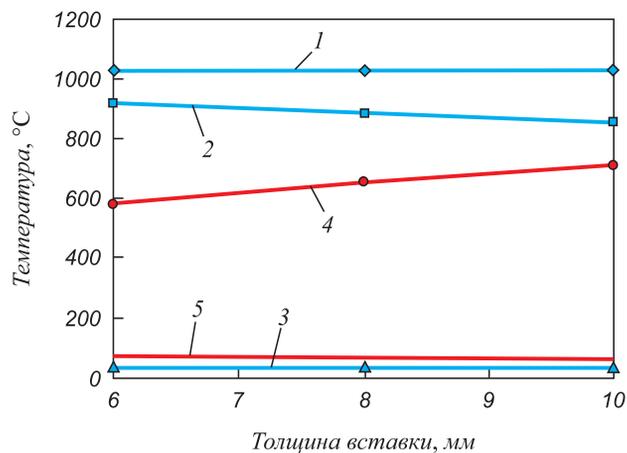


Рис. 3. Влияние толщины вставки на температуру:

1, 4 – вставки со стороны дутьевого канала; 2 – вставки со стороны воздушного зазора; 3 – внутреннего стакана со стороны воздушного зазора; 5 – на границе вставки и внутреннего стакана; 1 - 3 - $h_{\text{воз.}} = 0,6 \text{ мм}$; 4, 5 - $h_{\text{воз.}} = 0 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{вст.}} = 3 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_{\text{воз.}} = 0,0362 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$

Fig. 3. Influence of the insert thickness on a temperature:

1, 4 – inserts from the side of the blow channel, 2 – inserts from the side of air gap, 3 – inside a glass from the side of air gap, 5 – on the border of the insert and inside glass;

1 - 3 - $h_{\text{air}} = 0.6 \text{ мм}$; 4, 5 - $h_{\text{air}} = 0 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{insert}} = 3 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$; $\lambda_{\text{air}} = 0.0362 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$

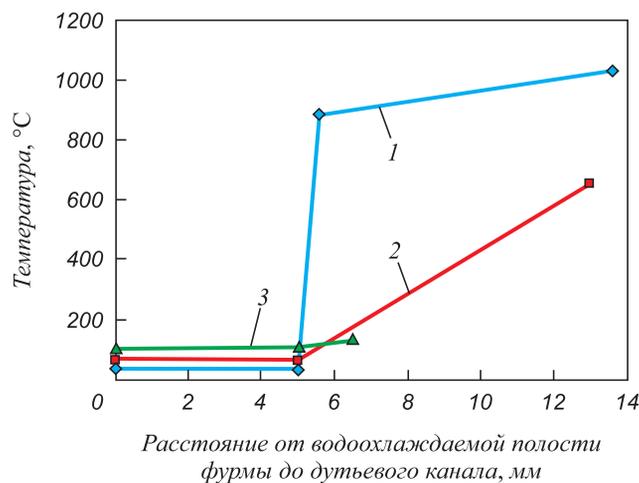


Рис. 4. Распределение температуры от водоохлаждаемой полости фурмы до дутьевого канала:

$h_{\text{в}} = 5 \text{ мм}$; 1 - $h_{\text{воз.}} = 0,6 \text{ мм}$, $h_{\text{вст.}} = 8 \text{ мм}$; 2 - $h_{\text{воз.}} = 0 \text{ мм}$, $h_{\text{вст.}} = 8 \text{ мм}$; 3 - $h_{\text{Al}} = 1,5 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{вст.}} = 3 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_{\text{воз.}} = 0,0362 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$; $\lambda_{\text{Al}} = 29,8891 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$

Fig. 4. Temperature distribution from water-cooled tuyere hollow to the blow channel:

1 - $h_{\text{air}} = 0.6 \text{ мм}$, $h_{\text{insert}} = 8 \text{ мм}$; 2 - $h_{\text{air}} = 0 \text{ мм}$, $h_{\text{insert}} = 8 \text{ мм}$; 3 - $h_{\text{Al}} = 1.5 \text{ мм}$; $\lambda_{\text{insert}} = 3 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$; $\lambda_{\text{air}} = 0.0362 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$; $\lambda_{\text{Al}} = 29.8891 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$

дутьевой канал, тем меньше тепловые потери через дутьевой канал. Если вставка установлена с зазором, то ее толщина практически не влияет на тепловые потери через дутьевой канал.

Из рис. 3 видно, что воздушный зазор между вставкой и внутренним стаканом оказывает существенное влияние на их температуру. Так, при отсутствии зазора, температура вставки со стороны дутьевого канала растет с увеличением толщины вставки, а при наличии зазора толщина вставки практически не влияет на ее температуру со стороны дутьевого канала. Следует отметить, что при наличии зазора температура внутреннего стакана с его стороны ниже, чем температура на границе вставки и внутреннего стакана при отсутствии зазора между ними.

Согласно рис. 4, наблюдается резкий градиент температуры в воздушном зазоре между вставкой и внутренним стаканом из-за его низкой теплопроводности, благодаря чему температура вставки выше, а внутреннего стакана ниже, чем при отсутствии зазора между ними. С точки зрения стойкости вставки, большой градиент температур по ее толщине при отсутствии зазора может привести к появлению в ней высоких термоупругих напряжений, способствующих ее разрушению.

Выводы. Методики расчета тепловых потерь и температуры адаптированы применительно к воздушным фурмам доменных печей. С помощью линейной программы в EXCEL исследовано влияние газотермического покрытия и теплоизолирующей вставки на тепловое состояние воздушных фурм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бородулин А.В. Научные основы рационального использования энергетических ресурсов в доменном производстве: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Екатеринбург, 1994. – 46 с.
2. Бородулин А.В., Васильев А.П., Глушенко Е.Л. и др. Об информативности тепловых потерь рабочего пространства доменных печей // Тр. II Междунар. науч.-практич. конф. «Автоматизиро-

- ванные печные агрегаты и энергосберегающие технологии в металлургии». – М., 2002. С. 424 – 426.
3. Бондаренко А.А., Горбик А.С., Дышлевич Г.Г. Исследование теплонапряженности различных участков фурм // *Сталь*. 1983. № 7. С. 11 – 12.
 4. Пат. 2215043 РФ. МКИ С21В7/16. Способ подготовки к работе фурмы доменной печи / В.Н. Григорьев, Г.И. Урбанович, Е.Г. Урбанович и др.; заявл. 11.12.01; опубл. 27.10.02. Бюл. № 30.
 5. Пат. 2387716 РФ. С21В7/16. Способ подготовки фурмы доменной печи / А.Г. Радюк, А.Е. Титлянов, С.С. Ляпин и др.; заявл. 27.03.08; опубл. 27.04.10. Бюл. № 12.
 6. Пат. 2465333 РФ. С21В7/16. Способ подготовки к работе воздушной фурмы доменной печи / А.Г. Радюк, А.Е. Титлянов, Д.С. Васильев и др.; заявл. 04.02.11; опубл. 27.10.12. Бюл. № 30.
 7. А.с. 159870 СССР. МПК С21В. Дутьевая фурма доменной печи с огнеупорной вставкой / Е.Д. Багрецов, Ю.И. Ружальский; заявл. 03.12.1962; опубл. 14.01.1964. Бюл. № 2.
 8. Пат. 2491351 РФ. С21В7/16. Способ подготовки к работе воздушной фурмы доменной печи / А.Г. Радюк, А.Е. Титлянов, Л.В. Радюк; заявл. 15.03.12; опубл. 27.08.13. Бюл. № 32.
 9. Жук В.И. Анализ тепловой работы воздушных фурм доменной печи // *Вестник приазовского государственного технического университета*. 2002. Вып. 12. С. 25 – 30.
 10. Лавров В.В., Спиринов Н.А., Рыболов В.Ю. Модальное исследование температуры стенки воздушной фурмы доменной печи // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2000. № 2. С. 46 – 49.
 11. Пат. 2235789 РФ. МКИ С21В7/16. Дутьевая фурма доменной печи и способ нанесения защитного покрытия на дутьевую фурму доменной печи / А.Г. Маншилин, Е.Н. Складановский, В.И. Нецветов и др.; заявл. 04.11.02; опубл. 27.05.04. Бюл. № 15.
 12. Кутателадзе С.С., Борицанский В.М. Справочник по теплопередаче. –Л. –М.: Госэнергоиздат, 1959. – 414 с.
 13. Кириллова Н.Л., Радюк А.Г., Горбатюк С.М. и др. Расчет коэффициентов теплоотдачи поверхностям воздушной фурмы доменной печи от горна и горячего дутья // *Современные проблемы гуманитарных и естественных наук: Матер. XIII Междунар. науч.-практич. конф. 21–22 декабря 2012 г. В 2-х т. Т. 1.* – М.: Спецкнига, 2012. С.132 – 135.
 14. Кириллова Н.Л., Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Снижение тепловых потерь через поверхность воздушных фурм доменных печей // *Металлург*. 2013. № 10. С. 28 – 31.
 15. Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Кириллова Н.Л. Применение вставки из углеродной ткани для теплоизоляции поверхности воздушных фурм доменных печей // *Черная металлургия. Бюл. инта «Черметинформация»*. 2015. № 3. С. 38 – 41.

Поступила 26 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. No. 9, pp. 622–627.

MODELING OF THE THERMAL STATE OF AIR TUYERES FOR BLAST FURNACES

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

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

Abstract. The calculation methods of heat losses and temperature were adapted to the air tuyeres for blast furnaces. The influence of gas-thermal coatings and insulating paste on the thermal condition of the air tuyeres was investigated with the help of a linear program in EXCEL. It is shown that the presence of the inserts has a greater impact on reducing heat loss through the blow channel than the application of aluminum coatings. The creation of the air gap between the insert and the inner glass leads to a further reduction of heat loss. Thus, the greater thickness of the insert installed without a gap in the blow channel leads to the less heat

loss through the blow channel. If the insert is installed with a gap, its thickness almost does not effect on the heat loss through the blow channel.

Keywords: blast furnace, air tuyere, blow channel, calculation method, heat loss, temperature, gas-thermal coating, thermal insulation paste, air gap.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-622-627

REFERENCES

1. Borodulin A.V. *Nauchnye osnovy ratsional'nogo ispol'zovaniya energeticheskikh resursov v domennom proizvodstve: Avtoref. diss. d-ra tekhn. nauk* [Scientific bases of rational use of energy resources in blast-furnace production: Extended Abstract of Cand. Dr. Sci. Diss.]. Ekaterinburg, 1994, 46 p. (In Russ.).

2. Borodulin A.V., Vasil'ev A.P., Glushchenko E.L. etc. On the issue of the informational content of heat loss at operating area of blast furnace. In: *Materialy 2-oi mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Avtomatizirovannye pechnye agregaty i energosberegayushchie tekhnologii v metallurgii"*. Moskva. 3–5 dekabrya 2002 g. [Materials of the 2nd International Scientific and Practical Conference "Automated Furnace Units and Energy Saving Technologies in Metallurgy". Moscow. December 3–5, 2002]. pp. 424–426. (In Russ.).
3. Bondarenko A.A., Gorbik A.S., Dyshevich G.G. The study of heat stress of different parts of the tuyeres. *Stal'*. 1983, no. 7, pp. 11–12. (In Russ.).
4. Grigor'ev V.N., Urbanovich G.I., Urbanovich E.G. etc. *Sposob podgotovki k rabote furmy domennoi pechi* [Method of preparation for work of blast furnace tuyere]. Patent RF no. 2215043, MKI S21V7/16. *Byulleten' izobretenii*. 2002, no. 30. (In Russ.).
5. Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Lyapin S.S. etc. *Sposob podgotovki furmy domennoi pechi* [The method of preparing the tuyere of a blast furnace]. Patent RF no. 2387716, S21V7/16. *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 12. (In Russ.).
6. Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Vasil'ev D.S. etc. *Sposob podgotovki k rabote vozdukhnoi furmy domennoi pechi* [Method of preparation for work of the air tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2465333, S21V7/16. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 30. (In Russ.).
7. Bagretsov E.D., Ruzhal'skii Yu.I. *Dut'evaya furma domennoi pechi s ognepornoj vstavkoi* [Blast tuyere of a blast furnace with a refractory insert]. Certificate of authorship USSR no. 159870. MPK S21V. *Byulleten' izobretenii*. 1964, no. 2. (In Russ.).
8. Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Radyuk L.V. *Sposob podgotovki k rabote vozdukhnoi furmy domennoi pechi* [Method of preparation for work of the air tuyere of blast furnace]. Patent RF no. 2491351, S21V7/16. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 32. (In Russ.).
9. Zhuk V.I. Analysis of thermal operation of the air tuyeres of the blast furnace. *Vestnik priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2002. Issue 12, pp. 25–30. (In Russ.).
10. Lavrov V.V., Spirin N.A., Rybolovlev V.Yu. A model study of the wall temperature of the air tuyere of blast furnace. *Izvestiya VUZov Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2000, no. 2, pp. 46–49. (In Russ.).
11. Manshilin A. G., Skladanovskii E. N., Netsvetov V. I. etc. *Dut'evaya furma domennoi pechi i sposob naneseniya zashchitnogo pokrytiya na dut'evuyu furmu domennoi pechi* [Blast tuyere of a blast furnace and a method of applying a protective coating on the blast tuyere of a blast furnace]. Patent RF no. 2235789. MKI S21V7/16. *Byulleten' izobretenii*. 2004, no. 15. (In Russ.).
12. Kutateladze S.S., Borishchanskii V.M. *Spravochnik po teploperedache* [Heat transfer: Handbook]. Leningrad–Moscow: Gosenergoizdat, 1959, 414 p. (In Russ.).
13. Kirillova N.L., Radyuk A.G., Gorbatyuk S.M. etc. Calculation of coefficients of heat transfer to surfaces of the air tuyere of a blast furnace from the hearth and hot blast. In: *Sovremennye problemy gumanitarnykh i estestvennykh nauk: materialy XIII mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii 21–22 dekabrya 2012 g. v 2 t., t. I* [Modern problems of Arts and Sciences: Proceedings of XIII International Scientific and Practical Conference on December 21–22, 2012, in 2 vols., vol. I]. Moscow: Izd-vo "Spetskniga", 2012, pp. 132–135. (In Russ.).
14. Kirillova N.L., Radyuk A.G., Titlyanov A.E. Reducing heat loss through the surface of blast-furnace tuyeres. *Metallurgist*. 2014, vol. 57, no. 9–10, pp. 878–882.
15. Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Kirillova N.L. The use of panels of carbon fabric for insulation of the surface of air tuyeres of blast furnaces. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2015, no. 3, pp. 38–41. (In Russ.).

Information about the authors:

A.G. Radyuk, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Leading Researcher of the Chair "Technology and Equipment for Pipe Production"

(radjuk@rambler.ru)

A.E. Titlyanov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair "Technology and Equipment for Pipe Production"

T.Yu. Sidorova, Senior Lecturer of the Chair "Technology and Equipment for Pipe Production" (omd-uchsek@ya.ru)

Received February 26, 2016

УДК: 621.771.014.2

РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УДЕЛЬНОЙ СИЛЫ МЕТАЛЛА НА ВАЛОК В ПРОЦЕССЕ РАСКАТКИ ТРУБ НА ТРЕХВАЛКОВОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

Харитонов Е.А., к.т.н. доцент, старший научный сотрудник кафедры

«Обработка металлов давлением» (nx-omd@mail.ru)

Будников А.С., магистр, инженер кафедры

«Обработка металлов давлением» (far128@yandex.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

Аннотация. Особенностью силовых параметров процесса винтовой раскатки труб в трехвалковом стане является наличие двух зон: редуцирования и обжатия с различными удельными силами металла на валок. Зона редуцирования образуется в результате тангенциального истечения, а также пластического изгиба стенки гильзы в зазорах между валками и зависит от настроечных параметров стана, геометрических параметров получаемой трубы, а именно отношения диаметра к толщине стенки D/S . Компьютерное моделирование процесса раскатки показало, что распределенная сила или усилие металла на валок в зоне редуцирования составляет 75 % от усилия в зоне обжатия, где осуществляется основная деформация стенки гильзы. Усилие редуцирования зависит в основном от толщины стенки гильзы. С изменением толщины стенки гильзы по длине очага деформации удельная сила в зоне редуцирования уменьшается в среднем на 20 МПа. В зоне обжатия значение усилий металла на валок зависит от ширины контактной поверхности и воздействия дополнительных сжимающих и растягивающих напряжений со стороны оправки раскатного стана. Определение усилий в зоне обжатия дает возможность оценочного расчета силы, действующей на оправку, что особенно актуально при расчете режимов раскатки на контролируемо-перемещаемой оправке.

Ключевые слова: силовые параметры, раскатки гильз в стане винтовой прокатки, трехвалковый раскатной стан, ширина контактной поверхности, линии скольжения, очаг деформации, напряжения, валок, оправка, гильза, труба.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-628-633

Методика определения деформационных параметров, ширины и площади контактной поверхности металла с валком рассмотрены в работе [1], где отмечено, что в процессе раскатки осуществляется редуцирование диаметра раската и обжатие стенки трубы. Аналогично в процессе прошивки [2] выделяются два участка: прошивной, соответствующей участку обжатия при раскатке с усилием p_c и раскатной, соответствующий редуцированию с усилием p_p , составляющим 75 % от p_c .

Удельную силу металла на валок в различных точках очага деформации раскатного стана можно определить при помощи компьютерного моделирования. Компьютерное моделирование процесса раскатки гильз в готовые трубы с соотношением диаметра к толщине стенки D/S , равным 7, 8, 10, 12 из стали ШХ15 было проведено с использованием программного комплекса DEFORM [3]. Исходные геометрические размеры гильз и полученных труб представлены в табл. 1. Сила, дейст-

Таблица 1

Параметры моделирования процесса раскатки и значения средних удельных сил

Table 1. Modeling parameters of rolling process and the values of average specific forces

| D/S | Параметры трубы | | Параметры гильзы, мм | | Температура раскатки, T , °С | p_p , МПа | p_c , МПа | p_p/p_c |
|-------|---------------------|----------------------------|----------------------|-----------------------|--------------------------------|-------------|-------------|-----------|
| | Диаметр, D_T , мм | Толщина стенки, S_T , мм | Диаметр, D_T | Толщина стенки, S_T | | | | |
| 7 | 86 | 12,5 | 122,0 | 28,0 | 1100 | 103 | 132 | 0,78 |
| 8 | | | 179,4 | 33,5 | | 107 | 133 | 0,80 |
| 10 | | | 179,2 | 29,6 | | 88 | 130 | 0,67 |
| 12 | | | 181,8 | 28,0 | | 93 | 123 | 0,73 |

вующая со стороны металла на валок по компьютерной модели процесса раскатки гильзы $D_r \times S_r = 122 \times 28$ мм в трубу $D_t \times S_t = 83 \times 12$ мм при температуре исходной гильзы 1100°C равна 653 кН. Согласно тензометрическому исследованию, проведенному на промышленном ТПА [4], сила металла на валок в процессе раскатки трубы с аналогичными параметрами составляет 600 – 610 кН. Разница между усилиями компьютерной модели и данными, полученными в работе [4], не превышает 10 %. Следовательно, результаты компьютерного моделирования можно считать адекватными.

На рис. 1 показана эпюра средней удельной силы, распределенной по длине очага деформации в зоне обжатия для процесса раскатки трубы с $D/S = 12$.

На входном участке в зоне редуцирования гильзы среднее значение удельной силы металла на валок (сечение $I-I$) составляет 96 МПа. При обжатии стенки значение удельных сил увеличивается, среднее значение составляет 116 МПа (сечение $II-II$). Для раскатки толстостенной и тонкостенной труб изменение удельной силы в области обжатия перед гребнем составляет 6 – 10 %.

Наибольших значений удельная сила металла на валок достигает в зоне интенсивного обжатия стенки раската, т.е. на гребне вала. В сечении $III-III$ (середина гребня вала) удельная сила равна 139 МПа.

На калибрующем участке в зоне обжатия стенки раската, длина которой составляет 1/3 шага подачи от гребня вала, среднее значение удельной силы составляет 115 МПа (сечение $IV-IV$).

Сечение $V-V$ располагается в середине калибрующего участка, где осуществляется редуцирование диаметра трубы [5], значение удельной силы соответствует зоне редуцирования и составляет 89 МПа. Удельная сила в зоне редуцирования на калибрующем участке в сечении $V-V$ меньше, чем на входном в сечении $I-I$, что объясняется уменьшением толщины стенки раската.

Распределение средней удельной силы по ширине контакта металла с валком в процессе раскатки трубы с $D/S = 12$ показано на рис. 2.

По ширине контактной поверхности, как и по ее длине в зоне редуцирования, удельная сила меньше, чем в зоне обжатия. В процессе раскатки отношение p_p/p_c изменяется следующим образом: $p_p/p_c = 0,83$ в сечении $II-II$; $p_p/p_c = 0,69$ в сечении $III-III$; $p_p/p_c = 0,78$ в сечении $IV-IV$. Поскольку в зоне редуцирования, которой соответствуют сечения $I-I$ и $V-V$, нет обжатия стенки раската, то по всей ширине контактной поверхности действует только усилие p_p . Отношение p_p/p_c на входном участке и гребне вала уменьшается, а на калибрующем участке в зоне обжатия стенки увеличивается. Среднее значение отношения p_p/p_c в зоне обжатия стенки гильзы составляет 0,76 от p_c . В табл. 1 представлены средние значения p_p/p_c для процессов раскатки труб с $D/S = 7, 8, 10, 12$.

Существуют несколько аналитических методов определения усилий металла на рабочий инструмент в процессе обработки металлов давлением. Метод характеристик или линий скольжения [6 – 7] широко применяется при определении усилия в процессах ков-

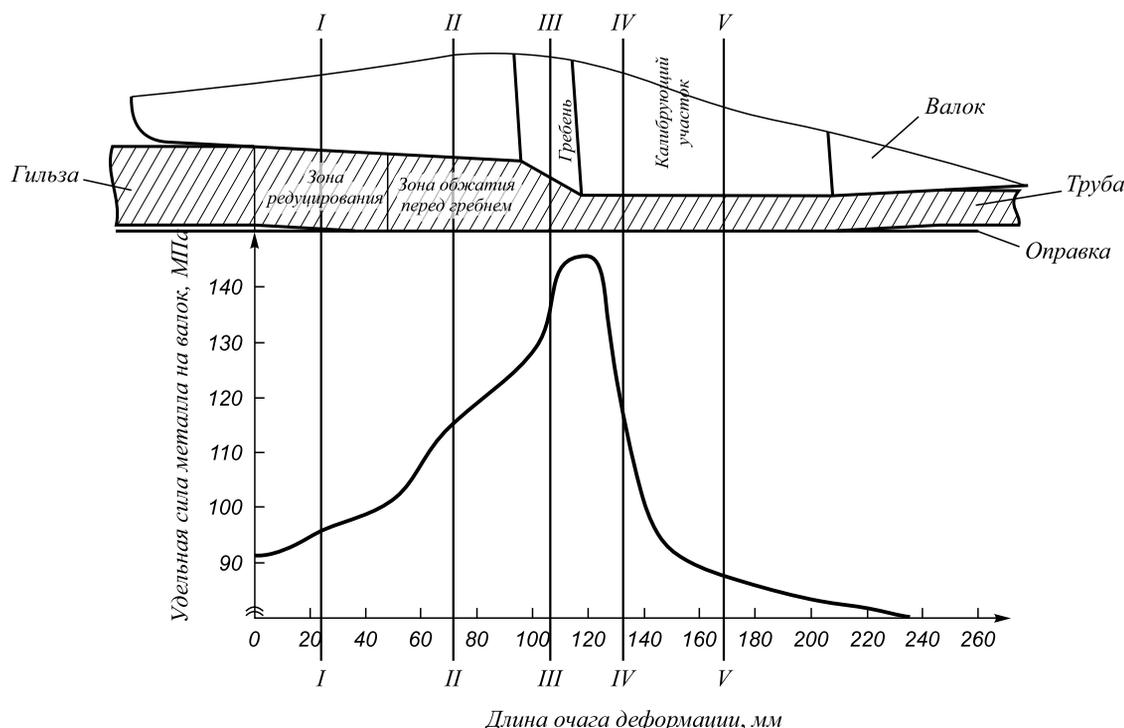


Рис. 1. Распределение средней удельной силы металла на валок в зоне обжатия стенки p_c

Fig. 1. Distribution of average specific metal force on the roll in the compression zone of wall

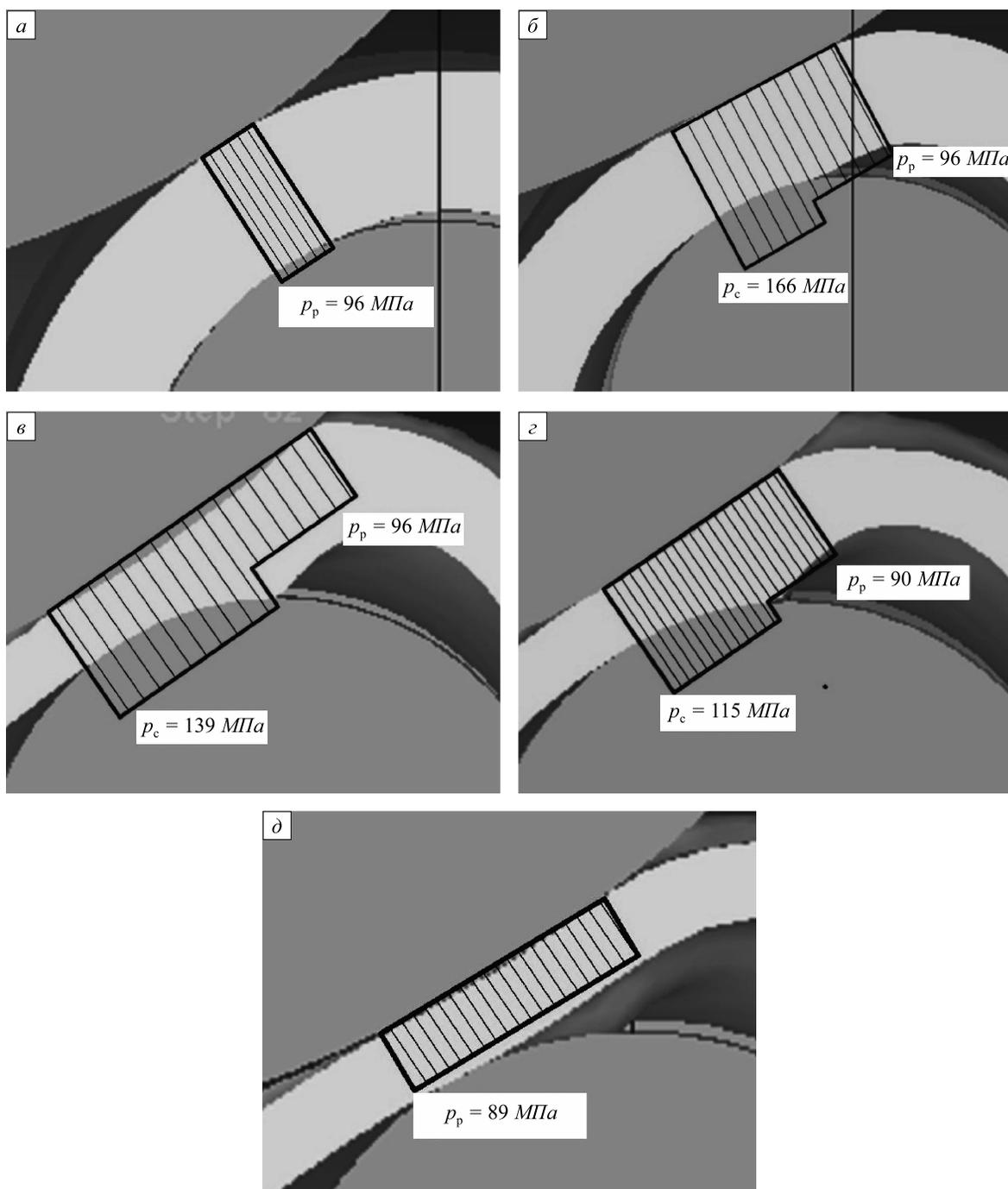


Рис. 2. Средние удельные силы металла на валок по ширине контактной поверхности в сечении:
a – I-I; *б* – II-II; *в* – III-III; *г* – IV-IV; *д* – V-V

Fig. 2. Average specific metal forces on the roll along the contact surface width:
a – I-I; *б* – II-II; *в* – III-III; *г* – IV-IV; *д* – V-V

ки и штамповки [8]. В работе [9] описывается анализ деформационно-кинематических и граничных условий процесса прошивки в двухвалковом стане при помощи методики линий скольжения, траектории которых описываются уравнением логарифмической спирали. В работе Л. Прандтля, а так же ряда других авторов [10 – 15], представлено решение задачи по определению удельных сил на валок в процессах винтовой и поперечной прокатки.

Для решения задачи по определению среднего значения p_p воспользуемся методом, представленным в работе Л. Прандтля, в котором не учитывается трение на контактной поверхности металла с валком. Рассмотрим случай сжатия полого цилиндрического образца с внешним и внутренним радиусами, равными соответственно R и r (рис. 3). Если пренебречь деформацией в направлении оси полого цилиндра, а так же силой трения, напряженное состояние можно представить полем

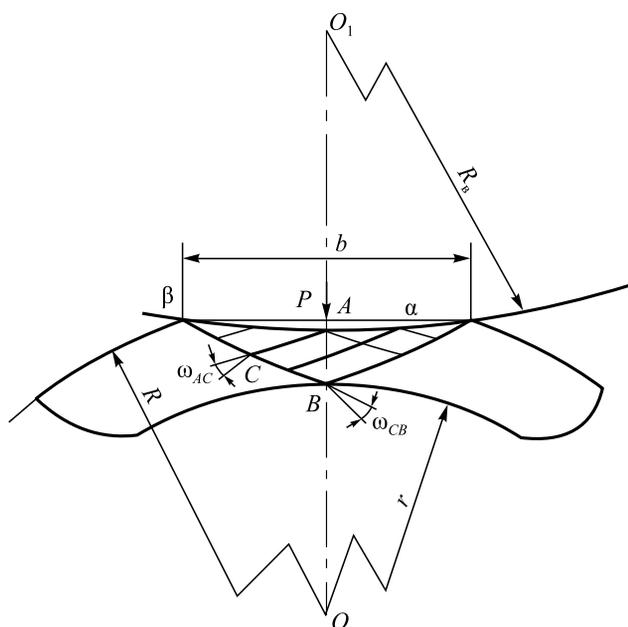


Рис. 3. Поле линий скольжения в зоне редуцирования:
P – сила, действующая со стороны металла на валок; *R_b* – радиус валка; *R* и *r* – внешний и внутренний радиус полого цилиндра соответственно; *b* – ширина контактной поверхности металла с валком

Fig. 3. Field of slip lines in the reduction zone:
P – force acting by the metal on the roll, *R_b* – roll radius, *R* and *r* – external and internal radius of the hollow cylinder, *b* – width of the contact surface of the metal and the roll

линий скольжения, состоящим из линий скольжения семейства α и β . В точке *A* действует сила *P* со стороны валка радиусом *R_b*, точка *B* расположена на внутренней поверхности цилиндра.

В результате решения задачи методом линий скольжения с принятыми допущениями, можно определить *p_p*

$$p_p = \sigma_t \left[\left(2 + \frac{D_b}{S} \right) \ln \left(\frac{2S}{D_b} + 1 \right) - 1 \right], \quad (1)$$

где *D_b* – диаметр валка, мм; *S* – толщина стенки раската, мм; σ_t – предел текучести материала при заданной температуре, МПа.

Согласно соотношению (1) среднее значение удельной силы металла на валок в зоне редуцирования по длине очага деформации будет уменьшаться, так как уменьшается толщина стенки гильзы, что не противоречит результатам моделирования.

В табл. 2 представлены значения усилия в зоне редуцирования *p_{pp}*, полученные по формуле (1) для раскатки труб с *D/S* = 7, 8, 10, 12.

Разница между расчетными значениями *p_{pp}*, полученными по формуле (1), и результатами компьютерного моделирования составляет 23 – 36 %. Такое расхождение можно объяснить тем, что формула (1) не учитывает условия трения на контактной поверхности металла с валком в процессе раскатки, а так же соотношение *D/S* (см. табл. 1). Для определения коэффициента, учитывающего трение, в программном комплексе DEFORM смоделирован процесс сжатия полого цилиндрического образца согласно рассмотренной задаче с учетом и без учета касательных сил трения. При максимальном значении коэффициента трения [15] по Зибелю, равном 1, *p_p* = 111 МПа, без учета трения – 70 МПа. Усилие на валок при сжатии цилиндра с учетом трения на 37 % больше, чем без учета.

По полученным результатам видно, что коэффициент, учитывающий условия трения и *D/S* раскатываемой трубы $a = \frac{1}{p_p/p_{pp}}$, изменяется в диапазоне от 1,30 до 1,56

$$p_p = a \sigma_t \left[\left(2 + \frac{D_b}{S} \right) \ln \left(\frac{2S}{D_b} + 1 \right) - 1 \right], \quad (2)$$

где *a* – коэффициент, учитывающий трение и отношение *D/S*, равный 1,53 – 1,56 для толстостенных труб и 1,30 – 1,35 для тонкостенных.

В табл. 2 представлены значения усилия *p_{pp}* в зоне редуцирования, рассчитанные по формуле (2). Значения усилия *p_{pp}* не превышают 10 %.

Поскольку отношение $k = p_p/p_c$ (см. табл. 1) изменяется в пределах 0,67 – 0,8, то усилие в зоне редуцирования можно определить следующим образом:

Таблица 2

Усилия в зоне редуцирования

Table 2. Stress in reduction zone

| <i>D/S</i> | <i>p_p</i> , полученное при моделировании в DEFORM, МПа | Расчетное значение <i>p_{pp}</i> без учета трения | | | Расчетное значение <i>p_{pp}</i> с учетом трения | |
|------------|---|---|--|-------------|--|-------------|
| | | <i>p_{pp}</i> , МПа | <i>p_{pp}</i> / <i>p_p</i> | разница в % | <i>p_{pp}</i> , МПа | разница в % |
| 7 | 103 | 67 | 0,65 | 35 | 96 | 7 |
| 8 | 107 | 69 | 0,64 | 36 | 99 | 8 |
| 10 | 88 | 68 | 0,77 | 23 | 97 | 10 |
| 12 | 93 | 69 | 0,74 | 26 | 99 | 6 |

$$P_c = \frac{P_p}{k}, \quad (3)$$

где $k = 0,78 - 0,80$ для толстостенных труб и $0,67 - 0,73$ для тонкостенных.

Это значительно упрощает расчет усилий на валки и дает точность расчета 5 – 10 %.

Выводы. В процессе раскатки трубы в трехвалковом раскатном стане из-за значительной овальности раската площадь контактной поверхности металла с валком состоит из двух зон: в первой осуществляется редуцирование раската (уменьшение его диаметра), а во второй обжатие стенки. Удельная сила в зоне редуцирования составляет 78 – 80 % от усилия в зоне обжатия для толстостенных труб с D/S до 8 и 67 – 73 % для тонкостенных с D/S больше 8.

В зоне редуцирования усилие металла на валок зависит от толщины стенки раската, диаметра вала, параметров трения на контактной поверхности, отношения D/S раскатываемой трубы и определяется по уравнению (2) с учетом коэффициента a , равного 1,30 – 1,35 для раскатки толстостенных и 1,53 – 1,56 для раскатки тонкостенных труб.

На гребне вала удельные усилия достигают максимальных значений. При раскатке толстостенных и тонкостенных труб изменение удельного усилия на входном и калибрующем участках составляет 6 – 10 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Харитонов Е.А., Романенко В.П., Будников А.С. Разработка методики расчета деформационных параметров при раскатке гильз в трехвалковом стане винтовой прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 3. С. 167 – 172.
- Коликов А.П., Романцев Б.А. Теория обработки металлов давлением: Учебник. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 451 с.
- Практическое руководство к программному комплексу DEFORM 3D: Учеб. пособие / В.С. Паршин, А.П. Карамышев, И.И. Некрасов и др. – Екатеринбург: УрФУ, 2010. – 266 с.
- Минтаханов М. А. Исследование и совершенствование процесса раскатки труб и оборудования на установках с трехвалковым раскатным станом: Дисс. ... канд. техн. наук. – М.: Изд. Дом МИСиС 1979. – 164 с.
- Харитонов Е.А., Романенко В.П., Будников А.С. Моделирование процесса раскатки труб на трехвалковом раскатном стане винтовой прокатки // Сталь. 2014. № 10. С. 44 – 47.
- Белевич А.В. Моделирование показателей пластичности и сопротивления деформации сталей и сплавов: Практикум. – Владимир: ВлГУ, 2005. – 84 с.
- Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.
- Тюрин В.А., Мохов А.И. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов. – Волгоград: РПК «Политехник», 2000. – 416 с.
- Никулин А.Н. Винтовая прокатка. Напряжения и деформации. – М.: Металлургиздат, 2015. – 380 с.
- Тетерин П.К. Теория поперечно-винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1971. – 368 с.
- Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов. – М.: Машиностроение, 1971. – 424 с.
- Зайков М.А., Полухин В.П., Зайков А.М. Процесс прокатки. – М.: МИСиС, 2004. – 640 с.
- Харитонов Е.А., Буров И.А., Романенко В.П., Вольшонков И.З. Совершенствование методики расчета геометрии очага деформации и калибровок валков станов радиально-сдвиговой прокатки при больших углах подачи // Изв. вуз. Черная металлургия. № 3. 2010. С. 29 – 31.
- Основы теории обработки металлов давлением: Учебник для вузов / И.И. Иванов, А.В. Соколов и др. – М.: ИНФА, 2007. – 144 с.
- Лакашин Н.Д., Кохан Л.С. Обработка металлов давлением: Учеб. пособие для вузов. – М.: МГВМИ, 2006. – 424 с.

Поступила 12 апреля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. No. 9, pp. 628–633.

DISTRIBUTION OF SPECIFIC METAL FORCES ON THE ROLL AT PIPE ROLLING IN THREE-ROLL SCREW-ROLLING MILL

E.A. Kharitonov, A.S. Budnikov

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

Abstract. The peculiarity of power parameters of screw rolling process of pipes on a three-roll rolling mill is the presence of two areas: reduction and compression with different specific forces of metal acting on the roll. The reduction zone is formed by a tangential expiration, as well as plastic bending sleeve wall in the gaps between the rolls and depends on the mill chamber tuning parameters, geometric parameters of the derived pipe, namely, the ratio of the diameter to the wall thickness D/S . Computer modeling of rolling process has shown that a distributed force or stress of the metal on the roll in the reduction zone is 75% of the effort in the compression zone with either major deformation of the liner wall. Stress reduction in the deformation depends primarily on the wall thickness of the liner. With the change of the liner wall thickness along the length of the deformation zone specific force in the reduction zone is reduced by an average of 20 MPa. In the compression zone, the value of the metal efforts on the roll depends on the width

of the contact surface and the impact of additional compressive and tensile stresses from the reeling mandrel mill. Determination of compression forces in the drafting area makes it possible to calculate the estimated force acting on the mandrel, which is especially important in the calculation of rolling modes on the controlled movable mandrel.

Keywords: power parameters, rolling mill, liner, screw rolling, three-roll rolling mill, width of the contact surface, slip line, deformation zone, tension roller, mandrel, sleeve, pipe.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-628-633

REFERENCES

- Kharitonov E.A., Romanenko V.P., Budnikov A.S. Development of calculating method of the deformation parameters during rolling out in a three-roll mill liners of screw rolling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 3, pp. 167–172. (In Russ.).
- Kolikov A.P., Romantsev B.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: uchebnik* [Theory of metal forming: Textbook]. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015, 451 p. (In Russ.).

3. Parshin V.S., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Pugin A.I., Fedulov A.A. *Prakticheskoe rukovodstvo k programmnomu kompleksu DEFORM 3D: uchebnoe posobie* [How to use the program complex DEFORM 3D: Manual]. Ekaterinburg: UrFU, 2010, 266 p. (In Russ.).
4. Mintakhanov M.A. *Issledovanie i sovershenstvovanie protsessa raskatki trub i oborudovaniya na ustanovkakh s trekhvalkovym raskatnym stanom: Dis...kand. tekhn. nauk* [Research and improvement of the process of pipes rolling and equipment in facilities with a tree-roll rolling mill: Cand. Tech. Sci. Diss.]. Moscow, 1979, 164 p. (In Russ.).
5. Kharitonov E.A., Romanenko V.P., Budnikov A.S. Pipe behavior in a three-roller screw-rolling mill. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 10, pp. 769–772.
6. Belevich A.V. *Modelirovanie pokazatelei plastichnosti i soprotivleniya deformatsii stali i splavov: praktikum* [Simulation of parameters of plasticity and strain resistance of steels and alloys: case study]. Vladimir: VIGU, 2005, 84 p. (In Russ.).
7. Gromov N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: ucheb. Dlya vuzov* [Theory of metal forming: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya 1978, 360 p. (In Russ.).
8. Tyurin V.A., Mokhov A.I. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: ucheb. dlya vuzov* [Theory of metal forming: Textbook for universities]. Volgograd: RPK “Politekhnik”, 2000. 416 p. (In Russ.).
9. Nikulin A.N. *Vintovaya prokatka. Napryazheniya i deformatsii. Monografiya* [Screw rolling. Stress and strain. Monograph]. Moscow: Metallurgizdat, 2015, 380 p. (In Russ.).
10. Teterin P.K. *Teoriya poperechno-vintovoi prokatki* [Theory of screw rolling process]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 368 p. (In Russ.).
11. Storozhev M.V., Popov E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: ucheb. dlya vuzov* [Theory of metal forming: Textbook for universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 424 p. (In Russ.).
12. Zaikov M.A., Polukhin V.P., Zaikov A.M. *Protsess prokatki* [Rolling process]. Moscow: MISiS, 2004, 640 p. (In Russ.).
13. Kharitonov E.A., Burov I.A., Romanenko V.P., Vol'shonok I.Z. Improving the method for calculating the gap geometry and calibrations of rolls of radial-shear rolling mills at high angles of supply. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 3 pp. 29–31. (In Russ.).
14. Ivanov I.I., Sokolov A.V. etc. *Osnovy teorii obrabotki metallov davleniem: ucheb. dlya vuzov* [Elements theory of metal forming: Textbook for universities]. Moscow: INFA, 2007, 144 p. (In Russ.).
15. Lakashin N.D., Kokhan L.S. *Obrabotka metallov davleniem: ucheb posobie dlya vuzov* [Metal forming: Manual for universities]. Moscow: MGVMi, 2006, 424 p. (In Russ.).

Information about the authors:

E.A. Kharitonov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher of the Chair “Metal Forming” (nx-omd@mail.ru)
A.S. Budnikov, MA Student, Engineer of the Chair “Metal Forming” (fiar128@yandex.ru)

Received April 12, 2016

К МАТЕМАТИЧЕСКОМУ МОДЕЛИРОВАНИЮ СЛОЕВЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ И АГРЕГАТОВ. СООБЩЕНИЕ 1*

Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

Фатхутдинов А.Р., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

*Девярых Е.А., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (evgeny.9h@gmail.com)*

Девярых Т.О., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

*Спирин Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Теплофизика
и информатика в металлургии»*

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

Аннотация. Выполнена постановка задачи разработки математических моделей газодинамики и стационарного теплообмена в шахтных слоевых печах, в которых газовый поток перемещается в сложной системе искривленных каналов переменной кривизны и площади поперечного сечения. Проблема разработки комплексных математических моделей слоевых металлургических печей и агрегатов состоит в том, чтобы получить уравнения течения газа в движущемся слое, связывающие среднюю скорость в межкусковом пространстве (истинную скорость), его действительное давление и температуру, так как именно от этих величин зависит интенсивность протекания физико-химических превращений. Решение этой проблемы выполнено с использованием параллели между течением газа в слое и движением гипотетической жидкости, занимающей весь объем аппарата, включая и объем кусковых материалов.

Ключевые слова: слоевой процесс, теплообмен, порозность слоя, вихревое течение, математическое описание, эквивалентные характеристики.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-634-638

Одной из главных проблем развития теории слоевых металлургических процессов является обеспечение максимального использования объема агрегатов, теплового и восстановительного потенциалов газов и, в конечном счете, достижение максимальной производительности печей и минимального расхода топлива.

С точки зрения этой проблемы исключительно большое значение имеет математическое описание физико-механических, тепловых и химических процессов, протекающих в слоевых металлургических печах и агрегатах, создание математических моделей агрегатов различного назначения.

Проблема разработки комплексных математических моделей слоевых металлургических печей и агрегатов состоит в том, чтобы получить уравнения течения газа в движущемся слое, связывающие среднюю скорость в межкусковом пространстве (истинную скорость), его действительное давление и температуру, так как именно от этих величин зависит интенсивность протекания физико-химических превращений. При этом должны выполняться законы сохранения массы, количества движения и энергии. По-видимому, решение этой проблемы должно быть основано на до-

стижениях современной теории сплошной среды [1] с использованием параллели между течением газа в слое и движением гипотетической жидкости, занимающей весь объем аппарата, включая и объем кусковых материалов. Последовательное удовлетворение требования равенства динамических свойств этой жидкости локальным усредненным параметрам действительной неоднородной среды (совокупность кусковых материалов и газов) позволяет свести сложную проблему движения газов в слое переменной структуры к относительно простой задаче движения однородной жидкости, преодолевающей, однако, некоторое добавочное сопротивление.

Подробный вывод всех уравнений газомеханики слоя в данном подходе приведен в работах [2 – 5], поэтому здесь ограничимся лишь иллюстрацией реализации аналогии течения газа в реальном слое и гипотетической однородной жидкости на примере уравнения неразрывности. Остальные уравнения приведем без вывода.

Итак, пусть шахтная печь произвольного профиля заполнена кусковым материалом с порозностью ϵ и просветностью $\epsilon_{\text{п}}$. В общем случае ϵ и $\epsilon_{\text{п}}$ являются функциями формы загруженных кусков и координат. Снизу в слой через фурмы или иным образом вдувается газ. Теплофизические свойства среды являются функ-

* Работа выполнена при финансовой поддержке, постановление № 211 Правительства РФ, контракт № 02.А03.21.0006.

циями давления, температуры и координат. Газ отдает теплоту материалу, может вступать с ним в химическое взаимодействие. Требуется найти распределение скоростей, давлений, температур и концентраций компонентов газа по высоте и сечению печи.

Выделим в слое элементарный объем V (м^3). Газ в этом объеме занимает V' (м^3). Если его плотность ρ ($\text{кг}/\text{м}^3$), то масса газа в выделенном объеме составит $\rho V'$ (кг).

Рассмотрим баланс массы в элементе объема V . Изменение массы газа в этом объеме равно

$$\frac{d}{d\tau} \int_{V'} \rho dV' = \int_V \frac{\partial}{\partial \tau} \left(\rho \frac{dV'}{dV} \right) dV = \int_V \frac{\partial}{\partial \tau} (\rho \varepsilon) dV, \quad (1)$$

где ε – средняя порозность слоя в объеме V :

$$\varepsilon = \frac{dV'}{dV} = \frac{1}{dV} \int_{V'} \varepsilon_n dV, \quad (2)$$

где ε_n – локальное (местное) значение порозности.

Изменение массы равно ее потоку через замкнутую поверхность S' (контур) объема V' , причем полный поток массы в этом случае составляет

$$\oint_{S'} (\rho \vec{v}) d\vec{S}' = \oint_S (\rho \vec{v}) \left(\frac{dS'}{dS} \right) d\vec{S} = \oint_S (\rho \varepsilon_n \vec{v}) d\vec{S} = \oint_S (\rho \varepsilon_n \vec{v}) \vec{n} dS, \quad (3)$$

где ε_n – средняя просветность слоя в объеме V ; n – нормаль к поверхности контура S' .

Учитывая действие внутренних источников (стоков) массы мощностью q_V (образование массы вследствие физико-химических превращений), после преобразования поверхностного интеграла в объемный по формуле Остроградского–Гаусса [6 – 8] получаем

$$\int_V \left[\frac{\partial}{\partial \tau} (\rho \varepsilon) + \nabla (\rho \varepsilon_n \vec{v}) - q_V \right] dV = 0, \quad (4)$$

откуда из-за произвольности объема V находим

$$\frac{\partial}{\partial \tau} (\rho \varepsilon) + \nabla (\rho \varepsilon_n \vec{v}) = q_V. \quad (5)$$

Сопоставляя выражение (5) с уравнением неразрывности гипотетического сплошного потока [9 – 11]

$$\frac{\partial \rho_*}{\partial \tau} + \nabla (\rho_* \vec{v}_*) = q_V, \quad (6)$$

находим, что соотношения (5) и (6) становятся эквивалентными, если выполняются равенства

$$\rho_* = \varepsilon \rho; \quad v_* = \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} \right) v. \quad (7)$$

Таким образом, как показано в работах [12, 13], физический смысл содержания равенств (7) заключается

в следующем. Для описания процессов, протекающих в слое, возможно использование уравнений, полученных для сплошной среды, если известны эффективные значения ее теплофизических параметров. Совершенно очевидно, что эти значения не равны значениям параметров реального газа. Следует также подчеркнуть то обстоятельство, что любая математическая модель движения газа в слое описывает закономерности изменения среднестатистических характеристик поля течения.

При выводе уравнений движения обычно принимают в качестве постулата принцип напряжений Коши [4, 5, 9], утверждающий, что для любой замкнутой поверхности Ω существует распределение вектора напряжений t с результирующей и моментом, эквивалентными полю сил, действующую на сплошную среду, заключенную внутри Ω , со стороны среды, расположенной вне этой поверхности. Предполагается, что в данный момент времени вектор t зависит только от положения и ориентации элемента поверхности dS , т.е. если обозначить через n внешнюю нормаль к поверхности Ω , то $t = t(x, \tau, n)$.

Напомним теперь основной принцип динамики движения жидкости, называемый принципом сохранения количества движения [4, 5, 9]: «скорость изменения количества движения жидкости, заключенной в движущемся объеме Σ , равна результирующей сил, действующих на эту жидкость».

Аналитическим выражением этого принципа является уравнение

$$\frac{d}{d\tau} \int_{\Sigma} \rho_* \vec{v}_* dV = \int_{\Sigma} \rho_* \vec{f} dV + \int_{\Omega} \vec{i}_* dS, \quad (8)$$

где f – поле внешних сил, отнесенное к единице массы.

Выполняя усреднение этого уравнения по объему V , как это было сделано для уравнения баланса массы [4], приходим к промежуточной форме уравнений движения

$$\begin{aligned} \varepsilon \rho \frac{d}{d\tau} \left(\frac{\varepsilon_n \vec{v}}{\varepsilon} \right) &= \varepsilon \rho \vec{g} - \text{grad}(\varepsilon_n p) - \\ &- \frac{2}{3} \text{grad} \left[\varepsilon_n \mu \text{div} \left(\frac{\varepsilon_n \vec{v}}{\varepsilon} \right) \right] + 2 \text{div}(\varepsilon_n \mu D) + R, \end{aligned} \quad (9)$$

где p – давление газа; μ – коэффициент динамической вязкости газа; R – дополнительное сопротивление, возникающее при переходе от реального газа к однородной жидкости; D – тензор скорости деформации с компонентами

$$D_{ij} = 0,5 \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right), \quad (10)$$

где $i, j = 1, 2, 3$; $x_1 = x, x_2 = y, x_3 = z$; $v_1 = u, v_2 = v, v_3 = w$. Отметим, что в уравнении (9) $d/d\tau$ характеризует так

называемую полную или субстанциональную производную, т.е. $\frac{d}{d\tau} = \frac{\partial}{\partial \tau} + u\left(\frac{\partial}{\partial x}\right) + v\left(\frac{\partial}{\partial y}\right) + w\left(\frac{\partial}{\partial z}\right)$.

Последнее слагаемое правой части уравнения (9), представляющее собой дополнительное сопротивление движению газа через слой, при современном уровне развития знаний невозможно выразить в квадратурах. Единственным способом определения значения R является эксперимент. Ясно, однако, что сопротивление R должно быть однозначной функцией порозности слоя, т.е. $R = R(1 - \varepsilon)$, так как в отсутствии твердых частиц ($\varepsilon = 1$) величина $R \equiv 0$. В литературе [2 – 4, 14 – 16] обсуждаются различные аппроксимации результатов экспериментального определения R . В работе [4] утверждается, что наиболее достоверной зависимостью для условий работы шахтных металлургических печей является

$$R = -2\text{div}(\varepsilon_n \mu D) + \frac{2}{3} \text{grad} \left[\varepsilon_n \mu \text{div} \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} v \right) \right] - 150 \left(\frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon d_k \Phi} \right)^2 \mu \frac{\varepsilon_n^2}{\varepsilon} v - 1,75 \left(\frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon d_k \Phi} \right) \rho \frac{\varepsilon_n^2}{\varepsilon} \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} |v| \right) v. \quad (11)$$

Последние два слагаемые соотношения (11) для R определяют так называемый закон сопротивления С. Эргана.

С использованием (11) уравнения движения (9) упрощаются и принимают вид

$$\varepsilon \rho \frac{d}{d\tau} \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} v \right) = \varepsilon \rho g - \text{grad}(\varepsilon_n p) - \left[150 \left(\frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon d_k \Phi} \right) \mu + 1,75 \rho \frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} |v| \right] \frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon d_k \Phi} \frac{\varepsilon_n^2}{\varepsilon} v. \quad (12)$$

Вместо соотношения С. Эргана можно применять любую экспериментальную зависимость [2 – 4, 14 – 16].

Уравнение энергии выводится способом, аналогичным изложенному в работе [4]. При этом необходимо дополнительно учесть два обстоятельства. Во-первых, перенос теплоты теплопроводностью осуществляется не только в газе, но и от газа к поверхности частиц материала. Поскольку для оценки последней составляющей теплопереноса нужны данные по выявлению закономерностей развития теплового и динамического пограничных слоев, то целесообразно заменить это слагаемое законом Ньютона для теплоотдачи конвекцией. Во-вторых, наличие дополнительной силы сопротивления в уравнениях движения приводит к появлению в уравнении энергии слагаемого, характеризующего переход механической энергии в тепловую. Опуская промежуточные выкладки [2 – 4], запишем окончательный результат

$$\varepsilon \rho C_v \frac{dT}{d\tau} = \varepsilon \rho q_R + \text{div}(\varepsilon_n \lambda \text{grad} T) - \alpha_v (T - t) - \varepsilon_n p \text{div} \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} v \right) - \frac{2}{3} \varepsilon_n \mu \left[\text{div} \left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon} v \right) \right]^2 + 2 \varepsilon_n \mu \sum_{i,j} D_{i,j}^2 + q'_r, \quad (13)$$

где C_v – теплоемкость газа (кДж/(кг·К)); λ – коэффициент теплопроводности газа (Вт/(м·К)); α_v – объемный коэффициент теплообмена (Вт/(м³·К)); q_R – скорость притока теплоты за счет излучения (Вт/кг); q'_r – источник (сток) теплоты, действующий в газе (Вт/м³). Это слагаемое, как уже отмечалось, включает также диссипацию механической энергии, происходящую на поверхности частиц материала.

Как правило, коэффициент теплообмена α_v определяют экспериментально. По этой причине трудно поддающаяся расчету лучистая составляющая оказывается включенной в α_v через зависимость последнего от температуры. Тем не менее, необходимо отметить, что данное упрощение не приводит к заметным ошибкам лишь для областей слоя, в которых температура теплоносителей не превышает 500 °С [9].

Следует учесть, что слагаемые, описывающие работу сил давления и диссипацию механической энергии (газодинамический нагрев) становятся соизмеримыми с конвективным теплопереносом лишь при до- и сверхзвуковых скоростях газа. В шахтных металлургических печах таких скоростей нет, следовательно без ущерба для точности расчетов этими слагаемыми можно пренебречь.

Таким образом, для условий тепловой и газодинамической работы шахтных металлургических печей уравнение энергии трансформируется в уравнение теплообмена

$$\varepsilon \rho C_v \frac{dT}{d\tau} = (\varepsilon \rho q_R) - \alpha_v (T - t) + q_r, \quad (14)$$

где q_r – источники (стоки) теплоты, обусловленные физико-химическими реакциями, протекающими в газе. Первое слагаемое правой части поставлено в скобках, чтобы подчеркнуть необходимость использования численных методов решения при учете теплообмена излучением.

Для замыкания системы необходимо добавить уравнения:

– состояния газа

$$\rho = f(T, p); \quad (15)$$

– нагрева кусков материала

$$(1 - \varepsilon) \rho_m C_m \frac{dT}{d\tau} = \alpha_v (T - t) + q_m; \quad (16)$$

- закономерности изменения вязкости и теплопроводности газа

$$\mu = \mu(T, p); \quad \lambda = \lambda(T, p); \quad (17)$$

- массообмена

$$\frac{dC}{d\tau} = -K_{\Sigma} f [C(1 + \bar{K}) - \bar{K}\Sigma] \quad (18)$$

и

$$\frac{d\phi}{d\tau} = n \frac{dC}{d\tau}. \quad (19)$$

В этих выражениях ρ_m – плотность материала ($\text{кг}/\text{м}^3$); C_m – удельная теплоемкость материала ($\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$); q_m – источники (стоки) теплоты, действующие в материале ($\text{Вт}/\text{м}^3$); C – концентрация восстановителя в газе ($\text{м}^3/\text{м}^3$); \bar{K} – константа равновесия; K_{Σ} – эффективная константа скорости реакции ($\text{м}/\text{с}$); f – величина реакционной поверхности ($\text{м}^2/\text{м}^3$); Σ – равновесная концентрация; ϕ – степень восстановления оксидов (доли ед.); n – отношение массоемкости потока газа W_r^* к массоемкости потока материала W_m^* .

Различные модификации уравнений (5), (12), (14) – (19) с учетом краевых условий и составляют математическую модель того или иного слоевого агрегата.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Слеттери Дж. С. Теория переноса импульса, энергии и массы в сплошных средах: Пер. с англ. – М.: Энергия, 1978. – 448 с.

2. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов Е.Л. и др. – М.: Metallurgy, 1978. – 248 с.
3. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Metallurgy, 1989. – 120 с.
4. Гордон Я.М., Максимов Е.В., Швыдкий В.С. Механика движения материалов и газов в шахтных печах. – Алма-Ата: Наука, 1989. – 144 с.
5. Лыков А. В. Теплообмен: Справочник. – М.: Энергия, 1972. – 560 с.
6. Смирнов В.И. Курс высшей математики. Т. 1. – М.: Наука, 1955. – 480 с.
7. Мышкин А.Д. Лекции по высшей математике. – М.: Наука, 1969. – 640 с.
8. Швыдкий В.С., Ладыгичев М.Г., Шаврин В.С. Математические методы теплофизики: Учебник для вузов. – М.: Машиностроение, 2001. – 232 с.
9. Серрин Дж. Математические основы классической механики жидкости. – М.: ИЛ, 1963. – 256 с.
10. Механика жидкости и газа: Учеб. пособие для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. / В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко, Я.М. Гордон и др. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2003. – 464 с.
11. Шлихтинг Г. Теория пограничного слоя. – М.: Наука, 1974. – 586 с.
12. Prager S. Viscous flow through Porous Media // Phys. of Fluids. 1961. No. 4. P. 1477 – 1485.
13. Гольдштейн М.А. Процессы переноса в зернистом слое. – Новосибирск: Ин-т теплофизики СО АН СССР, 1984. – 164 с.
14. Богданди Л.Ф., Энгель Г.-Ю. Восстановление железных руд. – М.: Metallurgy, 1971. – 520 с.
15. Brauer H. Resistance law for irrigated vertical columns with countercurrent gas flow // Chem. Ing. Tech. 1960. Vol. 32. P. 585 – 590.
16. Ешар Р., Бредегефт Р., Мавродис М. и др. Газодинамика и теплотехника доменного процесса // Черные металлы. 1971. № 12. С. 1 – 40.

Поступила 16 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 9, pp. 634–638.

ON MATHEMATICAL MODELING OF LAYER METALLURGICAL FURNACES AND AGGREGATES. REPORT 1

V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh, N.A. Spirin

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

Abstract. The authors have established the aim of mathematical modeling of gas dynamics and steady-state heat transfer in layer shaft furnaces, in which the gas stream moves to a complex system of curved channels of variable curvature and cross-sectional area. The problem of the development of complex mathematical models of layer metallurgical furnaces and units is to obtain the equations of gas flow in the moving bed, linking average speeds at space between pieces (true speed), its actual pressure and temperature, as from these values depends the intensity of physical and chemical transformations. The solution to this problem is performed using a parallel between the passage of the gas in the bed and the movement of a hypothetical fluid, which occupies the entire volume of the device, including the amount of lump materials.

Keywords: layer process, heat transfer, porosity of layer, vortex flow, mathematical description, equivalent performance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-634-638

REFERENCES

1. Slattery John S. *Momentum, energy, and mass transfer in continua*. New York: McGraw-Hill, 1971, 679 p. (Russ.ed.: Slattery J.S. *Teoriya perenosa impul'sa, energii i massy v sploshnykh sredakh*. Moscow: Energiya, 1978, 448 p.).
2. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S. *Teplotekhnika domennogo protsesssa* [Heat engineering of blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
3. Gordon Ya.M., Bokovikov B.A., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teplovaya rabota shakhtnykh pechei i agregatov s plotnym sloem* [Heat work of shaft furnaces and aggregates with a dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 120 p. (In Russ.).
4. Gordon Ya.M., Maksimov E.V., Shvydkii V.S. *Mekhanika dvizheniya materialov i gazov v shakhtnykh pechakh* [Mechanics of movement of materials and gases in blast furnaces]. Alma-Ata: Nauka, 1989, 144 p. (In Russ.).
5. Lykov A.V. *Tplomassoobmen (spravochnik)* [Heat and mass transfer (handbook)]. Moscow: Energiya, 1972, 560 p. (In Russ.).
6. Smirnov V.I. *Kurs vysshei matematiki: T. 1* [Course of higher mathematics. Vol. 1]. Moscow: Nauka, 1955, 480 p. (In Russ.).

7. Myshkis A.D. *Lektsii po vysshei matematike* [Lectures on higher mathematics]. Moscow: Nauka, 1969, 640 p. (In Russ.).
 8. Shvydkii V.S., Ladygichev M.G., Shavrin V.S. *Matematicheskie metody teplofiziki: Uchebnik dlya vuzov* [Mathematical models of thermal physics: Textbook for universities]. Moscow: Mashinostroenie, 2001, 232 p. (In Russ.).
 9. Serrin James. *Mathematical Principles of Classical Fluid Mechanics. Series: Encyclopedia of Physics*. Springer-Verlag OHG. Berlin – Göttingen – Heidelberg, 1959. (Russ.ed.: Serrin J. *Matematicheskie osnovy klassicheskoi mekhaniki zhidkosti*. Moscow: IL, 1963, 256 p.)
 10. Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G., Gordon Ya.M., Shavrin V.S., Noskov A.S. *Mekhanika zhidkosti i gaza: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Fluid mechanics: Manual for universities]. Shvydkii V.S. ed. Moscow: IKTs “Akademkniga”, 2003, 464 p. (In Russ.).
 11. Schlichting Herrmann. *Grenzschicht-Theorie*. Verlag G. Braun, Karlsruhe, 1965, 736 s. (Russ.ed.: Schlichting H. *Teoriya pogrannichnogo sloya*. Moscow: Nauka, 1969, 743 p.).
 12. Prager S. Viscous flow through porous media. *Phys. of Fluids*. 1961, no. 4, pp. 1477–1485.
 13. Gol'dshtik M.A. *Protsessy perenosa v zernistom sloe* [Transport processes in the granular layer]. Novosibirsk: In-t teplofiziki SO AN SSSR, 1984, 164 p. (In Russ.).
 14. Bogdandi L., Engell H.-J. *Die Reduktion der Eisenerze*. Duesseldorf, 1967. 539 p. (Russ. ed.: Bogdandi L., Engell H.-J. *Vosstanovlenie zheleznykh rud*. Moscow: Metallurgiya, 1971, 519 p.).
 15. Brauer H. Resistance law for irrigated vertical columns with countercurrent gas flow. *Chem. Ing. Tech.* 1960, vol. 32, pp. 585–590.
 16. Eshar R., Bredegeft R., Mavrodīs M. etc. Gas dynamics and heat engineering of blast furnace process. *Chernye metally*. 1971, no. 12, pp. 1–40. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was financially supported by resolution no. 211 of the Russian Federation Government, contract no. 02.A03.21.0006.
- Information about the authors:**
- V.S. Shvydkii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”
- A.R. Fatkhutdinov**, Postgraduate of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”
- E.A. Devyatykh**, Postgraduate of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (evgeny.9h@gmail.com)
- T.O. Devyatykh**, Postgraduate of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”
- N.A. Spirin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

Received May 16, 2016

УДК 669.243.3:532.6

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ БАРБОТАЖЕ ГАЗОМ-ВОССТАНОВИТЕЛЕМ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ОКСИДНОГО РАСПЛАВА СООБЩЕНИЕ 1. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОЦЕССА

Вусихис А.С.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vas58@mail.ru)

Леонтьев Л.И.^{2,3,4}, академик РАН, советник, д.т.н., профессор,
главный научный сотрудник (leo@imet.mplik.ru)

Ченцов В.П.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vpc44@mail.ru)

Кудинов Д.З.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (d.kudinov@mail.ru)

Селиванов Е.Н.¹, д.т.н., зав. лабораторией пирометаллургии цветных металлов (pcmlab@mail.ru)

¹Институт металлургии УрО РАН
(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

²Президиум РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

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

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

Аннотация. Предложена модель формирования металлической фазы в ходе барботажа оксидного расплава газом-восстановителем. Она содержит следующие стадии: образование пузырей при вдувании газа в расплав; восстановление металла на поверхности пузырей и конденсация его в виде капель в кормовой части; движение системы «газовый пузырь – капля металла», направление которого определяется соотношением сил, обеспечивающих всплывание пузыря и опускание капли; вынос капель на поверхность; их коаллесценция и оседание после достижения размеров, обеспечивающих превышение силы тяжести над суммой сил гидростатического выталкивания и поверхностного натяжения. Представлены уравнения, позволяющие оценить размеры пузыря газа и капли, движущихся в оксидном расплаве без дробления, направление движения системы «газовый пузырь – капля металла», скорости ее всплывания и осаждения и условия разделения. Определены факторы, влияющие на процессы расслаивания – это поверхностные свойства оксидного и металлического расплавов и их межфазные характеристики. Изменением этих параметров можно влиять на процессы формирования металлической донной фазы.

Ключевые слова: металлическая фаза, оксидный расплав, газ-восстановитель, барботаж, газовый пузырь, капля металла, поверхностные свойства, межфазное натяжение, расслаивание, коагуляция.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-639-643

Одним из основных способов переработки промышленных типов окисленных никелевых руд (ОНР) является их восстановительная электроплавка с получением ферроникеля [1, 2]. Среднее содержание никеля в них составляет от 1,57 % в глиноземисто-магнезиальном типе руд до 0,87 % в железистом. Содержание железа колеблется от 12 % в магнезиальном типе до 44 % в железистом [1]. Поскольку содержание железа в руде во много раз выше, чем никеля, при полном восстановлении углеродом (кокс, уголь, графит электродов) образующийся сплав содержит 5 – 20 % никеля. Аналогичная ситуация возникает при плавке руд в агрегатах барботажного типа (процесс Ванюкова [3], «Ромелт» [4] и т.п.).

Теоретические расчеты [5 – 10] и экспериментальные данные [11] показали, что взаимодействие ОНР с газом-восстановителем (водород, монооксид углерода,

конвертированный природный газ) сопровождается образованием сплава, содержащего около 70 % никеля. Исходя из современных представлений о восстановительных процессах, в пирометаллургических агрегатах, вне зависимости от используемого восстановителя (углерод (уголь), оксид углерода, водород, углеводороды) реакции восстановления в расплавах протекают через газовую фазу. Формирование частиц (капель) металла на твердом углероде или за счет барботажа многокомпонентного оксидного расплава газом-восстановителем неизбежно связано с массообменными процессами взаимодействия, значимыми для понимания процессов пирометаллургического производства ферроникеля [12].

В зависимости от методов ввода дутья (донная, боковая, верхняя продувка) и его параметров (диаметр сопла, давление газа, его удельный расход и т.д.) в ходе

продувки образуются пузыри газа определенных размеров, которые всплывают на поверхность расплава. Процесс образования и всплывания пузырей рассмотрен в литературе достаточно подробно [13 – 17]. Максимальный радиус пузыря ($r_{\text{п}}$), всплывающего в расплаве без дробления, определяют по уравнению [13]

$$r_{\text{п}} = \left(\frac{3}{k_f} \right)^{1/3} \sigma_{\text{ж}} w_{\text{п}}^{-2} \rho_{\text{г}}^{-1/3} \rho_{\text{ж}}^{-2/3}, \quad (1)$$

где $w_{\text{п}}$ – скорость подъема пузыря, м/с; k_f – коэффициент сопротивления; $\sigma_{\text{ж}}$ – поверхностное натяжение расплава, мДж/м²; $\rho_{\text{ж}}$, $\rho_{\text{г}}$ – плотность расплава и газа соответственно, кг/м³.

Принимая k_f близким единице и $w_{\text{п}} = \sqrt[4]{\frac{4g\sigma}{k_f\rho_{\text{ж}}}}$ [18],

получим

$$r_{\text{п}} = 0,72 \sigma_{\text{ж}}^{1/2} \rho_{\text{ж}}^{-1/6} \rho_{\text{г}}^{-1/3} g^{-1/2}. \quad (2)$$

Всплывающий газовый пузырь взаимодействует с расплавом с образованием металлической фазы. Увеличение радиуса пузыря (его поверхности и объема) с одной стороны способствует развитию реакций восстановления металлов, с другой – повышает скорость всплывания и сокращает продолжительность контакта газа с расплавом. Поэтому количество восстановленного металла зависит от состава газа, свойств оксидного и металлического расплавов, интенсивности барботажа и т.д.

Первоначально металл образуется по поверхности пузыря, а затем концентрируется в кормовой его части [13]. Ранее [18] предложены уравнения, описывающие совместное движение системы газовый пузырь ($r_{\text{п}}$) – капля металла ($r_{\text{к}}$) в шлаке, связывающие скорость ее перемещения с физико-химическими свойствами металлического и оксидного расплавов. Если пара опускается, т. е. если подъемная сила пузыря $F_{\text{п}} = V_{\text{п}}g(\rho_{\text{шл}} - \rho_{\text{г}})$ меньше силы опускания капли $F_{\text{к}} = V_{\text{к}}g(\rho_{\text{Me}} - \rho_{\text{шл}})$, движение предложено описывать системой уравнений

$$\begin{cases} U_1 = \frac{2Ar_{\text{к}}^2g}{3\eta_{\text{шл}}} \frac{\eta_{\text{шл}} + \eta_{\text{Me}}}{2\eta_{\text{шл}} + 3\eta_{\text{Me}}} \\ U_2 = \sqrt{\frac{8Ar_{\text{к}}g}{3\rho_{\text{шл}}k_f}} \\ U_3 = \sqrt[4]{\frac{4\sigma_{\text{Me-шл}}Ag}{\rho_{\text{шл}}k_f}}, \end{cases} \quad (3)$$

где $A = \left[\rho_{\text{Me}} - \rho_{\text{шл}} \left(1 + \frac{r_{\text{п}}^3}{r_{\text{к}}^3} \right) \right]$; $\eta_{\text{шл}}$, $\rho_{\text{шл}}$, η_{Me} , ρ_{Me} – вязкости, Па·с и плотности, кг/м³ шлака и металла соответственно; $\sigma_{\text{Me-шл}}$ – межфазное натяжение, мДж/м².

В случае, когда ($F_{\text{п}} > F_{\text{к}}$) система всплывает – системой уравнений

$$\begin{cases} U_1^{\text{п}} = \frac{Br_{\text{п}}^2g}{3\eta_{\text{шл}}} \\ U_2^{\text{п}} = \sqrt{\frac{8Br_{\text{п}}g}{3\rho_{\text{шл}}k_f}} \\ U_3^{\text{п}} = \sqrt[4]{\frac{4\sigma_{\text{шл}}Bg}{\rho_{\text{шл}}^2k_f}}, \end{cases} \quad (4)$$

где $B = \left[\rho_{\text{Me}} - (\rho_{\text{шл}} - \rho_{\text{Me}}) \frac{r_{\text{к}}^3}{r_{\text{п}}^3} \right]$.

Газовый пузырь, увлекая металлическую каплю, поднимается вверх, достигает поверхности расплава и лопаются. В ряде случаев возможно вспенивание оксидного расплава (шлака), происходящее в случае, когда скорость поступления пузырей выше скорости их разрушения на поверхности [1, 19]. Мелкие пузыри, обладая низкой кинетической энергией, не разрывают поверхностную пленку, задерживаются в шлаке и образуют пену. На устойчивость пены оказывают влияние интенсивность их поступления и физико-химические свойства расплава. Однозначно не установлено влияние повышенной вязкости на устойчивость пены [20]. Повышение вязкости шлака и снижение его поверхностного натяжения могут как способствовать пенообразованию, так и предотвращать его. Определение склонности шлака к образованию пены и условий ее стабилизации являются предметом самостоятельного исследования.

После разрушения пузыря капля металла остается на поверхности оксидного расплава. Она может прорвать эту поверхность только в случае достижения определенной массы, при которой ее сила тяжести превышает величину суммы сил гидростатического выталкивания и поверхностного натяжения. В связи с этим мелкодисперсные капли металла накапливаются на поверхности шлака, укрупняются при столкновениях и, достигнув определенной величины массы, оседают в шлаке.

Оседание капли металла происходит до вступления в контакт с поднимающимся пузырем газа со скоростью, определяемой уравнениями [19]

$$\begin{cases} U_1 = \frac{2(\rho_{\text{Me}} - \rho_{\text{шл}})gr_{\text{к}}^2}{3\eta_{\text{шл}}} \frac{\eta_{\text{Me}} + \eta_{\text{шл}}}{2\eta_{\text{шл}} + 3\eta_{\text{Me}}} \\ U_2 = \sqrt{\frac{8(\rho_{\text{Me}} - \rho_{\text{шл}})gr_{\text{к}}}{3\rho_{\text{шл}}k_f}} \\ U_3 = \sqrt[4]{\frac{4\sigma_{\text{Me-шл}}(\rho_{\text{Me}} - \rho_{\text{шл}})g}{\rho_{\text{шл}}^2k_f}}. \end{cases} \quad (5)$$

Коэффициент сопротивления k_f при движении в режиме U_2 равен 0,5, в режиме U_3 близок к единице.

Максимальный радиус капли металла, который может находиться в шлаке без дробления [18]

$$r_{кр} = 0,9k_f^{1/2}\sigma_{Me-шл}^{1/2}\rho_{шл}^{2/3}\rho_{Me}^{-1/3}(\rho_{Me} - \rho_{шл})^{-5/6}g^{-1/2}, \quad (6)$$

где k_f – коэффициент сопротивления ($\sim 1,0$).

Таким образом, с ростом межфазного натяжения возрастает размер стабильной капли и, соответственно, скорость ее оседания. Следует учесть, что приведенные уравнения позволяют вычислить только максимальную скорость оседания капли без учета контакта с пузырями, всплывающими в объеме расплава и тормозящими ее. При этом капля металла может как обтекать газовый пузырь, так и сливаться с металлом, поднимающимся с этим пузырем. Далее, в зависимости от соотношения сил F_{π} и F_k , система «газовый пузырь – капля металла» в оксидном расплаве продолжит подниматься, будет находиться в неподвижном состоянии или опускаться. В результате металл будет накапливаться в поверхностной части шлака в виде дисперсных капель или образует донную фазу.

Существование системы «газовый пузырь – капля металла» возможно до тех пор, пока силы, обеспечивающие закрепление капли на пузыре, превышают силы, стремящиеся разорвать эту связь. Сила, удерживающая каплю на пузыре F_{σ} , определяется как алгебраическая сумма проекций сил поверхностного натяжения на вертикальную ось (см. рисунок), умноженная на длину периметра соединения капли и пузыря [20]

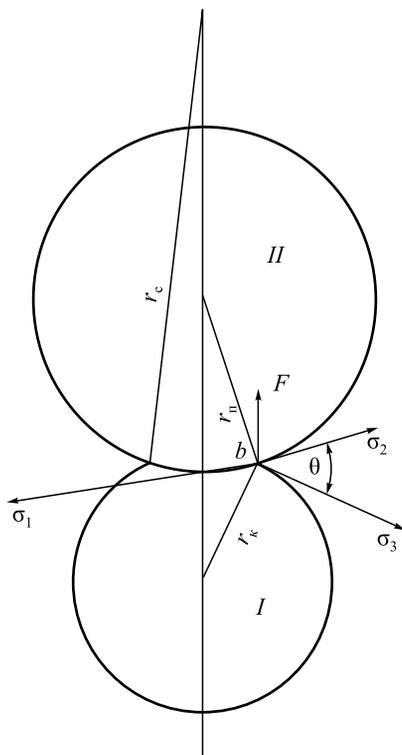


Схема закрепления металлической капли (I) на газовом пузыре (II)

The scheme of metal drop (I) fixing on a gas bubble (II)

$$F_{\sigma} = 2\pi r_c \sigma_1 \sin\left(\frac{\Theta}{2} + M\right) \left\{ m \left[\sin\left(\frac{\Theta}{2} - M\right) + \sin\left(\frac{\Theta}{2} + M\right) \right] - n \sin\left(\frac{\Theta}{2} - M\right) \right\}, \quad (7)$$

где $M = \arctg\left(\frac{r_{\pi} - r_k}{r_{\pi} + r_k} \tg \frac{\Theta}{2}\right)$; $m = \frac{\sigma_3}{\sigma_1}$; $n = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}$; σ_1, σ_2 – поверхностное натяжение металла и шлака соответственно; σ_3 – межфазное натяжение на границе металл–шлак.

Угол Θ (между σ_2 и σ_3) определяют из условия равенства нулю проекций сил поверхностного натяжения на горизонтальную ось

$$n \cos\left(\frac{\Theta}{2} - M\right) + m \cos\left(\frac{\Theta}{2} + M\right) - \cos\left\{ \arcsin\left[m \sin\left(\frac{\Theta}{2} - M\right) \right] \right\} = 0. \quad (8)$$

Выражение (8) справедливо при $\left|\frac{1-n}{m}\right| \leq 1$. Таким образом, очевидно, что угол Θ зависит не только от сил межфазного натяжения, но и соотношения размеров пузыря и капли.

Сила отрыва пузыря от капли ($F_{от}$) определена из следующих положений. Пузырь и капля разделяются, если сила прилипания (F_{σ}) меньше силы отрыва. В случае $F_{\pi} > F_k$ система «пузырь – капля» поднимается вверх, при этом капля стремится оторваться от пузыря и $F_{от} = F_k = V_k g(\rho_{Me} - \rho_{шл})$. Если $F_{\pi} < F_k$, система «газовый пузырь – капля металла» опускается вниз и отрываться будет пузырь, т.е. $F_{от} = F_{\pi} = V_{\pi} g(\rho_{шл} - \rho_{r})$. В случае, когда пузырь с каплей неподвижны, величины $F_{от}$, F_k и F_{π} равны между собой. Если капля имеет параметры, при которых $F_{от} > F_{\sigma}$, она опускается на дно.

Направление движения системы «газовый пузырь – капля металла» определяется соотношением силы всплывания пузыря и опускания капли. Угол смачивания между металлом и оксидным расплавом определяется не только соотношением поверхностных и межфазных натяжений, как в случае капли, лежащей на твердой поверхности, но и размерами пузыря и капли. Поверхностные свойства оксидного и металлического расплавов и их межфазные характеристики влияют на процессы расщепления. Изменением данных параметров можно влиять на процессы образования металла и его коагуляции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грань Н.И., Онищин Б.П., Майзель Е.И. Электроплавка окисленных никелевых руд. – М.: Металлургия, 1971. – 248 с.
2. Резник И.Д., Ермаков Г.П., Шнейерсон Я.М. Никель. Монография в 3-х томах. Т. 2. – М.: ООО «Наука и Технология», 2001. – 468 с.

3. Цымбулов Л. Б., Князев М. В., Цемехман Л.Ш. и др. Анализ различных вариантов технологической схемы переработки окисленных никелевых руд на ферроникель с применением двухзонной печи Ванюкова / Цветные металлы. 2010. № 10. С. 15 – 21.
4. Процесс Ромелт / Под ред. В. А. Роменца. – М.: Руда и металлы, 2005. – 399 с.
5. Кормилицын С. П., Цемехман Л.Ш., Афанасьев С.Г. Рафинирование и обогащение ферроникеля. – М.: Металлургия. 1976. – 240 с.
6. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leontiev L.I. The study of liquid and gas phases interaction during the reduction of metal oxides from the melts by gas reductant in bubbled layer // The Third International Conference on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies (MMT-2004), Ariel, Israel. 2004.
7. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leontiev L.I. Theoretical base and method of studying of liquid and gas phases interaction during the reduction of metal oxides from the melts by gas in bubbled layer // The optimization of composition, structure and properties of metals, oxides, composites, nano- and amorphous materials. Proceeding of the Fourth Israeli-Russian bi-national Workshop 2005. Jerusalem-Tel Aviv, 2005. P. 276 – 283.
8. Dmitriev A., Leontiev L., Vusikhis A., Kudinov D. Liquid and gas interaction during reduction in bubbled layer // Proceeding European Metallurgical Conference Emc2005, 18 to 21 September 2005 Dresden, Germany. Vol. 3. P. 1349 – 1358.
9. Dmitriev A.N., Vusikhis A.S., Sitnikov V.A. etc. Thermodynamic modeling of iron oxide reduction by hydrogen from the $B_2O_3 - CaO - FeO$ melt in bubbled layer // Israel Journal of Chemistry. 2007. Vol. 47. No. 3 – 4. P. 299 – 302.
10. Вусихис А.С., Кудинов Д.З., Леонтьев Л.И. Моделирование кинетики совместного восстановления железа и никеля из многокомпонентного оксидного расплава водородом в барботируемом слое // Журнал физической химии. 2008. Т. 82. № 11. С. 2030 – 2034.
11. Леонтьев Л.И., Ватолин Н.А., Шаврин С.В., Шумаков Н.С. Пирометаллургическая переработка комплексных руд. – М.: Металлургия, 1997. – 432 с.
12. Быстров С.В., Кошель Д.Я. Восстановление оксидов никеля и железа из оксидного шлакового расплава. – М.: Изд-во ПКЦ «Альтекс», 2005. – 39 с.
13. Левич В.Г. Физико-химическая гидродинамика. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. литературы, 1959. – 699 с.
14. Ефименко С.П., Мачикин В.И., Лифенко Н.Т. Внепечное рафинирование металла в газлифтах. – М.: Металлургия, 1986. – 264 с.
15. Рафинирование стали инертным газом / К.П. Баканов, И.П. Бармотин, Н.Н. Власов и др. – М.: Металлургия, 1975. – 232 с.
16. Плавка в жидкой ванне / А.В. Ванюков, В.П. Быстров, А.Д. Васкевич и др. – М.: Металлургия, 1988. – 208 с.
17. Бердников В.И., Гудим Ю.А., Каргелева М.И. Обобщенная формула для расчета скорости движения твердых частиц, пузырей и капель в жидких и газообразных средах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 7. С. 6 – 10.
18. Барышников В.Г., Дерябин А.А., Попель С.И., Панфилов М.И. Кинетические особенности оседания металлических включений в шлаках // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. № 2. С. 106 – 115.
19. Попель С.И., Никитин Ю.П., Бармин Л.Н. Взаимодействие расплавленного металла с газом и шлаком. – Свердловск: Изд-во. УПИ им. С.М. Кирова, 1975. – 184 с.
20. Казаков А.А. Анализ условий флотации капель в сталеплавильных процессах // Металлы. № 6. 1990. С. 13 – 18.

Поступила 23 июня 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, PP. 639–643.

METALLIC PHASE FORMING IN BARBOTAGE OF MULTICOMPONENT OXIDE MELT BY REDUCTION GAS REPORT 1. THEORETICAL BASIS OF THE PROCESS

*A.S. Vusikhis*¹, *L.I. Leont'ev*^{2,3,4}, *V.P. Chentsov*¹, *D.Z. Kudinov*¹, *E.N. Selivanov*¹

¹Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

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

⁴National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Metallic phase formation model in the barbotage process of oxide melt by gas-reducing is considered. The model includes following stages: bubbles formation during gas injection into the melt, reducing of the metal on the bubble surface and its drops concentration on bubble stern and this system "gas bubble – metal drop" movement. The direction of this movement was determined by the balance of forces that provide bubble floating and metal drop sinking, drops ejection onto the surface, its coalescence and sinking after reaching sizes that provide excess over the sum of the gravity force and the hydrostatic ejection surface tension. The equations related to estimation of the sizes of gas bubble and metal drops moving in the oxide melt without fragmentation, direction of the "gas bubble – metal drop" system movement, the rate of its floating and sedimentation and separation conditions. The factors that affect stratification processes were determined – that are surface properties of the oxide and metal melts and

their interfacial characteristics. These parameters variation controls the formation processes of metal bottom phase.

Keywords: metallic phase, oxide melt, reduction gas, bubbling process, gas bubble, metal drop, surface properties, interfacial tension, liquation, coagulation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-639-643

REFERENCES

1. Gran' N.I., Onishchin B.P., Maizel' E.I. *Elektroplavka oksislennykh nikel'nykh rud* [Electric smelting of oxidized nickel ores]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 248 p. (In Russ.).
2. Reznik I.D., Ermakov G.P., Shneerson Ya.M. *Nikel': Monografiya v 3 tomakh*. [Nickel: Monograph in 3 vols.]. Vol. 2. Moscow: OOO "Nauka i Tekhnologiya", 2001, 468 p. (In Russ.).
3. Tsymbolov L.B. Knyazev M.V., Tsemekhman L.Sh., Kudabav E.A., Golovlev Yu.I. The analysis of different variants of the technological scheme of processing of oxidized nickel ores to ferrometal using a two-zone Vanyukov furnace. *Tsvetnye metally*. 2010, no. 10, pp. 15–21. (In Russ.).
4. *Protsess Romelt* [Romelt process]. Romenets V.A. ed. Moscow: Ruda i metall, 2005, 399 p. (In Russ.).
5. Kormilitsyn S.P., Tsemekhman L.Sh., Afanas'ev S.G. *Rafinirovanie i obogashchenie ferronikelya* [Refining and processing of ferrometal]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 240 p. (In Russ.).
6. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leontiev L.I. The study of liquid and gas phases interaction during the reduction of

- metal oxides from the melts by gas reductant in bubbled layer. *The Third International Conference on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies (MMT-2004)*, Ariel, Israel. 2004.
7. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leontiev L.I. Theoretical base and method of studying of liquid and gas phases interaction during the reduction of metal oxides from the melts by gas in bubbled layer. The optimization of composition, structure and properties of metals, oxides, composites, nano- and amorphous materials. *Proceeding of the Fourth Israeli-Russian bi-national Workshop 2005*. Jerusalem–Tel Aviv, 2005, pp. 276–283.
 8. Dmitriev A., Leontiev L., Vusikhis A., Kudinov D. Liquid and gas interaction during reduction in bubbled layer. *Proceeding European Metallurgical Conference Emc2005, 18 to 21 September 2005 Dresden, Germany*, vol. 3, pp. 1349–1358.
 9. Dmitriev A.N., Vusikhis A.S., Sitnikov V.A., Leontiev L.I., Kudinov D.Z. Thermodynamic modeling of iron oxide reduction by hydrogen from the $B_2O_3 - CaO - FeO$ melt in bubbled layer. *Israel Journal of Chemistry*. 2007, vol. 47, no. 3–4, pp. 299–302.
 10. Vusikhis A.S., Kudinov D.Z., Leont'ev L.I. A kinetic model of the joint reduction of iron and nickel from a multicomponent oxide melt with hydrogen in a bubbling layer. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2008, vol. 82, no. 11, pp. 1819–1823.
 11. Leont'ev L.I., Vatolin N.A., Shavrin S.V., Shumakov N.S. *Piro-metallurgicheskaya pererabotka kompleksnykh rud* [Pyrometallurgical processing of complex ores]. Moscow: Metallurgiya, 1997, 432 p. (In Russ.).
 12. Bystrov S.V., Koshel' D.Ya. *Vosstanovlenie oksidov nikelya i zheleza iz oksidnogo shlakovogo rasplava* [Recovery of nickel and iron oxides from the oxide slag melt]. Moscow: Izdatel'stvo PKTs "Al'teks", 2005, 39 p. (In Russ.).
 13. Levich V.G. *Fiziko-khimicheskaya gidrodinamika* [Physical and chemical hydrodynamics]. Moscow: Gos. Izd-vo fiz.-mat. literatury, 1959, 699 p. (In Russ.).
 14. Efimenko S.P., Machikin V.I., Lifenko N.T. *Vnepechnoe rafinirovaniye metalla v gazliftakh* [Secondary metal refining in gas lifts]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 264 p. (In Russ.).
 15. Bakanov K.P., Barmotin I.P., Vlasov N.N. etc. *Rafinirovaniye stali inertnym gazom* [Refining of steel with inert gas]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 232 p. (In Russ.).
 16. Vanyukov A.V., Bystrov V.P., Vaskevich A.D. etc. *Plavka v zhidkoi vanne* [Melting in liquid bath]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 208 p. (In Russ.).
 17. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A., Karteleva M.I. Generalized formula for calculation of the velocity of solid particles, bubbles and drops in liquid and gaseous media. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 7, pp. 6–10. (In Russ.).
 18. Baryshnikov V.G., Deryabin A.A., Popel' S.I., Panfilov M.I. Kinetic features of sedimentation of metal inclusions in slags. *Izvestiya AN SSSR. Metally*. 1970, no. 2, pp. 106–115. (In Russ.).
 19. Popel' S.I., Nikitin Yu.P., Barmin L.N. *Vzaimodeistvie rasplavlenogo metalla s gazom i shlakom* [Interaction of the molten metal with gas and slag]. Sverdlovsk: izd. UPI im. S.M. Kirova, 1975, 184 p. (In Russ.).
 20. Kazakov A.A. The analysis of conditions of droplets flotation in steelmaking processes. *Metally*. 1990, no. 6, pp. 13–18. (In Russ.).
- Information about the authors:**
- A.S. Vusikhis**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vas58@mail.ru)
L.I. Leont'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher (leo@imet.mplik.ru)
V.P. Chentsov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vpc44@mail.ru)
D.Z. Kudinov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (d.kudinov@mail.ru)
E.N. Selivanov, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals (pcmlab@mail.ru)

Received June 23, 2016

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЛИКВИДУС СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ*

Зубарев К.А., аспирант кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»

Котельников Г.И., к.т.н., доцент кафедры «Металлургия стали
и ферросплавов» (gikotelnikov@yandex.ru)

Титова К.О., инженер

Семин А.Е., д.т.н., профессор кафедры «Металлургия стали и ферросплавов»

Михайлов М.А., заведующий лабораторией

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

Аннотация. Плавка сталей и сплавов заканчивается заливкой металла в изложницу или в форму. Для проведения разливки необходимо знать температуру ликвидус разливаемого сплава. Эта проблема становится особенно актуальной при разработке технологии выплавки никелевых сплавов, содержащих большое количество легирующих элементов. Цель работы состояла в создании модели прогнозирования температуры ликвидус сложнолегированных сплавов на основе никеля. По литературным данным о диаграммах состояния бинарных систем никеля с различными элементами определены коэффициенты регрессии уравнений линий ликвидуса и солидуса двойных систем. Массив данных по коэффициентам регрессии увеличен с 21 до 27 элементов, что позволяет охватывать широкий спектр сложнолегированных сплавов на основе никеля. Тестирование модели, сформированной по данным для двойных сплавов, по массиву экспериментально определенных температур ликвидус сложнолегированных сплавов на основе никеля показывает, что ее использование дает возможность прогнозировать температуру ликвидус таких сплавов с достаточно высокой для технологической практики точностью $\pm 19,8$ °С.

Ключевые слова: модель, температура ликвидус, коэффициенты регрессии, сложнолегированные сплавы, никелевые сплавы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-644-649

Оптимальная температура разливки сложнолегированных сплавов зависит от состава сплава, его назначения, массы слитка, материала формы, степени чистоты расплава по примесям и неметаллическим включениям, способа раскисления и модифицирования сплава, обработки его в вакууме и продувки инертными газами [1 – 3]. В то же время, несмотря на многообразие вышеперечисленных факторов, влияющих на температуру разливки, можно отметить, что она всегда тесно связана с температурой ликвидус сплава T_L . Температуру разливки $T_{\text{разл.}}$ рассчитывают, исходя из температуры ликвидус и рационального перегрева жидкого металла над ней ΔT , т. е. $T_{\text{разл.}} = T_L + \Delta T$. Анализ литературы и действующих технологий производства показывает, что перегрев ΔT для различных сплавов может варьироваться от 50 до 200 °С [1 – 3]. Следовательно, перегрев может довольно сильно меняться, и чаще всего его подбирают эмпирически, опираясь на предварительные расчеты и представления о ходе плавки, учитывая, что

состав сплава может изменяться за счет испарения [4]. Таким образом, температура ликвидуса сплава является опорной точкой при выборе температуры разливки сложнолегированного сплава.

Существует несколько формул для расчета температуры ликвидус. Одна из них представляет собой полином первого порядка относительно содержания компонентов сплава [5, 6]

$$T_L = T_{\text{плав}} - \left\{ \sum (a_0 - a_i [i]) \right\},$$

где $T_{\text{плав}}$ – температура плавления основы сплава; a_0 – коэффициент приведения температуры плавления основы сплава; a_i – коэффициент значимости для соответствующего i -го элемента, содержащегося в сплаве; $[i]$ – содержание i -го элемента в сплаве.

В литературе по сплавам никеля значения a_0 отсутствуют, и температуры ликвидус и солидус сплавов часто определяют, используя полином второго порядка [7]:

$$T_L = T_{L, \text{осн.}} + \sum (100 p_{L,i} x_{L,i}^2 + 100 q_{L,i} x_{L,i}),$$

$$T_S = T_{S, \text{осн.}} + \sum (100 p_{S,i} x_{S,i}^2 + 100 q_{S,i} x_{S,i}),$$

где $p_{L,i}$, $q_{L,i}$ и $p_{S,i}$, $q_{S,i}$ – коэффициенты регрессии в бинарной системе; $x_{L,i}$, $x_{S,i}$ – мольная доля элемента в

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

сплаве; $T_{L, \text{осн.}}$, $T_{S, \text{осн.}}$ – температура ликвидус и солидус основы сплава.

Компоненты сплава могут сильно изменять температуру ликвидус сплава. Эта разница особенно ощутима, если в составе сложнелегированных никелевых сплавов присутствуют тугоплавкие элементы (W, Re, Ru и т. д.) и такие элементы, как бор, гафний и др. [8, 9], которые в настоящее время входят в состав сложнелегированных жаропрочных сплавов нового поколения.

В то же время данные о коэффициентах $p_{L,i}$, $q_{L,i}$, содержащихся в справочниках [10], оказываются недостаточно полными для прогнозирования температуры ликвидус современных сложнелегированных сплавов. Для решения этой проблемы необходимо дополнить справочную базу [10], основываясь на тех же принципах определения $p_{L,i}$, $q_{L,i}$, т. е. на основе анализа кривых ликвидуса соответствующих двойных диаграмм. В табл. 1 представлены справочные [10] и рассчитан-

Таблица 1

Значения коэффициентов регрессии в уравнениях линий ликвидуса и солидуса в бинарных системах компонентов i с никелем

Table 1. Regression coefficients in equations of liquidus and solidus lines in binary systems of i -components with nickel

| Атомный номер | Элемент i | $p_{S,i}$ | $q_{S,i}$ | $p_{L,i}$ | $q_{L,i}$ |
|---------------|-------------|-------------|------------|-----------|-----------|
| 5 | B* | 0 | -750,0000 | 0 | -22,5600 |
| 6 | C | 1,7647 | -54,7617 | -0,2329 | -11,1706 |
| 13 | Al | -0,0603 | -1,8892 | -0,0458 | -1,6508 |
| 14 | Si | -0,4759 | -9,2780 | -0,3925 | -5,6187 |
| 22 | Ti* | 0 | -10,2300 | 0 | -10,3300 |
| 24 | Cr | -0,0015 | -2,2356 | -0,0014 | -1,9259 |
| 25 | Mn* | 0 | -10,2000 | 0 | -7,2500 |
| 26 | Fe | -0,0150 | -1,0000 | -0,0140 | -0,9300 |
| 27 | Co* | 0 | 0,3900 | 0 | 0,4000 |
| 29 | Cu | -0,0259 | -3,1286 | -0,0073 | -2,5447 |
| 30 | Zn | -0,0288 | -9,3323 | -0,0442 | -5,5475 |
| 31 | Ga | 0,6716 | -20,8090 | 0,0237 | -8,3077 |
| 33 | As | -23,9509 | -21,1807 | -0,6663 | -8,4243 |
| 39 | Y | -7,7318 | -263,5233 | -1,8839 | -13,1633 |
| 40 | Zr* | 0 | -295,0000 | 0 | -30,5000 |
| 41 | Nb* | 0 | -13,1000 | 0 | -11,7000 |
| 42 | Mo | -0,1039 | -1,6884 | -0,0671 | -1,5071 |
| 44 | Ru | -0,0008 | 2,3349 | -0,0255 | 2,7639 |
| 50 | Sn | 2,4594 | -56,3409 | -0,2799 | -11,3551 |
| 51 | Sb | 0,3120 | -45,5132 | -0,2694 | -10,5032 |
| 58 | Ce | 36 333,3300 | -6876,6667 | -1,4302 | -14,1283 |
| 64 | Gd | -133,5501 | -136,0454 | -3,9724 | -12,5632 |
| 72 | Hf | -226,7290 | -200,3551 | -0,9205 | -12,8547 |
| 73 | Ta | -0,0780 | -4,8382 | -0,1391 | -3,5874 |
| 74 | W | -0,1010 | 5,4181 | -0,3619 | 8,9810 |
| 75 | Re | 0,3162 | 4,1218 | 0,3812 | 5,9740 |
| 81 | Tl | 6,6667 | -67,3333 | -5,8182 | -11,8545 |

* параметры регрессии, полученные в данной работе по диаграммам состояния двойных систем «никель – элемент i ».

* regression parameters, obtained by this work, according to the diagrams of the binary systems “nickel-element i ”.

ные в данной работе по диаграммам состояния двойных систем «никель – элемент i » (В, Со, Тi, Nb, Zr, Mn) значения $p_{L,i}$, $q_{L,i}$ и $p_{S,i}$, $q_{S,i}$. Бинарные диаграммы состояния построены с использованием компьютерной программы Thermo-CalcSoftware 5.

Для двойных систем данные коэффициенты хорошо описывают изменения температуры ликвидус. Однако для сложнoleгированных сплавов, где количество легирующих компонентов больше двух, модель может

давать определенную погрешность [11]. Поэтому для оценки справедливости вышеприведенной формулы и расширенной базы параметров (см. табл. 1) при расчете температуры ликвидус сложнoleгированного никелевого сплава сравним расчетные данные о температуре ликвидус с экспериментальными [12, 13], которые приведены в табл. 2 и 3.

Температуру ликвидус авторы работы [12] определяли экспериментально с использованием метода диф-

Таблица 2

Химический состав (%) и температура ликвидус жаропрочных никелевых сплавов для лопаток авиационных газотурбинных двигателей

Table 2. Chemical composition (%) and liquidus temperature of heat-resistant nickel-based alloys for the blades of aviation gas-turbine engines

| Сплав | Cr | Co | W | Ti | Al | Nb | Ta | Re | Hf | C | Mo | Zr | B | $T_L, ^\circ\text{C}$ |
|-------------|------|------|------|-----|------|-----|------|-----|------|------|-----|------|-------|-----------------------|
| PWA1422 | 9,0 | 10,0 | 12,0 | 2,0 | 5,00 | 1,0 | 0 | 0 | 1,50 | 0,14 | 0 | 0,05 | 0,015 | 1381 |
| MAR-M200+HF | 9,0 | 10,0 | 12,5 | 1,7 | 4,70 | 0 | 0 | 0 | 1,50 | 0,14 | 0 | 0,05 | 0,015 | 1369 |
| ЖС30 | 7,0 | 8,5 | 11,8 | 1,9 | 5,20 | 0,9 | 0 | 0 | 0,80 | 0,15 | 0,7 | 0,05 | 0,015 | 1375 |
| ЖС26У | 5,0 | 9,0 | 11,7 | 1,0 | 5,80 | 1,6 | 0 | 0 | 0 | 0,15 | 1,1 | 0,05 | 0,015 | 1385 |
| CM247LC | 8,0 | 10,0 | 10,0 | 1,0 | 5,50 | 0 | 3,0 | 0 | 1,50 | 0,15 | 0,7 | 0,05 | 0,015 | 1382 |
| CM186LC | 6,0 | 9,0 | 8,0 | 0,7 | 5,70 | 0 | 3,0 | 3,0 | 1,40 | 0,07 | 0,5 | 0,05 | 0,015 | 1386 |
| PWA1426 | 6,5 | 10,0 | 6,5 | 0 | 6,00 | 0 | 4,0 | 3,0 | 1,50 | 0,10 | 1,7 | 0,05 | 0,015 | 1381 |
| Rene 142 | 6,6 | 12,0 | 4,9 | 0 | 6,20 | 0 | 6,4 | 2,8 | 1,50 | 0,12 | 1,5 | 0,03 | 0,015 | 1376 |
| ЖС32 | 5,0 | 9,0 | 8,3 | 0 | 6,00 | 1,5 | 4,0 | 4,0 | 0 | 0,15 | 1,0 | 0,05 | 0,015 | 1412 |
| Rene N4 | 9,0 | 8,0 | 6,0 | 4,2 | 3,70 | 0,5 | 4,0 | 0 | 0,15 | 0,05 | 2,0 | 0 | 0,004 | 1341 |
| ЖС30М | 7,0 | 7,5 | 12,0 | 1,8 | 5,00 | 1,0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,6 | 0 | 0 | 1403 |
| CMSX-2 | 8,0 | 5,0 | 8,0 | 1,0 | 5,60 | 0 | 6,0 | 0 | 0 | 0 | 0,6 | 0 | 0 | 1391 |
| CMSX-3 | 8,0 | 5,0 | 8,0 | 1,0 | 5,60 | 0 | 6,0 | 0 | 0,10 | 0 | 0,6 | 0 | 0 | 1396 |
| PWA1480 | 10,0 | 5,0 | 4,0 | 1,5 | 5,00 | 0 | 12,0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 1374 |
| ЖС40 | 6,1 | 0,5 | 6,9 | 0 | 5,60 | 0,2 | 7,0 | 0 | 0 | 0 | 4,0 | 0 | 0 | 1407 |
| ЖС36 | 4,0 | 9,0 | 12,0 | 1,0 | 6,00 | 0 | 0 | 2,0 | 0 | 0 | 1,0 | 0 | 0 | 1409 |
| CMSX-4 | 6,5 | 9,0 | 6,0 | 1,0 | 5,60 | 0 | 6,5 | 3,0 | 0,10 | 0 | 0,6 | 0 | 0 | 1404 |
| Rene N5 | 7,0 | 8,0 | 5,0 | 0 | 6,20 | 0 | 7,0 | 3,0 | 0,15 | 0,05 | 2,0 | 0 | 0,004 | 1387 |
| PWA1484 | 5,0 | 10,0 | 6,0 | 0 | 5,60 | 0 | 8,7 | 3,0 | 0 | 0 | 2,0 | 0 | 0 | 1403 |
| CMSX-10 | 2,0 | 3,0 | 5,0 | 0,2 | 5,70 | 0,1 | 8,0 | 6,0 | 0,15 | 0 | 0,4 | 0 | 0 | 1441 |
| Rene N6 | 4,2 | 12,5 | 6,0 | 0 | 5,75 | 0 | 7,2 | 5,4 | 0,03 | 0,05 | 1,4 | 0 | 0,004 | 1439 |

Таблица 3

Состав сплавов и температура ликвидус аморфной ленты

Table 3. Alloys composition and liquidus temperature of an amorphous belt

| Сплав | Концентрация, % | | | | | | | $T_L, ^\circ\text{C}$ |
|----------|-----------------|-----|-----|------|------|-----|------|-----------------------|
| | Cr | Fe | Si | C | B | Co | Ba | |
| 75Н13ХСР | 12,7 | 4,1 | 4,5 | 0,01 | 2,9 | 0,5 | 0,35 | 1103 |
| 71Н18ХСР | 19 | – | 7 | 0,04 | 1,55 | – | 0,35 | 1144 |
| 92НСР | – | – | 4,5 | 0,04 | 3,3 | – | 0,35 | 1054 |

ференциального термического анализа [14]. Данный метод позволяет измерить температуру ликвидус с точностью ± 5 °С.

Для расширения массива экспериментальных данных о температуре ликвидус сложнолегированных сплавов на основе никеля использовали экспериментальные значения температуры ликвидус сплавов, применяемых для получения аморфной ленты [13]. Состав и температура ликвидус этих сплавов представлены в табл. 3.

Сравнение расчетных температур ликвидуса, полученных при использовании параметров $p_{L,i}$, $q_{L,i}$ (см. табл. 1), с экспериментальными значениями (см. табл. 2 и 3) представлено в табл. 4.

По данным табл. 4, включающей 24 экспериментальные определения ($n = 24$), по методике, представленной в работе [15] рассчитана погрешность модели прогнозирования температуры ликвидус сложнолегированного сплава на основе никеля:

$$S_{\text{ал}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (T_i - \hat{T})^2}{n}} = 19,8 \text{ } ^\circ\text{C},$$

где T_i и \hat{T} – экспериментальная и расчетная температура ликвидус сплава соответственно, °С

Таким образом, для оценки температуры ликвидус сложнолегированных сплавов на основе никеля выбрана двухпараметрическая модель. С помощью анализа диаграмм состояния двойных систем никеля с легирующими элементами (В, Со, Тi, Nb, Zr, Mn) дополнительно определены соответствующие недостающие параметры модели. Показано, что используя расширенный массив бинарных параметров $p_{L,i}$, $q_{L,i}$ модели можно с достаточной для технологии плавки точностью ($\pm 19,8$ °С) рассчитывать температуру ликвидус сложнолегированных сплавов на основе никеля.

Таблица 4

**Сравнение расчетных и экспериментальных температур ликвидуса
сложнолегированных сплавов на основе никеля**

*Table 4. Comparison of calculated and experimental liquidus temperatures
of nickel-based complex alloyed steels*

| Сплав | $T_{L, \text{эксп.}}, ^\circ\text{C}$ | $T_{L, \text{расчет.}}, ^\circ\text{C}$ | $\Delta T_L = T_{L, \text{расчет.}} - T_{L, \text{эксп.}}, ^\circ\text{C}$ |
|---------------|---------------------------------------|---|--|
| PWA1422 | 1381 | 1395 | 14 |
| MAR-M200 + HF | 1369 | 1401 | 32 |
| ЖС30 | 1375 | 1402 | 10 |
| ЖС26У | 1385 | 1395 | 10 |
| CM247LC | 1382 | 1388 | 6 |
| CM186LC | 1386 | 1401 | 15 |
| PWA1426 | 1381 | 1400 | 19 |
| Rene 142 | 1376 | 1391 | 15 |
| ЖС32 | 1412 | 1402 | -10 |
| Rene N4 | 1341 | 1354 | 13 |
| ЖС30М | 1403 | 1401 | -2 |
| CMSX-2 | 1391 | 1395 | 4 |
| CMSX-3 | 1396 | 1395 | -1 |
| PWA1480 | 1374 | 1369 | -5 |
| ЖС40 | 1407 | 1401 | -6 |
| ЖС36 | 1409 | 1378 | 14 |
| CMSX-4 | 1404 | 1392 | -4 |
| Rene N5 | 1387 | 1385 | 13 |
| PWA1484 | 1403 | 1395 | 9 |
| CMSX-10 | 1441 | 1388 | -23 |
| Rene N6 | 1439 | 1401 | -20 |
| 75H13XCP | 1103 | 1079 | -24 |
| 71H18XCP | 1144 | 1135 | -9 |
| 92HCP | 1054 | 1064 | 10 |

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикунов М.В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок. – М.: МИСиС, 2005. – 416 с.
2. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: МИСиС, 2001. – 632 с.
3. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов, В.Д. Белов, М.В. Пикунов и др. – М.: ИД МИСиС, 2011. – 615 с.
4. Михайлов А.М., Зубарев К.А., Котельников Г.И. и др. Модель испарения компонентов никелевых сплавов при плавке в вакуумной индукционной печи // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 1. С. 35 – 38.
5. Теория и практика непрерывного литья заготовок / А.Н. Смирнов, А.Я. Глазков, В.Л. Пилушенко и др. – Донецк: ДонГТУ, ООО «Лебедь», 2000. – 371 с.
6. Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова, А.Ю. Цупрун. – Донецк: Изд-во НОРД-ПРЕСС, 2005. – 450 с.
7. Смирнов А.Н., Неделькович Л., Джурджевич М. и др. Расчет температуры ликвидус стали // Сталь. 1996. № 3. С.15 – 19.
8. Металловедение: Учебник. В 2-х томах. Т. II / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, К.К. Портной и др. – М.: ИД МИСиС, 2009. – 528 с.

9. Свойства элементов. Кн. 1 / М.Е. Дриц, А.М. Дриц, П.Б. Будберг и др. – М.: Издательский дом «Руда и Металлы», 2003. – 448 с.
10. Кристаллизация из расплавов: Справ. изд.: Пер. с нем. / И. Бартел, Э. Буриг, К. Хайн, Л. Кухарж. – М.: Металлургия, 1987. – 320 с.
11. Металловедение: Учебник. В 2-х томах. Т. I / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, К.К. Портной и др. – М.: ИД МИСиС, 2009. – 496 с.
12. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. I // Металловедение. 1997. № 4. С. 32 – 38.
13. Данилова И.И., Маркин В.В., Смолякова О.В. и др. Производство аморфной и нанокристаллической ленты методом литья на одновалковой МНЛЗ // Вестник ЮУрГУ. 2008. № 9. С. 16 – 20.
14. Альмяшев В.И., Гусаров В.В. Термические методы анализа: Учеб. пособие. – СПб.: СПбГЭТУ (ЛЭТИ), 1999. – 40 с.
15. Мельниченко А.С. Статистический анализ в металлургии и материаловедении. – М.: ИД МИСиС, 2009. – 268 с.

Поступила 6 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, pp. 644–649.

PREDICTION OF LIQUIDUS TEMPERATURE OF NICKEL-BASED COMPLEX ALLOYED STEELS

K.A. Zubarev, G.I. Kotel'nikov, K.O. Titova, A.E. Semin, M.A. Mikhailov

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

Abstract. Melting of steel and alloys is usual finished with casting a metal into a mold. It is necessary to know the liquidus temperatures of the casting alloy. The problem of casting is especially relevant for developing the technology of smelting the nickel-based alloys containing large amount of alloying elements. The aim of this work was to create a model for prediction the liquidus temperature of nickel-based complex alloyed steels. According to the literary data on the diagrams of the binary systems, the regression coefficients of the equations of liquidus and solidus lines of binary systems were defined. The data array of the regression coefficients is expanded from 21 to 27 elements, that allows to cover wider range of nickel-based complex alloyed steel. Testing of the model, formed with the data for double alloys, according to the array of experimentally defined liquidus temperatures of nickel-base complex alloyed steels shows that it is possible to predict the liquidus temperature of such alloys with an accuracy high enough for technological practice – ± 19.8 °C – using the created model.

Keywords: model, liquidus temperature, regression coefficients, complex alloyed steel, nickel-based alloys.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-644-649

REFERENCES

1. Pikunov M.V. *Plavka metallov, kristallizatsiya spлавov, zatverdevanie otlivok* [Metal smelting, alloys crystallization, solidification of castings]. Moscow: MISiS, 2005, 416 p. (In Russ.).
2. Kablov E.N. *Litye lopatki gazoturbinnykh dvigatelei (splavy, tekhnologiya, pokrytiya)* [Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coating)]. Moscow: MISiS, 2001, 632 p. (In Russ.).
3. Kurdyumov A.V., Belov V.D., Pikunov M.V. etc. *Proizvodstvo otlivok iz spлавov tsvetnykh metallov* [Production of castings from non-ferrous metals and alloys]. Moscow: ID MISiS, 2011, 615 p. (In Russ.).

4. Mikhailov A.M., Zubarev K.A., Kotel'nikov G.I., Semin A.E., Grigorovich K.V. Model of evaporation of the components at the nickel alloys smelting in a vacuum induction furnace. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 1, pp. 35–38. (In Russ.).
5. Smirnov A.N., Glazkov A.Ya., Pilyushenko V.L., Efimov V.A., Brodskii S.S., Pikus M.I. *Teoriya i praktika nepreryvnogo lit'ya zagotovok* [Theory and practice of continuous casting]. Donetsk: DonGTU, ООО “Lebed”, 2000, 371 p. (In Russ.).
6. Smirnov A.N., Safonov V.M., Dorokhova L.V., Tsuprun A.Yu. *Metallurgicheskie mini-zavody* [Metallurgical mini-plants]. Donetsk: Izdatel'stvo NORD-PRESS, 2005, 450 p. (In Russ.).
7. Smirnov A.N., Nedel'kovich L., Dzhurdzhevich M., Chernobaeva T.V., Odanovich Z. Calculation of liquidus temperature of steel. *Stal'*. 1996, no. 3, pp. 15–19. (In Russ.).
8. Novikov I.I., Zolotarevskii V.S., Portnoi K.K., Belov N.A., Livanov D.V., Medvedeva S.V., Aksenov A.A., Evseev Yu.V. *Metallovedenie. Uchebnik. V 2-kh tomakh. T. II* [Metal science. Textbook in 2 vols. Vol. 2]. Moscow: ID MISiS, 2009, 528 p. (In Russ.).
9. Driks M.E., Driks A.M., Budberg P.B., Kuznetsov N.T., Panovko V.M. *Svoistva elementov. Kn. 1* [Properties of elements. Book 1]. Moscow: Izdatel'skii dom “Ruda i Metally”, 2003, 448 p. (In Russ.).
10. Hein K., Buhrig E. Barthel J. Kuchař L. *Kristallisation aus Schmelzen*, VGI Leipzig, 1983, 344 s. (Russ.ed.: Hein K., Buhrig E. Barthel J. Kuchař L. *Kristallizatsiya iz rasplavov: Sprav. izd.* Trans. from German. Moscow: Metallurgiya, 1987, 320 p.)
11. Novikov I.I., Zolotarevskii V.S., Portnoi K.K., Belov N.A., Livanov D.V., Medvedeva S.V., Aksenov A.A., Evseev Yu.V. *Metallovedenie. Uchebnik. V 2-kh tomakh. T. I* [Metal science. Textbook in 2 vols. Vol. 1]. Moscow: ID MISiS, 2009, 496 p. (In Russ.).
12. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nickel superalloys for casting of blades with oriented and monocrystalline structure (part 1). *Materialovedenie*. 1997, no. 4, pp. 32–38. (In Russ.).
13. Danilova I.I., Markin V.V., Smolyakova O.V., Roshchin V.E., Il'in S.I., Goikhenberg Yu.N. Production of amorphous and nanocrystalline belt by molding on one-roll continuous casting machine. *Vestnik YuUrGU*. 2008, no. 9, pp. 16–20. (In Russ.).
14. Al'myashev V.I., Gusarov V.V. *Termicheskie metody analiza: Ucheb. posobie* [Thermal analysis methods: Textbook]. St. Petersburg: SPbGETU (LETI), 1999, 40 p. (In Russ.).

15. Mel'nichenko A.S. *Statisticheskii analiz v metallurgii i materialovedenii* [Statistical analysis in metallurgy and materials science]. Moscow: ID MISiS, 2009, 268 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed within the framework of the Federal Target Program "Research and development in priority areas of scientific-technological complex of Russia for 2014-2020". Project no. 14.578.21.0023 "Development and introduction of resource-saving technologies of production of complex alloyed steels and alloys with desired properties for components and aerospace units". The unique identifier of the agreement is RFMEFI57814X0023.

Information about the authors:

K.A. Zubarev, *Postgraduate of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"*

G.I. Kotel'nikov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metallurgy of Steel and Ferroalloys"* (gikotelnikov@yandex.ru)

K.O. Titova, *Engineer*

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

M.A. Mikhailov, *Head of the Laboratory*

Received July 6, 2016

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК В МНЛЗ

*Краюшкин Н.А., ведущий инженер-программист кафедры энергоэффективных
и ресурсосберегающих промышленных технологий (KNA-1989@mail.ru)*

*Прибытков И.А., к.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий, зам. зав. кафедрой по уч. работе*

*Шатохин К.С., к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий*

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

Аннотация. Изложены результаты исследования влияния неоднородности граничных условий на интенсивность охлаждения металла в процессе непрерывной разливки цилиндрических заготовок из антикоррозионных марок сталей. Предполагается, что граничные условия неоднородны по длине заготовки. Приводится сравнительный анализ градиентов температур и возникающих термических напряжений в затвердевающей заготовке при разных режимах охлаждения, реализуемых в зоне вторичного охлаждения. На основе полученных результатов делаются выводы о влиянии интенсивности охлаждения на качество получаемых цилиндрических непрерывнолитых заготовок. Также даются рекомендации по организации рациональных тепловых режимов разливки цилиндрических непрерывнолитых заготовок.

Ключевые слова: непрерывная разливка, зона вторичного охлаждения, интенсивность охлаждения, неоднородность граничных условий, коэффициент теплоотдачи, скорость разливки, градиенты температур, термические напряжения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-650-655

При формировании круглой непрерывнолитой заготовки ее затвердевание обеспечивается за счет подачи охлаждающей водовоздушной смеси на поверхность заготовки. Известно, что одним из главных факторов скорости затвердевания заготовки является интенсивность ее охлаждения. Определяющим параметром при этом является величина коэффициента теплоотдачи между поверхностью заготовки и охлаждающей водой: чем выше интенсивность охлаждения заготовки, тем быстрее она затвердевает [1, 2].

Однако затвердевание заготовки невозможно рассматривать без учета качества получаемого литого металла. Помимо скорости затвердевания, крайне важно учитывать термические напряжения, возникающие в охлаждаемой заготовке. При превышении допустимых напряжений $\sigma_{\text{доп}}$ могут возникать наружные и внутренние трещины, что с большой вероятностью приведет к браку получаемой заготовки [3, 4].

На практике тепловое состояние затвердевающей непрерывнолитой заготовки определяется не только интенсивностью охлаждения (что учитывается граничными условиями при постановке задачи охлаждения), но и степенью неоднородности граничных условий по ее длине. Указанная неоднородность возникает при неправильной настройке системы охлаждения заготовки, возникновении возмущений, связанных с изменением

расходов подаваемых на охлаждение водо-воздушной смеси. Неоднородность граничных условий может вызывать термические напряжения не только в радиальном направлении, но и в осевом, т. е. по длине заготовки [5, 6].

Для анализа влияния неоднородности граничных условий на охлаждение заготовки была разработана математическая модель [7, 8]. В основе модели лежит дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности в цилиндрических координатах. Неоднородность граничных условий задавалась графиком изменения распределения коэффициентов конвективной теплоотдачи по длине заготовки. В ходе исследований определялись температурные поля по длине заготовки в процессе непрерывной разливки стали. Затем по известным формулам рассчитывались градиенты температур в каждом сечении и термические напряжения, возникающие в затвердевающем металле с шагом 0,25 м.

Изменение градиентов по длине в каждом сечении определялось по уравнению [9]

$$\text{grad } T = \frac{T_{\text{внутр}} - T_{\text{пов}}}{L}, \quad (1)$$

где $T_{\text{внутр}}$ – температура металла на границе раздела жидкой и твердой фазы, °С; $T_{\text{пов}}$ – температура на по-

верхности заготовки, °C; L – толщина корочки затвердевшего металла, мм.

Термические напряжения, возникающие в затвердевающей цилиндрической заготовке, определялись по уравнению [10 – 12]

$$\sigma = \frac{\beta E}{2} (1 - \nu) (T_{\text{внутр}} - T_{\text{пов}}) 10^{-6}, \text{ МПа}, \quad (2)$$

где β – коэффициент линейного расширения стали, °C⁻¹; E – модуль упругости, Па; ν – отношение Пуассон (для стали равно 0,3).

Для описания процесса затвердевания за основу принимается дифференциальное уравнение энергии с внутренними источниками теплоты, особенностью которого является учет выделения теплоты кристаллизации. В общем виде уравнение энергии при наличии внутренних источников теплоты записывается в виде [13, 14]

$$\rho \left(\frac{\Delta h}{d\tau} \right) = \text{div}(\lambda \text{grad} T) + q_v, \quad (3)$$

где $\frac{\Delta h}{d\tau}$ – полная (субстанциальная) производная энтальпии по времени, Дж/(м³·с); q_v – плотность внутренних источников теплоты, Вт/м³; λ – коэффициент теплопроводности стали, Вт/(м·К).

Уравнение решалось по неявной разностной схеме Кранка-Николсона в цилиндрических координатах [15].

В таблице представлены характеристики исследованных режимов охлаждения, которые определяют различную степень неоднородности граничных условий, например недостаток количества охлаждаемой среды, изменения количества подаваемой охлаждающей смеси по длине заготовки и т.д. Во всех режимах на воздухе предполагается одинаковая интенсивность охлаждения, характеризуемая коэффициентом теплоотдачи $\alpha = 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$. При расчетах принималось, что имеется симметрия граничных условий по окружности.

В ходе исследований проводился анализ зависимости градиентов температур в сечениях от интенсивности охлаждения заготовки и возникающих термических напряжений, появляющихся в заготовке по мере ее охлаждения. Исследовались выбранные режимы для зоны вторичного охлаждения и воздуха.

Все исследования проводились с целью найти те условия охлаждения, при которых максимальные термические напряжения, возникающие в заготовке σ_{max} , будут меньше допустимых термических напряжений $\sigma_{\text{доп}}$ для антикоррозионных марок сталей. Это важно, так как в случае превышения допустимых термических напряжений велика вероятность появления наружных и внутренних трещин, что ведет к браку получаемой заготовки.

Необходимо отметить, что при прогнозировании разрушения стали от температурных напряжений не-

обходимо использовать временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$ в качестве $\sigma_{\text{доп}}$. Согласно данным работ [16, 17] $\sigma_{\text{доп}}$ принимают равным $0,9\sigma_{\text{в}}$. Для антикоррозионных марок сталей $\sigma_{\text{в}}$ примерно равняется 1010 МПа [5]. Следовательно $\sigma_{\text{доп}} = 0,9 \cdot 1000 \text{ МПа} = 909 \text{ МПа}$.

На рис. 1 – 7 показано изменение градиентов и термических напряжений, возникающих при охлаждении заготовки по ее длине.

Как видно из рис. 1, градиенты температур при коэффициенте теплоотдачи $\alpha = 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ на поверхности затвердевающей заготовки получаются значительно ниже допустимых. Это объясняется тем, что при таком режиме интенсивность отвода теплоты от поверхности заготовки станет минимальной. Благодаря этому заготовка будет охлаждаться гораздо медленнее, чем при более интенсивном охлаждении. Это приведет к уменьшению градиентов температур по длине заготовки.

При коэффициенте теплоотдачи $\alpha = 250 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ по длине ЗВО термические напряжения постепенно увеличиваются, достигая максимума на выходе из зоны вторичного охлаждения (рис. 2). В зоне воздушного естественного охлаждения происходит постепенное снижение термических напряжений, что объясняется уменьшением разностей температур на границе раздела фаз и поверхностью заготовки.

При коэффициенте теплоотдачи $\alpha = 500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ также происходит постепенное увеличение термических напряжений, что объясняется увеличением перепада температур по сечению в затвердевшем металле (рис. 3). Причем термические напряжения при таком режиме будут больше, чем в режимах I и II, что объясняется большей интенсивностью отвода тепла от затвердевшего металла.

Из рис. 4 видно, что при постепенном снижении интенсивности теплоотдачи по длине заготовки термические напряжения тоже постепенно снижаются, несмотря на небольшой рост в начале. Это объясняется тем, что

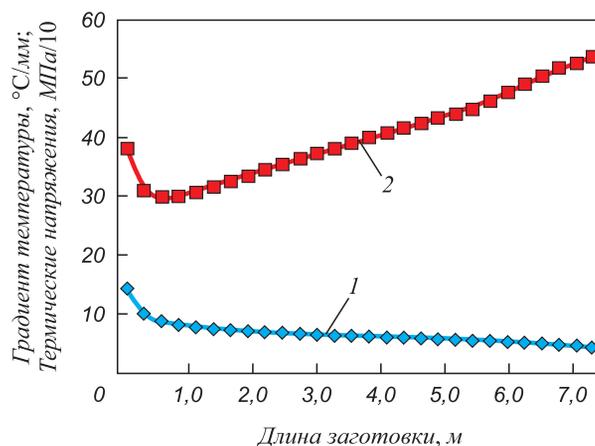


Рис. 1. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) в режиме I

Fig. 1. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the mode I

Исследуемые режимы охлаждения заготовки в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) и на воздухе

Tested cooling modes in the secondary billet cooling zone (SBCZ) and on air

| Режим | Коэффициенты теплоотдачи, Вт/(м ² ·К) | Схема распределения интенсивности охлаждения <i>1</i> – заготовка, <i>2</i> – коэффициент теплоотдачи | Описание режима |
|-------|---|--|---|
| I | $\alpha = 30$ | | Равномерное охлаждение заготовки по всей длине с минимальной интенсивностью охлаждения на воздухе |
| II | $\alpha = 250$ | | Равномерное охлаждение заготовки по всей длине в ЗВО |
| III | $\alpha = 500$ | | Равномерное охлаждение заготовки по всей длине в ЗВО |
| IV | $\alpha_1 = 400,$ $\alpha_2 = 300,$ $\alpha_3 = 200,$ $\alpha_4 = 100,$ $\alpha_5 = 30$ | | Постепенное снижение интенсивности охлаждения заготовки по всей длине |
| V | $\alpha_1 = 30,$ $\alpha_2 = 100,$ $\alpha_3 = 200,$ $\alpha_4 = 300,$ $\alpha_5 = 400$ | | Постепенное увеличение интенсивности охлаждения заготовки по всей длине |
| VI | $\alpha_1 = 400,$ $\alpha_2 = 30,$ $\alpha_3 = 400$ | | Резкое снижение интенсивности охлаждения заготовки на локальном участке в ЗВО |
| VII | $\alpha_1 = 30,$ $\alpha_2 = 400,$ $\alpha_3 = 30$ | | Резкое увеличение интенсивности охлаждения заготовки на локальном участке в ЗВО |

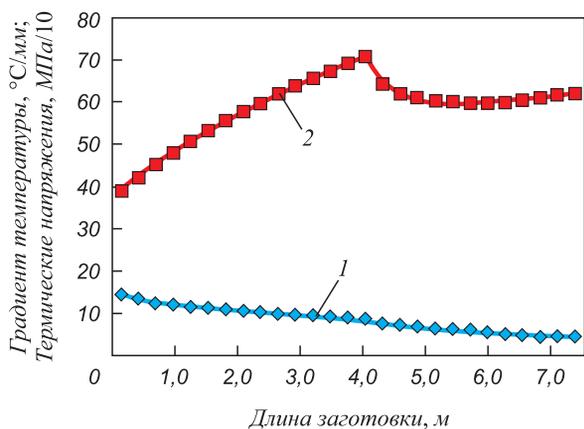


Рис. 2. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) в режиме II

Fig. 2. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the mode II

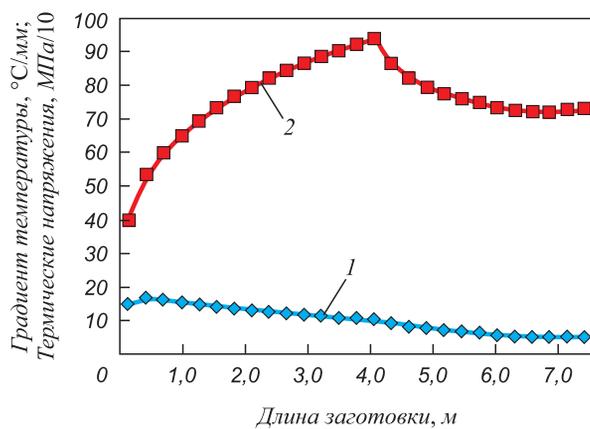


Рис. 3. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) в режиме III

Fig. 3. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the mode III

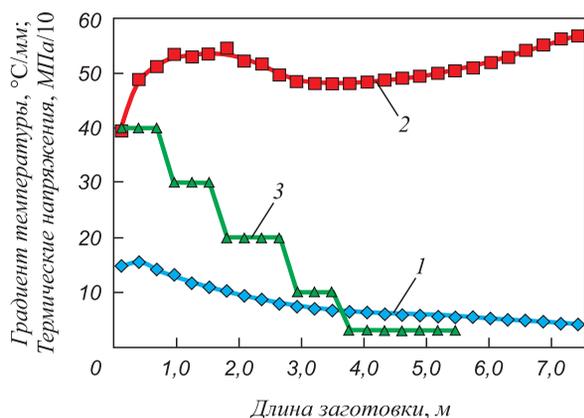


Рис. 4. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) при постепенном снижении коэффициентов теплоотдачи, $\alpha/10$, Вт/(м²·К) (3) по всей длине ЗВО (режим IV)

Fig. 4. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the gradual reduction of heat transfer coefficients, $\alpha/10$, W/(m²·K) (3) over the entire secondary cooling length (mode IV)

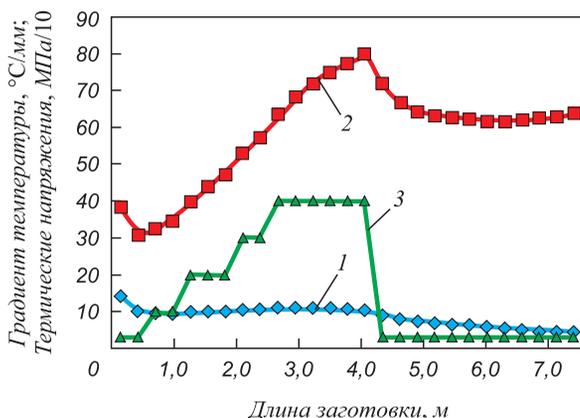


Рис. 5. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) при постепенном увеличении коэффициентов теплоотдачи, $\alpha/10$, Вт/(м²·К) (3) по всей длине ЗВО (режим V)

Fig. 5. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the gradual increasing of heat transfer coefficients, $\alpha/10$, W/(m²·K) (3) over the entire secondary cooling length (mode V)

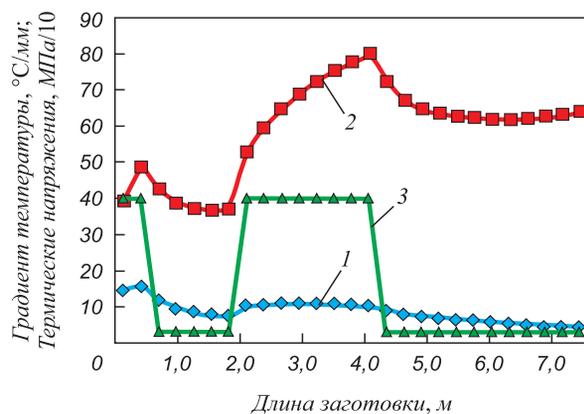


Рис. 6. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) при резком снижении коэффициента теплоотдачи, $\alpha/10$, Вт/(м²·К) (3) в ЗВО (режим VI)

Fig. 6. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the sharp reduction of heat transfer coefficient, $\alpha/10$, W/(m²·K) (3) in the secondary cooling zone (mode VI)

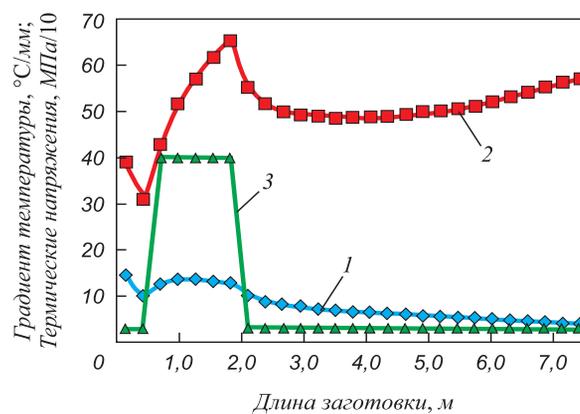


Рис. 7. График изменения градиентов температур (1) и термических напряжений (2) при резком увеличении коэффициента теплоотдачи, $\alpha/10$, Вт/(м²·К) (3) в ЗВО (режим VII)

Fig. 7. Diagram of temperature gradients (1) and thermal stresses (2) at the sharp increasing of heat transfer coefficient, $\alpha/10$, W/(m²·K) (3) in the secondary cooling zone (mode VII)

при уменьшении значений коэффициентов теплоотдачи разность температур по сечению тоже становится меньше и, следовательно, термические напряжения падают.

На рис. 5 постепенный рост термических напряжений по длине заготовки также объясняется постепенным ростом коэффициентов теплоотдачи. При выходе на воздух снова наблюдается снижение величин термических напряжений вместе со снижением интенсивности теплоотдачи.

При резком повышении интенсивности охлаждения затвердевающей заготовки на локальном участке в этой области происходит снижение величин термических напряжений (рис. 6). При возвращении коэффициентов теплоотдачи на прежний уровень термические напряжения также начинают расти, что связано с увеличением перепада температур в сечениях.

При резком увеличении интенсивности теплоотдачи на локальном участке наблюдается увеличение термических напряжений, что полностью согласуется с предыдущими результатами исследований (рис. 7).

Из анализа результатов исследований следует, что наименьшие термические напряжения происходят в режиме I. Однако при этом виден их рост при неизменной интенсивности теплоотдачи. Увеличение термических напряжений наблюдается по всей ЗВО также в режимах II и III. Более того, как видно из рис. 3, при коэффициенте теплоотдачи $\alpha = 500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ термические напряжения достигают значений выше допустимых $\sigma_{\text{доп}}$ для антикоррозионных марок сталей, что с большой долей вероятности может привести к внутренним и наружным трещинам.

В случаях с режимами VI и VII, когда происходит локальное резкое снижение или увеличение интенсивности охлаждения заготовки, видно, что аналогично реагируют и термические напряжения. При резком снижении интенсивности охлаждения вследствие уменьшения перепада температур по сечению значения термических напряжений также падают. И, наоборот, при резком увеличении интенсивности охлаждения, как в режиме VII, наблюдается рост термических напряжений. Резкое изменение термических напряжений при температурах ведения процесса непрерывной разливки стали также может привести к появлению наружных и внутренних дефектов.

В режиме V значения термических напряжений не превышают допустимых, но наблюдается существенная неоднородность их распределения по длине заготовки, что также может привести к появлению дефектов в заготовке.

Наиболее рациональным с точки зрения допустимых термических напряжений можно считать режим IV. Объясняется это тем, что в данном режиме в силу высокой интенсивности теплоотдачи в начале ($\alpha = 400 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$) термические напряжения растут, но с постепенным уменьшением интенсивности теплоотдачи практически монотонно снижается и величина термических

напряжений, не превышая при этом допустимых значений $\sigma_{\text{доп}}$. При достижении минимальных значений интенсивности теплоотдачи видно, что термические напряжения снова начинают расти, что, впрочем, свойственно для всех семи режимов. Объясняется это тем, что в зоне выхода металла из ЗВО на воздух внутри, где заготовка полностью затвердела, ее температура в центре также уменьшается, но медленнее, чем на поверхности. Именно поэтому начинают увеличиваться градиенты температур. Это, в свою очередь, ограничивает время охлаждения заготовки до того момента, пока не будут достигнуты допустимые термические напряжения.

Из проведенного анализа хорошо видна прямая корреляция между неоднородностью граничных условий охлаждения заготовки и величинами термических напряжений, возникающих в радиальном направлении: чем выше интенсивность охлаждения, тем больше термические напряжения. Это позволяет управлять режимами охлаждения и прогнозировать вероятность появления наружных и внутренних трещин в отливаемых заготовках в зависимости от количества подаваемой охлаждающей среды.

Выводы. Показано, что неоднородность граничных условий оказывает сильное влияние на тепловое состояние затвердевающей непрерывнолитой заготовки и может приводить к появлению различных дефектов в получаемой заготовке.

При организации охлаждения заготовок в ЗВО необходимо выбирать рациональную схему формирования граничных условий по длине заготовки с учетом ее геометрических размеров и теплофизических свойств металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. С. 131 – 135.
2. Кан Ю.Е. Управление технологическим процессом производства непрерывнолитых заготовок. – В кн.: Непрерывная разливка стали. – М.: Металлургия, 1989. С. 9 – 16.
3. Лин Дж.Б. Исследование непрерывной разливки стали. – М.: Металлургия, 1982. – 200 с.
4. Стальной слиток. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, В.В. Филиппов. – Минск: Бел. наука, 2000. – 640 с.
5. Малиночка Я.Н., Моисеева Л.А., Есаулова Т.В. Некоторые дефекты непрерывнолитых слябов и улучшение качества металла // Сталь. 1987. № 10. С. 27 – 30.
6. Мищенко И.О. Управление уровнем дефектов поверхности и макроструктуры непрерывнолитых слябов МНЛЗ: Автореф. дис... канд. техн. наук. – М.: МИСиС, 2006. – 25 с.
7. Краюшкин Н.А., Кузнецова Н.П. Исследование тепловых режимов затвердевания круглых сортовых заготовок из высококачественных марок сталей при полунепрерывной разливке стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 7. С. 45 – 48.
8. Кузнецова Н.П., Никитин Д.А. // 66-е дни науки НИТУ «МИСиС». С. 287 – 294.
9. Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей: Учебно-справочное издание. – М.: Теплотехник, 2004. – 400 с.
10. Темлянцева М.В., Осолкова Т.Н. Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения сталей и сплавов. – М.: Флинта: Наука, 2005. – 195 с.

11. Тайц Н.Ю. Технология нагрева стали. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 567 с.
12. Metallurgicheskaya teplotekhnika. T. 1. Teoreticheskie osnovy: Uchebnyk dlya vuzov / V.A. Krivandin, V.A. Arutyunov, B.S. Mastryukov i dr. – М.: Metallurgiya, 1986. – 424 с.
13. Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок: Учеб. пособие. – М.: Metallurgiya, 1988. – 142 с.
14. Акименко А.Д., Коротков, К.П., Майоров Н.П. Освоение непрерывной разливки стали. – Л.: Судпромгиз, 1960. – 227 с.
15. Кузнецова Н.П., Краюшкин Н.А. Исследование тепловых режимов затвердевания при полунепрерывной разливке круглых стальных слитков для производства бесшовных труб // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 3. С. 34 – 38.
16. Краснокутский П.Г., Кривандин В.А., Безруков В.И., Оляк В.Д. Температурные напряжения в условиях скоростного струйного нагрева металла // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. № 11. С. 25 – 27.
17. Краснокутский П.Г., Кривандин В.А., Оляк В.Д., Безруков В.И. Определение допустимой интенсивности нагрева металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 7. С. 115 – 119.

Поступила 3 ноября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, PP. 650–655.

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF BOUNDARY CONDITIONS HETEROGENEITY ON THE COOLING RATE OF CYLINDRICAL BILLETS AT CCM

N.A. Krayushkin, I.A. Pribytkov, K.S. Shatokhin

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

Abstract. The article presents the results of the investigation of influence of the boundary conditions heterogeneity on the rate of cooling of the metal during the continuous casting of cylindrical billets of high-quality steel grades. It was assumed that the boundary conditions are not uniform along the length of the billet. The authors have made the comparative analysis of temperature gradients and thermal stresses occurring in solidifying billet at different cooling modes implemented in the secondary cooling zone. The conclusions about the impact of the cooling intensity on the quality of the cylindrical cast billets were obtained on the basis of these results. The article also provides recommendations on the organization of rational heating modes of casting of cylindrical cast billets.

Keywords: continuous casting, secondary cooling zone, cooling intensity, boundary conditions heterogeneity, heat transfer coefficient, casting mode, temperature gradients, thermal stress.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-650-655

REFERENCES

1. Evteev D.P., Kolybalov I.N. *Nepreryvnoe lit'e stali* [Continuous casting of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984, pp. 131–135. (In Russ.).
2. Kan Yu.E. Process control of cast billets production. In: *Nepreryvnaya razlivka stali* [Continuous casting]. Moscow: Metallurgiya, 1989, pp. 9–16. (In Russ.).
3. *A study of the continuous casting of steel*. International Iron and Steel Institute, Brussels, 1977. (Russ.ed.: Lean J.B. *Issledovanie nepreryvnoi razlivki stali*. Moscow: Metallurgiya, 1989, pp. 9–16).
4. Samoilovich Yu.A., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Filippov V.V. *Stal'noi slitok: v 3-kh t. T. 2. Zatverdevanie i okhlazhdenie* [Steel ingot: in 3 vols. Vol. 2. Solidification and cooling]. Minsk: Bel. navuka, 2000, 637 p. (In Russ.).
5. Malinochka Ya.N., Moiseeva L.A., Esaulova T.V. Some defects in continuously cast slabs and metal quality improvement. *Stal'*, 1987, no. 10, pp. 27–30. (In Russ.).
6. Mishchenko I.O. *Upravlenie urovnem defektov poverkhnosti i makrostruktury nepreryvno-litykh slyabov MNLZ: avtoref. dis... kand. tekhn. nauk*. [Management of defects level of surface and macrostructure of cast slabs: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 2006, 25 p. (In Russ.).
7. Krayushkin N.A., Kuznetsova N.P. Investigation of thermal conditions of round billets of high-quality steel solidification for semi-continuous casting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 7, pp. 45–48. (In Russ.).
8. Kuznetsova N.P., Nikitin D.A. In: *66-e dni nauki NITU "MISiS" [66th Scientific Days]*. Moscow: MISiS, pp. 287–294. (In Russ.).
9. Gusovskii V.L., Lifshits A.E. *Metodiki rascheta nagrevatel'nykh i termicheskikh pechei: Uchebno-spravochnoe izdanie* [Methods for calculating the heating and heat treatment furnaces: Educational and reference book]. Moscow: Teplotekhnika, 2004, 400 p. (In Russ.).
10. Temlyantseva M.V., Oskolkova T.N. *Treshchinoobrazovanie v protsessakh nagreva i okhlazhdeniya staley i splavov* [Cracking in the heating and cooling processes of steels and alloys]. Moscow: Flinta: Nauka, 2005, 195 p. (In Russ.).
11. Taits N.Yu. *Tekhnologiya nagreva stali* [Technology of steel heating]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 567 p. (In Russ.).
12. Krivandin V.A., Arutyunov V.A., Mastryukov B.S. etc. *Metallurgicheskaya teplotekhnika. T.1. Teoreticheskie osnovy: Uchebnyk dlya vuzov* [Metallurgical heat engineering. Vol.1. Theoretical foundations: A Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 424 p. (In Russ.).
13. Emel'yanov V.A. *Teplovaya rabota mashin nepreryvnogo lit'ya zagotovok: Uchebnoe posobie* [Thermal operation of continuous casting machines: Textbook]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 142 p. (In Russ.).
14. Akimenko A.D., Korotkov, K.P., Maiorov, N.P. *Osvoenie nepreryvnoi razlivki stali* [Development of continuous casting of steel]. Leningrad: Sudpromgiz, 1960, 227 p. (In Russ.).
15. Kuznetsova N.P., Krayushkin N.A. Research of thermal modes of solidification in semi-continuous casting of round steel ingots for the production of seamless tubes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 3, pp. 34–38. (In Russ.).
16. Krasnokutskii P.G., Krivandin V.A., Bezrukov V.I., Ol'yak V.D. Thermal stresses in a high-speed jet of metal heating. *Kuznechno-shampovochnoe proizvodstvo*. 1983, no. 11, pp. 25–27. (In Russ.).
17. Krasnokutskii P.G., Krivandin V.A., Ol'yak V.D., Bezrukov V.I. Determination of permissible metal heat intensity. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1984, no. 7, pp. 115–119. (In Russ.).

Information about the authors:

N.A. Krayushkin, Senior Software Engineer of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies” (KNA-1989@mail.ru)

I.A. Pribytkov, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies”, Deputy Head of the Chair

K.S. Shatokhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies”

Received November 3, 2015

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ ОКИСЛЕНИЯ УГЛЕРОДА В ХРОМСОДЕРЖАЩИХ РАСПЛАВАХ АРГОНО-КИСЛОРОДНОЙ 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»

Табаков Я.И.², инженер-исследователь

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. Проведены исследования процессов обработки кислородосодержащей плазмой сплавов типа Fe–Cr и Fe–Cr–Ni на лабораторной установке, которая представляет собой плазменную печь с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом и дает возможность моделировать процессы, происходящие в пятне контакта плазменной дуги и поверхности расплава. Разработана математическая модель, позволяющая описывать процессы, происходящие при взаимодействии расплава и плазменного факела. По результатам экспериментов определены кинетические параметры процесса обезуглероживания высокохромистых расплавов аргоно-кислородной плазмой. Полученные результаты показывают, что обработка высокохромистых расплавов плазмой, содержащей не более 15 – 17 % кислорода, позволяет получать высокую степень обезуглероживания расплава при низком угаре хрома. Сопоставление расчетов по модели и экспериментальных данных показало хорошую сходимость результатов.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь, обезуглероживание, плазма, кинетика, математическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-656-662

Коррозионностойкие стали предназначены для работы в средах с повышенной агрессивностью. Подверженность металлов коррозии определяется их термодинамической устойчивостью, а также возможностью пассивации – перехода в состояние относительно высокой коррозионной стойкости [1]. Для достижения высокой коррозионной стойкости материала в рабочей среде и обеспечения комплекса физико-химических характеристик применяют легирование сталей и сплавов.

Основными легирующими элементами коррозионностойких сталей, повышающими коррозионную стойкость, а также стабилизирующими аустенитную структуру металла, являются хром и никель [2]. Содержание хрома в коррозионностойких сталях в зависимости от марки варьируется в диапазоне от 11 до 30 %, содержание никеля – от 8 до 21 %. В коррозионностойких

сталях присутствуют и вредные примеси, такие как углерод, сера, фосфор, кислород и т.д., снижающие коррозионную стойкость, жаропрочность, свариваемость и деформируемость в горячем и холодном состоянии.

Наиболее трудной задачей при выплавке коррозионностойких сталей является процесс обезуглероживания расплава. Углерод является причиной возникновения межкристаллитной коррозии (МКК) вследствие образования карбидов хрома по границам зерен [3]. Современные методы выплавки коррозионностойких сталей, использующие агрегаты аргоно-кислородного рафинирования (АКР) и вакуум-кислородного рафинирования (ВКР), позволяют провести достаточно глубокое обезуглероживание расплава, сохраняя ценные легирующие элементы. Однако для машиностроительных заводов, выплавляющих подобные стали малыми партиями, установка агрегата типа АКР зачастую экономически не выгодна. В данном случае коррозионностойкая сталь выплавляется с проведением окислительного рафинирования в дуговой печи, что ведет к значительным потерям хрома и повышению себестоимости продукции [4].

Как известно из литературных данных [5], благоприятными условиями для удаления углерода из хромис-

* 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.

тых сплавов являются высокая температура и низкое парциальное давление оксида углерода над расплавом.

Для таких условий оптимальным может являться технология плазменной выплавки стали, поскольку обработка в ней относительно небольших масс металла наиболее эффективна вследствие малой площади взаимодействия в активном пятне дуги [6, 7]. Также плазма обеспечивает возможность перегрева поверхности металла в активной зоне дуги, что создает благоприятные условия для окисления поверхностно активных элементов, таких как углерод, а непрерывный отвод газообразных продуктов реакции позволяет снизить парциальное давление оксида углерода над расплавом [7, 8].

Целью данной работы было исследование процессов взаимодействия углерода и хрома с аргоно-кислородной плазмой в зоне взаимодействия металла и плазменного факела.

Исследование процессов, происходящих при взаимодействии компонентов расплава с аргоно-кислородной плазмой, проводилось на лабораторной установке, которая включала плазменную печь постоянного тока с напряжением холостого хода до 140 В и рабочим током до 300 А, систему подготовки газа и аналитический блок. В данной установке моделировали процессы, протекающие в печи в зоне плазменного факела, так как размер поверхности капли исследуемого металла был соизмерим с активным пятном плазменной дуги.

Плавление пробы металла известного состава и массы осуществляли при помощи аргоно-кислородсодержащей плазмы. Проба металла находилась на медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Масса пробы исследуемого металла составляла 10 – 12 г. После помещения пробы в кристаллизатор и продувки печи газом заданного состава в течение 10 – 15 мин включали плазмотрон. Эксперименты проводили при мощности дуги от 1,6 до 2,4 кВт, расход плазмообразующего газа (аргона) составлял 450 мл·мин⁻¹ при общем давлении газа в печи 0,1 МПа. Содержание кислорода в плазмообразующем газе варьировалось в диапазоне от 7 до 30 %.

Для описания процессов, происходящих при обработке металла окислительной плазмой, была разработана динамическая математическая модель, которая позволяла рассчитывать скорости взаимодействия компонентов ванны и окислительного потока, учитывала все реакции, протекающие при взаимодействии низкотемпературной плазмы с расплавом в реакционной зоне. За основу была взята математическая модель, предложенная в работе [9].

При создании математического описания процесса взаимодействия плазмообразующего газа с расплавом были сделаны следующие допущения [10, 11]:

- степень ионизации газа не превышает 1,5 %;
- в качестве окислителя принимается кислород в плазмообразующем газе;

– кислород полностью расходуется на окисление компонентов реакционной зоны.

Для расчета состава газовой фазы над расплавом использовали универсальную программу определения равновесных параметров многокомпонентных гетерогенных систем «Терра», разработанную в МГТУ им. Н.В. Баумана. Данная программа была разработана в том числе для моделирования процессов, происходящих в плазме [12].

Расчет состава газового факела проводился для области реальных температур в плазменной печи в диапазоне от 1800 К на внутренней границе диффузионного слоя у поверхности расплава до 5000 К на внешней его границе, имеющей температуру плазмы.

Как показывают расчеты, при температурах свыше 3200 К происходит диссоциация молекулярного кислорода до атомарного (15 % от кислорода дутья). Поскольку содержание атомарного кислорода в факеле не велико, влиянием его на процессы было решено пренебречь.

При взаимодействии окислительного потока с металлической ванной были рассмотрены реакции окисления компонентов, представленные в табл. 1, в которой показаны значения изменения энергий Гиббса соответствующих реакций [5, 13].

На основании постулатов Л. Онзагера, процесс окисления-восстановления компонента расплава описывали уравнением (перекрестным влиянием пренебрегаем, рассматриваем только сопряженный поток)

$$V_K(t) = -SL_K \text{grad} \mu_K, \quad (1)$$

где $V_K(t)$ – скорость образования продукта реакции окисления K -го вещества, кмоль/с; S – поверхность взаимодействия, м²; L_K – коэффициент Л. Онзагера, кмоль²/(кДж·м·с); μ_K – химический потенциал K -го компонента, кДж/кмоль.

Градиент химического потенциала K -го компонента рассчитывали по уравнению

Таблица 1

Реакции окисления компонентов ванны в реакционной зоне за счет кислорода

Table 1. Oxidizing reactions of bath components in the reaction zone by oxygen

| Реакция окисления | Изменение энергии Гиббса, Дж/моль |
|--|--|
| $[\text{Fe}] + 1/2 \{ \text{O}_2 \} = (\text{FeO})$ | $\Delta G_{\text{Fe-O}_2}^\circ = -237\,950 + 50T$ |
| $[\text{Mn}] + 1/2 \{ \text{O}_2 \} = (\text{MnO})$ | $\Delta G_{\text{Mn-O}_2}^\circ = -361\,560 + 107T$ |
| $[\text{C}] + 1/2 \{ \text{O}_2 \} = (\text{CO})$ | $\Delta G_{\text{C-O}_2}^\circ = -431\,260 + 51T$ |
| $[\text{Si}] + \{ \text{O}_2 \} = (\text{SiO}_2)$ | $\Delta G_{\text{Si-O}_2}^\circ = -82\,773 + 228T$ |
| $[\text{Cr}] + 3/4 \{ \text{O}_2 \} = 1/2 (\text{Cr}_2\text{O}_3)$ | $\Delta G_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^\circ = -1\,864\,050 + 742,2T$ |

$$\text{grad } \mu = \frac{1}{\delta} RT \ln \frac{K_{\phi}}{K_p}, \quad (2)$$

где δ – толщина пограничного слоя, м; R – универсальная газовая постоянная, равная 8,31 кДж/(кмоль·К); T – температура, К; K_{ϕ} – фактическая константа реакции окисления $k_1[A] + k_2\{B\} = k_3(A_xB_y)$; K_p – константа равновесия реакции, определяется как функция от температуры.

Фактическую константу реакции окисления $k_1[A] + k_2\{B\} = k_3(A_xB_y)$ рассчитывали по формуле

$$K_{\phi} = \frac{\eta_{(A_xB_y)}^{k_3}}{\eta_{[A]}^{k_1} P_{O_2}^{k_2}}, \quad (3)$$

где $\eta_{(A_xB_y)}$ – мольная доля продукта реакции окисления компонента металла в шлаке; $\eta_{[A]}$ – мольная доля окисляемого компонента; P_{O_2} – парциальное давление кислорода; k_1, k_2, k_3 – соответствующие стехиометрические коэффициенты реакции.

Скорость окисления элементов описывали следующим выражением, кмоль/с

$$V(t) = -SL \frac{1}{\delta} RT \ln \frac{K_{\phi}}{K_p}. \quad (4)$$

Зная скорости образования продуктов реакции и соответствующие стехиометрические коэффициенты, можно определить скорость окисления компонентов расплава.

Для расчета скоростей окисления компонентов реакционной зоны необходимо оценить произведение $SL \frac{1}{\delta}$.

С учетом того, что было принято полное усвоение кислорода, достигшего реакционной зоны, то справедливо следующее выражение для описания баланса кислорода

$$J_{O_2}^{p3} = k_{O_2}^{Fe-O} V_{O_2}^{Fe} + k_{O_2}^{Mn-O} V_{O_2}^{Mn} + k_{O_2}^{C-O} V_{O_2}^C + k_{O_2}^{Si-O_2} V_{O_2}^{Si} + k_{O_2}^{Cr_2-O_3} V_{O_2}^{Cr}, \quad (5)$$

где $J_{O_2}^{p3}$ – количество кислорода в плазменном факеле при встрече с реакционной зоной, кмоль/с; $k_{O_2}^{Fe-O}, k_{O_2}^{Mn-O}, k_{O_2}^{C-O}, k_{O_2}^{Si-O_2}, k_{O_2}^{Cr_2-O_3}$ – стехиометрические коэффициенты реакций; V – скорость окисления компонента расплава, кмоль/с.

Из уравнений (4) и (5) получаем выражение для определения произведения $SL \frac{1}{\delta}$

$$SL \frac{1}{\delta} = \frac{-J_{O_2}^{p3}}{RT^{p3} \sum_{i=1}^n k_i \ln \frac{K_{\phi_i}}{K_{p_i}}}, \quad (6)$$

где k_i – соответствующие стехиометрические коэффициенты реакций; n – число химических реакций.

Исходя из уравнений (4) и (6) получаем следующее выражение для нахождения скорости окисления компонентов в реакционной зоне

$$V_i = \frac{J_{O_2}^{p3}}{\sum_{i=1}^n k_i \ln \frac{K_{\phi_i}}{K_{p_i}}} \ln \frac{K_{\phi_i}}{K_{p_i}}. \quad (7)$$

Зная скорости окисления каждого из компонентов, можно рассчитать изменение состава металла по ходу плавки в зависимости от температуры и интенсивности продувки. Адекватность разработанной математической модели проверялась по результатам плавки сплавов систем Fe–Cr и Fe–Cr–Ni. Исходный состав анализируемых сплавов приведен в табл. 2.

Для контроля правильности результатов по окончании эксперимента пробу металла анализировали на содержание углерода методом экстракции в несущем газе на анализаторе CS-600 LECO. Максимальная ошибка анализа не превышала $\pm 1\%$ (отн.). Концентрацию легирующих элементов определяли методом оптического эмиссионного спектрального анализа на спектрометре SA-2000 LECO с погрешностью не более $\pm 1\%$ (отн.).

Температуру металла оценивали косвенным методом по интенсивности испарения при заданных мощности печи и весе капли в чистом аргоне. Вычисленные значения интенсивности испарения J были сопоставлены с зависимостями плотности потока испаряющегося вещества от температуры, рассчитанными в работе [14]. Сравнение показало, что в исследованиях, выполненных авторами настоящей работы, среднемассовая температура поверхности расплава составляла от 2050 до 2100 К.

Для сплава Fe–Cr и Fe–Cr–Ni было проведено несколько серий экспериментов. Содержание кислорода в плазмообразующем газе было 7, 14 % и 7, 14 и 30 % соответственно. Результаты представлены на рис. 1, 2.

В результате обработки окислительной плазмой хромосодержащих сплавов железа с парциальным давлением кислорода от 7 до 30 % в течение 6 – 8 мин концентрация углерода в расплаве снизилась до 0,005 – 0,001 % (по массе), т. е. удалось обезуглеродить металл не менее, чем на 96 %. При этом наблюдалось, что при парциальном давлении кислорода в плазмообразующем

Таблица 2

Исходный состав исследованных образцов

Table 2. Initial composition of the investigated samples

| Сплав | Исходное содержание компонентов, % (по массе) | | |
|--------------|---|------|-------|
| | C | Cr | Ni |
| Fe – Cr | 0,131 | 17,8 | – |
| Fe – Cr – Ni | 0,100 | 18,0 | 10,34 |

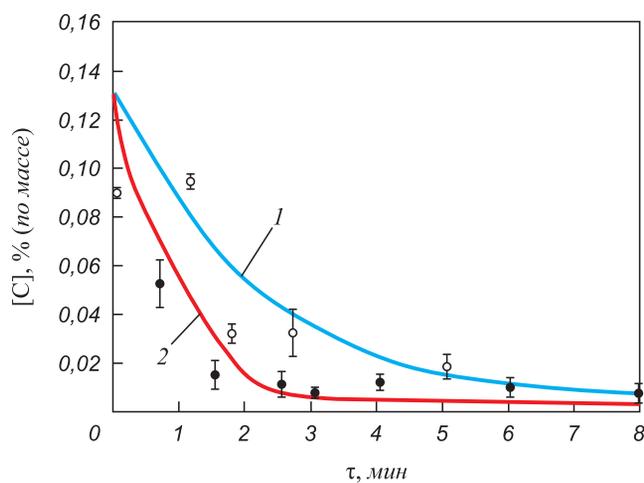


Рис. 1. Кинетика окислительного обезуглероживания сплава Fe – Cr при различных парциальных давлениях кислорода в газовой фазе; линии – расчетное по программе изменение содержания углерода в металле:

1 – $P_{O_2} = 7\%$, 2 – $P_{O_2} = 14\%$;
 точки – экспериментальные значения содержания углерода в расплаве:
 ○ – $P_{O_2} = 7\%$; ● – $P_{O_2} = 14\%$

Fig. 1. Kinetics of Fe – Cr alloy oxidative decarburization at various oxygen partial pressures in the gas phase; lines – decrease of the carbon content in the metal calculated with the program:

1 – $P_{O_2} = 7\%$, 2 – $P_{O_2} = 14\%$;
 dots – experimental values of the carbon content in the metal:
 ○ – $P_{O_2} = 7\%$; ● – $P_{O_2} = 14\%$

газе не более 14 % потери хрома за плавку продолжительностью около 8 мин не превысили 1 % (абс). При парциальном давлении кислорода в газе 30 % отмечалось равномерное выгорание хрома в течение плавки: через 12 мин потери хрома в сплаве Fe–Cr составили около 3 %, а в сплаве Fe–Cr–Ni – около 5 %.

Для анализа кинетики обезуглероживания сплавов Fe–Cr и Fe–Cr–Ni был разработан алгоритм расчета. Кинетические кривые изменения содержания оксидов углерода в отходящих газах, полученные с газоанализатора в графическом виде и в виде массива данных, были проинтегрированы. По результатам интегрирования определено количество удаленного из расплава углерода. При заданном начальном содержании углерода получена временная зависимость остаточного содержания углерода в расплаве. Затем проведено численное дифференцирование полученной кинетической кривой и построена зависимость логарифма скорости окисления углерода $V = d[C]/dt$ от логарифма концентрации углерода. В качестве примера приведена зависимость скорости обезуглероживания от концентрации углерода в расплаве (рис. 3).

Для идентификации порядка реакции обезуглероживания зависимость $\ln V - \ln[C]$ в выбранных диапазонах концентраций аппроксимировалась линейными функциями, параметры которых внутри заданных концентрационных интервалов рассчитывают методом наи-

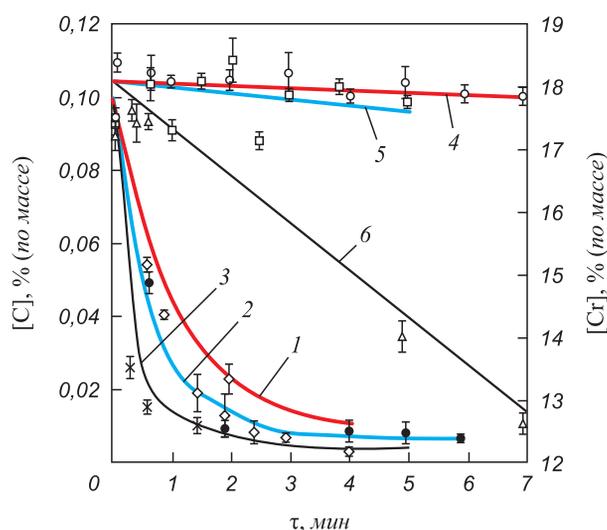


Рис. 2. Кинетика окислительного обезуглероживания сплава Fe – Cr – Ni при различных парциальных давлениях кислорода в газовой фазе; линии – расчетное по программе изменение содержания углерода и хрома в металле:

1 – $P_{O_2} = 7\%$, 2 – $P_{O_2} = 14\%$, 3 – $P_{O_2} = 30\%$;
 точки – экспериментальные значения содержания углерода в расплаве:
 ◇ – $P_{O_2} = 7\%$, ● – $P_{O_2} = 14\%$, × – $P_{O_2} = 30\%$;
 экспериментальные значения содержания хрома в расплаве
 4 – $P_{O_2} = 7\%$, 5 – $P_{O_2} = 14\%$, 6 – $P_{O_2} = 30\%$

Fig. 2. Kinetics of Fe – Cr – Ni alloy oxidative decarburization at various oxygen partial pressures in the gas phase; lines – decrease of the carbon and chromium content in the metal calculated with the program:

1 – $P_{O_2} = 7\%$, 2 – $P_{O_2} = 14\%$, 3 – $P_{O_2} = 30\%$;
 dots – experimental values of the carbon content in the metal:
 ◇ – $P_{O_2} = 7\%$, ● – $P_{O_2} = 14\%$, × – $P_{O_2} = 30\%$;
 experimental values of the chromium content in the metal:
 4 – $P_{O_2} = 7\%$, 5 – $P_{O_2} = 14\%$, 6 – $P_{O_2} = 30\%$

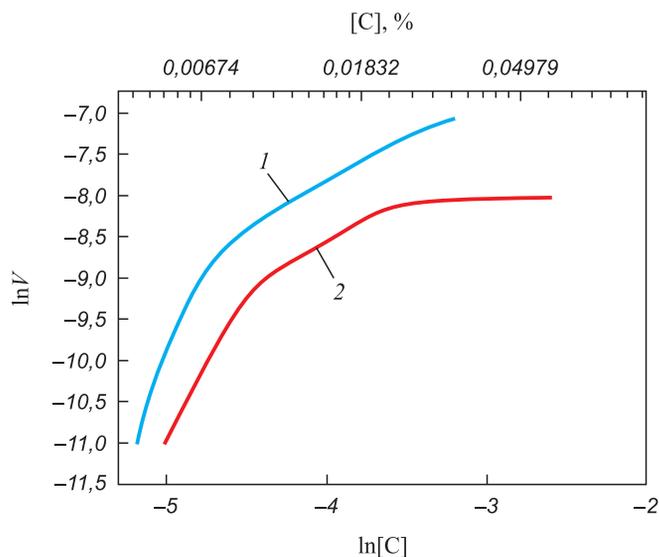


Рис. 3. Зависимость скорости обезуглероживания сплава Fe – Cr от концентрации углерода в расплаве:
 1 – $1,4 \cdot 10^{-3}$ МПа; 2 – $0,7 \cdot 10^{-3}$ МПа

Fig. 3. Dependence of decarburization rate of Fe – Cr alloy on concentration of carbon in the melt:
 1 – $1,4 \cdot 10^{-3}$ МПа; 2 – $0,7 \cdot 10^{-3}$ МПа

меньших квадратов. Угловые коэффициенты линейных зависимостей определяют порядок реакции по углероду на различных стадиях удаления углерода согласно уравнению скорости реакции n -го порядка

$$V = k[C]^n, \quad (8)$$

в логарифмической форме имеющему вид линейной функции:

$$\ln V = \ln k + n \ln [C]. \quad (8a)$$

При известном n константу скорости k вычисляют из уравнения (8a).

Начальный период плавки металла (образование капли) в окислительной плазме характеризуется быстротечностью, неизотермичностью и нестационарностью процессов, обусловленных формированием плазменно-дугового разряда, а также физико-химических, отмеченных пиком выделения монооксида углерода из расплава. Этот начальный этап был исключен из расчета кинетических кривых, поскольку здесь практически невозможно выделить лимитирующие звенья.

Наличие горизонтального участка на кривых говорит о независимости скорости обезуглероживания от концентрации углерода в расплаве, т. е. о нулевом порядке реакции по углероду в концентрационных интервалах от 0,10 – 0,12 до 0,03 – 0,05 % (по массе). В этом случае скорость реакции определяется подводом кислорода к межфазной поверхности согласно уравнению

$$-\frac{d[C]}{d\tau} = \alpha P_{O_2}, \quad (9)$$

где α – константа скорости диффузии в газовой фазе; P_{O_2} – парциальное давление кислорода в плазме.

Следовательно лимитирующим является массоперенос в газовой фазе.

На линейных участках кривых в диапазоне концентраций углерода от 0,05 – 0,10 до 0,01 % (по массе) показатель степени n в уравнении (8) оказался близким к единице (табл. 3), т. е. здесь реакция подчиняется первому порядку. Это позволяет предположить, что на данном этапе скорость удаления углерода определяется скоростью его доставки в диффузионном пограничном слое из объема расплава к реакционной поверхности. Тогда кинетическое уравнение (8) преобразуется к виду:

$$\frac{d[C]}{d\tau} = k[C] = \beta \frac{F}{V} [C], \quad (10)$$

где β – коэффициент массопереноса углерода в объеме металла V ; F – поверхность взаимодействия.

Эффективные значения коэффициентов массопереноса для исследованных сплавов оценили по вычисленным значениям констант скорости, предполагая условия диффузионного транспорта на всей поверхности одинаковыми и независимыми от протекания поверхностной химической реакции:

$$\beta = k \frac{V}{F}. \quad (11)$$

При отношении $V/F \sim 0,45$ см для капли массой 10 г значение коэффициентов массопереноса приведены в табл. 3. По порядку величины коэффициенты массопереноса соответствуют характерным для диффузионных процессов в жидком металле коэффициентам диффузии и размерам диффузионных слоев [15], что подтверждает справедливость предположения о лимитировании процесса обезуглероживания расплава скоростью массопереноса углерода в пограничном слое.

При выдержке расплава по достижении в нем концентрации углерода 0,01 – 0,02 % (по массе) скорость процесса падает значительно быстрее, чем при следовании уравнению первого порядка. Здесь проявляется вли-

Таблица 3

Кинетические параметры процесса окислительного обезуглероживания хромосодержащих расплавов железа

Table 3. Kinetic parameters of the oxidative decarburization process of high-chromium melts

| Сплав | $P_{O_2}, 10^{-3}$ МПа | Диапазон концентраций, % (по массе) | n | k | Коэффициент массопереноса, $\beta, \text{см} \cdot \text{с}^{-1}$ |
|----------|------------------------|-------------------------------------|-----|--|---|
| Fe–Cr | 0,7 | 0,10 – 0,05 | 0 | $4 \cdot 10^{-4}$ моль $\text{см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$ | – |
| | | 0,05 – 0,01 | 1 | $0,01 \text{ с}^{-1}$ | $2,0 \cdot 10^{-3}$ |
| | 1,4 | 0,05 – 0,01 | 1 | $0,03 \text{ с}^{-1}$ | $6,0 \cdot 10^{-3}$ |
| Fe–Cr–Ni | 0,7 | 0,10 – 0,03 | 0 | $3 \cdot 10^{-4}$ моль $\text{см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$ | – |
| | 1,4 | 0,10 – 0,02 | 1 | $0,04 \text{ с}^{-1}$ | $8 \cdot 10^{-3}$ |
| | | 0,05 – 0,02 | 1 | $0,05 \text{ с}^{-1}$ | $1 \cdot 10^{-2}$ |
| | 3,0 | 0,02 – 0,01 | 3 | $110 \text{ моль}^{-2} \cdot \text{см}^{-6} \cdot \text{с}^{-1}$ | – |

яние сокращения реакционной поверхности вследствие блокирования ее оксидами, в основном оксидами хрома, так как в течение плавки происходило насыщение металла кислородом с образованием оксидной фазы. Следовательно по достижении концентрации углерода 0,01 – 0,02 % (по массе) характер лимитирования становится смешанным, сорбционно-кинетическим.

Для обобщения полученных результатов кинетические параметры экспериментов сведены в табл. 3.

Выводы. На лабораторной установке проведены исследования процессов при плазменной обработке сплавов типа Fe–Cr, Fe–Cr–Ni окислительной плазмой с целью изучения процессов, происходящих в пятне взаимодействия металла и плазменного факела.

Показано, что при обработке сплавов плазмой с содержанием кислорода не более 14 % происходит глубокое обезуглероживание металла без существенных потерь легирующих элементов, прежде всего хрома. При увеличении парциального давления кислорода выше указанной отметки наряду с обезуглероживанием начинается интенсивный угар хрома.

Разработана математическая модель, описывающая взаимодействие металла и низкотемпературной плазмы. Сопоставление расчетов и экспериментов показало хорошую сходимость результатов.

Получены кинетические параметры процесса обезуглероживания хромсодержащих расплавов кислородосодержащей плазмой. Вычислены порядки реакции обезуглероживания, коэффициенты массопереноса, установлены лимитирующие звенья процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
2. Туфанов Д.Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов. – М.: Metallurgia, 1982. – 641 с.

3. Бабаков А. А., Приданцев М. В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Metallurgia, 1971. – 319 с.
4. Римкевич В.С., Сисев А.А., Муруев С.В., Блохин М.В. Возможности совершенствования традиционной выплавки нержавеющей сталей // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2012. № 8. С. 23 – 28.
5. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Metallurgia, 1987. – 272 с.
6. Жовтянский В.А. Электрическая дуга – основа теплотехнических применений плазмы. Ч. I. Общие свойства электродуговой плазмы и особенности процессов теплопереноса // Промышленная теплотехника. 2007. Т. 29. № 4. С. 13 – 22.
7. Чередниченко В.С., Кузьмин М.Г., Аньшаков А.С. Плазменные установки для плавки и восстановления металлов // Электрометаллургия. 2009. № 9. С. 20 – 27.
8. Лактионов А.Е., Стомахин А.Я., Григорян В.А. и др. Температура поверхности металла при плазменной плавке // Изв. вуз. Черная металлургия. 1979. № 7. С. 49 – 52.
9. Комолова О.А. Моделирование взаимодействия компонентов шлаковой и металлической фаз при производстве стали, разработка алгоритмов и программного обеспечения для описания технологических процессов: Автореф. дис... канд. техн. наук. – М.: МИСИС, 2014. – 24 с.
10. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. – М.: Metallurgia, 1980. – 253 с.
11. Фарнасов Г.А., Фридман А.Г., Каринский В.Н. Плазменная плавка. – М.: Metallurgia, 1968. – 171 с.
12. Трусов Б.Г. Программная система Терра для моделирования фазовых и химических равновесий в плазмохимических процессах. – В сб.: Матер. III Междунар. симпозиума по теоретической и прикладной плазмохимии. – Иваново, 2002. С. 217 – 220.
13. Явойский В. И. Теория процессов производства стали. – М.: Metallurgia, 1967. – 792 с.
14. 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. В. 45. No. 11. S. 757 – 764.
15. Карасев Р.А. Кинетика и механизм взаимодействия жидких железоуглеродистых расплавов с газовой фазой CO – CO₂ // Сб. статей «Кинетика и термодинамика взаимодействия газов с жидкими металлами». – М.: Наука, 1974. С. 82 – 87.

Поступила 8 июня 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 9, pp. 656–662.

STUDY OF THE KINETICS OF CARBON OXIDATION BY ARGON-OXYGEN PLASMA IN CHROMIUM-CONTAINING MELTS

B.A. Rumyantsev¹, O.A. Komolova¹, K.V. Grigorovich¹, A.K. Garber¹, Ya.I. Tabakov²

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 investigation of treatment processes of such alloys as Fe – Cr and Fe – Cr – Ni by oxygen-containing plasma. The laboratory unit, which is a plasma furnace with a tungsten cathode and a water-cooled copper anode, can simulate processes that occur in the contact area of plasma arc and melt surface. It was also developed a mathematical model describing the processes occurring in the interaction between plasma torch and surface of the molten metal. According to the results of the experiments the authors have determined the kinetic parameters of decarburization process of high-chromium melts by

argon-oxygen plasma. The results allow to conclude that treatment of high-chromium melts by plasma which contents less than 15–17 % of oxygen provides a high degree of decarburization with low chromium haze. The comparison of model calculations and experimental data has shown good reproducibility.

Keywords: stainless steel, decarburization, plasma, kinetics, mathematical modeling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-656-662

REFERENCES

1. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steel]. Moscow: MISIS, 1999, 408 p. (In Russ.).
2. Tufanov D.G. *Korroziionnaya stoikost' nerzhavayushchikh stalei, splavov i chistykh metallov* [Corrosion resistance of stainless steels, alloys and pure metals]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 641 p. (In Russ.).

3. Babakov A. A., Pridantsev M. V. *Korrozionnostoikiye stali i splavy* [Corrosion-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 319 p. (In Russ.).
 4. 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.).
 5. Grigoryan V.A., Belyanchikov L.N., Stomakhin A.Ya. *Teoreticheskie osnovy elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Theoretical foundations of EAF processes]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 272 p. (In Russ.).
 6. Zhovtyanskii V.A. Electric arc – the basis of thermal plasma applications. Part I. General properties of the plasma arc and heat transfer characteristics of the processes. *Promyshlennaya teplotekhnika*. 2007, vol. 29, no. 4, pp. 13–22. (In Russ.).
 7. Cherednichenko V.S., Kuz'min M.G., An'shakov A.S. Plasma systems for melting and recovery of metals. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 9, p. 20 – 27. (In Russ.).
 8. Laktionov A.E., Stomakhin A.Ya., Grigoryan V.A. etc. Temperature of the metal surface at plasma melting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979, no. 7, pp. 49–52. (In Russ.).
 9. Komolova O.A. *Modelirovanie vzaimodeistviya komponentov shlakovoi i metallicheskoi faz pri proizvodstve stali, razrabotka algoritmov i programmnoho obespecheniya dlya opisaniya tekhnologicheskikh protsessov: avtoref. dis.... kand. tekhn. nauk* [Modeling of the components interaction of slag and metal phases in the production of steel, development of algorithms and software for the processes description: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 2014, 24 p. (In Russ.).
 10. Klyuev M.M. *Plazmenno-dugovoi pereplav* [Plasma-arc remelting]. Moscow: Metallurgiya, 1980, 253 p. (In Russ.).
 11. Farnasov G.A., Fridman A.G., Karinskii V.N. *Plazmennaya plavka* [Plasma melting]. Moscow: Metallurgiya, 1968, 171 p. (In Russ.).
 12. Trusov B.G. TERRA software system for the simulation of chemical and phase equilibriums in plasma-chemical processes. In: *Materialy III mezhdunarodnogo simpoziuma po teoreticheskoi i prikladnoi plazmokhimi* [III-th International Symposium on Theoretical and Applied Plasma Chemistry]. Ivanovo: 2002, pp. 217–220. (In Russ.).
 13. Yavoiskii V. I. *Teoriya protsessov proizvodstva stali* [Theory of steel production]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 792 p. (In Russ.).
 14. 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.
 15. Karasev R.A. Kinetics and mechanism of interaction of liquid iron-carbon melts with the gas phase CO – CO₂. V. kn.: *Kinetika i termodinamika vzaimodeistviya gazov s zhidkimi metallami* [In: Kinetics and thermodynamics of the interaction of gases with liquid metals]. Moscow: Nauka, 1974, pp. 82–87. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was performed within the framework of the Federal Target Program “Research and development on priority directions of scientific and technological complex of Russia for 2014 – 2020 years”. Agreement of granting subsidies no. 14.578.21.0023 on June 5, 2014 is entitled “Development and implementation of resource-saving technologies of production of complexly alloyed steels and alloys with specified properties for parts and assemblies of aerospace technique”. 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**, Corresponding 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”
- Ya.I. Tabakov**, Research Engineer

Received June 8, 2016

УДК 669.786 : 620.193 : 669.14.018.8

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ В РАЗНЫХ СРЕДАХ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ*

*Капуткина Л.М., д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры
обработки металлов давлением (kaputkina@mail.ru)*

*Свяжгин А.Г., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры
металлургии стали и ферросплавов*

Смарикина И.В., к.т.н., доцент кафедры пластической деформации специальных сплавов

Бобков Т.В., аспирант

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

Аннотация. Экспериментально изучено сопротивление коррозии высокопрочных легированных азотом, а также дополнительно медью Cr–Ni–Mn аустенитных сталей в сравнении с хромоникелевыми сталями X18H9 и X18AH9 с помощью электрохимической станции Zive MP2. Получены поляризационные кривые и электрохимические показатели общей, питтинговой и межкристаллитной коррозии (МКК) в разных средах: водных растворах 3 % NaCl; (100 г/л) FeCl₃·6H₂O; 0,5M H₂SO₄; 0,5M H₂SO₄ + продувка H₂S; 0,5M H₂SO₄ + 0,01M KSCN. Рассчитаны условные скорости коррозии. По результатам исследований сделан вывод, что все стали являются коррозионно-стойкими с высокими показателями стойкости к МКК, питтинговой и общей коррозии в хлоридсодержащих средах. Хромоникель-марганцевые стали, легированные азотом, и особенно совместно азотом и медью, при сбалансированном по содержанию азота и другим легирующим элементом составе, даже при меньшем содержании никеля, не подвержены питтинговой коррозии в морской воде и обладают не только большой прочностью, но и большой коррозионной стойкостью, в том числе в кислой среде (0,5M H₂SO₄) по сравнению с традиционной сталью X18H9.

Ключевые слова: аустенитная высокопрочная азотистая сталь, коррозионная стойкость, общая коррозия, питтинговая коррозия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-663-670

Применение сталей для сложных условий эксплуатации, в частности в арктической зоне, требует комплексного подхода к решению задач по выбору собственно материала и созданию новых конструкций. При этом существенно возрастают требования к различным свойствам материала, и в первую очередь к прочности, пластичности и вязкости, а также к сопротивлению различным видам коррозии, определяющим снижение метало- и материалоемкости, повышение надежности и прогнозируемости поведения в сложно изменяющихся условиях нагружения и агрессивного воздействия окружающей среды.

Применяемые в настоящее время базовые системы легирования коррозионностойких криогенных сталей – это Cr–Ni; Cr–Mn; Cr–Ni–Mn с дополнительным микролегированием Nb, V, Ti и другими элементами для получения мелкого зерна или добавкой других легирующих элементов (N, Mo, Cu, Co и др.) для достижения требуемых специальных свойств.

Недостатками хромоникелевых аустенитных сталей являются их низкая прочность и высокая стоимость из-за высокого содержания никеля.

* Результаты получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России (RFMEFI57514X0071).

Недостатками хромомарганцевых сталей являются их повышенная склонность к хрупким разрушениям, меньшая стабильность аустенита.

Стали системы легирования Cr–Ni–Mn разработаны как компромиссные по составу и потребительским свойствам.

Повышение прочности аустенитных Cr–Ni–Mn сталей достигается легированием азотом. Кроме того, азот повышает стабильность аустенита, что ведет к уменьшению вероятности появления δ-феррита при высоких температурах и мартенсита при низких температурах и деформации. Известно также, что азот повышает сопротивление коррозии в неорганических хлоридсодержащих средах и ряде биоактивных сред [1 – 13], компенсируя возможное отрицательное влияние марганца.

Однако сопротивление коррозии сильно зависит от структурного состояния и распределения азота между фазами. Азот в твердом растворе повышает и прочность, и коррозионную стойкость, а азот в нитридах или карбонитридах повышает прочность, но чаще снижает сопротивление коррозии, особенно при выделении их по границам зерен [14 – 16].

Отсюда общее содержание азота и режимы обработки азотосодержащих сталей должны строго регламентируются в зависимости от содержания других легирующих элементов [17]. Для обеспечения повышенного сопротивления коррозии желательны отсутствие крупных выделений избыточных фаз на каждом этапе производства и соответственно заключительная термическая обработка – закалка на твердый раствор.

Ранее [18, 19] были разработаны новые азотистые хромоникельмарганцевые стали и режимы их термической и термомеханической обработки, обеспечивающие достижение высокой прочности.

Целью настоящей работы было экспериментально изучить сопротивление коррозии высокопрочных легированных азотом, а также дополнительно медью хромоникельмарганцевых аустенитных сталей.

Исследования выполнены на образцах хромоникельмарганцевых сталей (1А–3А, ЧМЗ), а также для сравнения традиционной хромоникелевой стали типа X18Н9 (5А) и близкой к ней по базовому составу, но дополнительно легированной азотом (6А). Химический состав сталей приведен в табл. 1. Здесь же приведены полученные по предложенным в работе [20] формулам оценки температуры мартенситного превращения M_n .

Стали были выплавлены в лабораторной вакуумной индукционной печи на чистой шихте и отлиты в слитки диаметром 80 мм, высотой 170 мм, массой ~9,3 кг. После удаления прибыльной и донной частей слитки были подвергнуты горячей ковке до толщины 26 мм и далее прокатаны на стане ДУО-300 до толщины листов 4 мм со степенями обжатия в последних проходах 25 – 35 %, температурой конца прокатки в области чистого аустенита и заключительным резким охлаждением в воде.

Изучена стойкость исследуемых сталей к межкристаллитной коррозии (МКК), питтинговой коррозии и общей коррозии в разных средах. Испытания проведены с помощью электрохимической станции Zive MP2.

Испытания на стойкость против МКК проводили по ГОСТ 9.914-91 методом потенциодинамической реактивации, который заключается в получении поляризационных кривых прямого и обратного хода в растворе 0,5М H₂SO₄ + 0,01М KSCN со скоростью 3 мВ/с и вычислении соответствующих зарядов прямого и обратного хода. Сталь считается стойкой к МКК, если отношение зарядов прямого и обратного хода меньше 0,11.

Испытания на стойкость к питтинговой коррозии осуществляли по ГОСТ 9.912-89 химическим методом следующим образом. Предварительно взвешенные образцы помещали в водный раствор хлорида железа (100 г/л FeCl₃·6H₂O) и выдерживали в нем в течение 72 ч, после чего образцы повторно взвешивали. Далее по полученной суммарной потере массы параллельных (одновременно испытываемых) образцов вычисляли среднюю условную скорость питтинговой коррозии по формуле $V_m = \Delta m / (St)$ или через условную глубину слоя: $V = \Delta m / (\rho St)$, где Δm – суммарная потеря массы параллельных образцов; S – суммарная площадь поверхности параллельных образцов; t – продолжительность испытания; ρ – плотность стали. Поскольку не существует регламента на скорость питтинговой коррозии, стойкость к данному виду коррозии оценивали путем сравнения результатов для экспериментальных сталей и стали X18Н9 (5А).

Стойкость к общей коррозии оценивали испытаниями в кислой среде (0,5М H₂SO₄), в том числе с продувкой сероводородом, и синтетической морской воде (3 % NaCl) по полученному потенциостатическим методом потенциалу свободной коррозии ($E_{кр}$) и другим электрохимическим параметрам, определенным по поляризационным кривым.

Поляризационные кривые построены от отрицательных значений потенциала (катодной области) до области перепассивации для кислой среды, либо до потенциала образования устойчивых питтингов для морской воды при скорости развертки потенциала 1 мВ/с после

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе) и оценки по [20] температуры мартенситного превращения M_n

Table 1. Chemical composition of the investigated steels (wt. %) and estimates [20] at temperature of the martensitic transformation M_n

| Обозначение стали | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Cu | Al | N | M_n , К |
|-------------------|------|------|-------|-------|--------|-------|------|------|-------|--------|------|-----------|
| 1А | 0,10 | 0,23 | 10,12 | 0,011 | <0,005 | 18,72 | 1,68 | 6,13 | 0,01 | <0,005 | 0,31 | 17 |
| 2А | 0,09 | 0,20 | 10,10 | 0,014 | <0,005 | 19,20 | 1,69 | 6,00 | 2,05 | <0,005 | 0,35 | <4 |
| 3А | 0,08 | 0,21 | 10,05 | 0,014 | <0,005 | 18,85 | 1,65 | 5,85 | 1,95 | <0,005 | 0,36 | <4 |
| ЧМЗ | 0,06 | 0,33 | 9,40 | 0,008 | 0,006 | 19,10 | 1,90 | 6,10 | – | 0,015 | 0,25 | 53 |
| 5А | 0,04 | 0,20 | 1,24 | 0,014 | 0,015 | 18,54 | 0,05 | 8,63 | <0,01 | 0,012 | 0,02 | 334 |
| 6А | 0,04 | 0,22 | 1,32 | 0,014 | 0,015 | 18,43 | 0,05 | 8,88 | 0,01 | 0,017 | 0,18 | 285 |

предварительной катодной обработки. Использовали платиновый вспомогательный электрод и насыщенный хлорид-серебрянный – как электрод сравнения.

При испытаниях в кислой среде определены:

– критический потенциал пассивации ($E_{кр}$) как потенциал, отвечающий максимальной плотности тока в зоне активного растворения, и соответствующая ему критическая плотность тока пассивации $i_{кр}$;

– потенциал полной пассивности ($E_{п}$) как потенциал, после которого плотность тока при развертке уменьшалась не более, чем на 1 % от $i_{кр}$, либо как потенциал, при котором плотность тока была равна 3 % от $i_{кр}$, – при продувке сероводородом, а также соответствующая плотность тока в пассивной области $i_{п}$ как минимальная плотность тока в пассивной области.

Определена также обычно регламентируемая для коррозионностойких сталей скорость общей коррозии. Для этого образцы выдерживали в 3 %-ном водном растворе NaCl при комнатной температуре в течение 336 ч (длительность выдержки принимали такой, чтобы происходило значимое изменение массы образца) при перемешивании раствора. Перед испытаниями измеряли геометрические размеры образцов, до и после испытаний измеряли их массу. По потере массы образцов Δm , отнесенной к плотности, продолжительности выдержки t и площади поверхности образцов S рассчитывали скорость коррозии V в обычно принятых единицах мм/год.

О стойкости сталей 1А–3А, ЧМЗ к общей коррозии судили на основе сравнения полученных характеристик исследуемых сталей с таковыми для сталей X18N9 (5А) и X18АН10 (6А).

Все исследованные стали (см. табл. 1) после закалки с температуры конца горячей прокатки были полностью аустенитными, что соответствует их положению на диаграмме Шеффлера (рис. 1) и рассчитанным по формулам, приведенным в работе [20], температурам мартенситного превращения M_n , которые для всех сталей расположены ниже 0 °С. Стали с большим содержанием Mn, N, Cu: 1А, ЧМЗ, 2А, 3А отличаются большей стабильностью аустенита и могут применяться как высокопрочные криогенные коррозионностойкие.

На рис. 2 приведены поляризационные кривые, полученные при испытаниях образцов в кислой среде 0,5М H₂SO₄, pH = 0,44. Поляризационные кривые для всех исследованных сталей имеют плавный выход из катодной зоны в анодную. Пик активного растворения явно выражен у сталей 5А, менее выражен у 6А и слабо выражен у сталей 1А, 3А, ЧМЗ, 2А. Соответствующие электрохимические данные по результатам испытаний приведены в табл. 2.

Различия в сопротивлении коррозии разных сталей проявляются уже в изменении внешнего вида образцов. Поверхность образцов сталей 5А и 6А после испытаний становится матовой с небольшим растравом, образцы сталей ЧМЗ, 1А, 2А, 3А остаются гладкими со

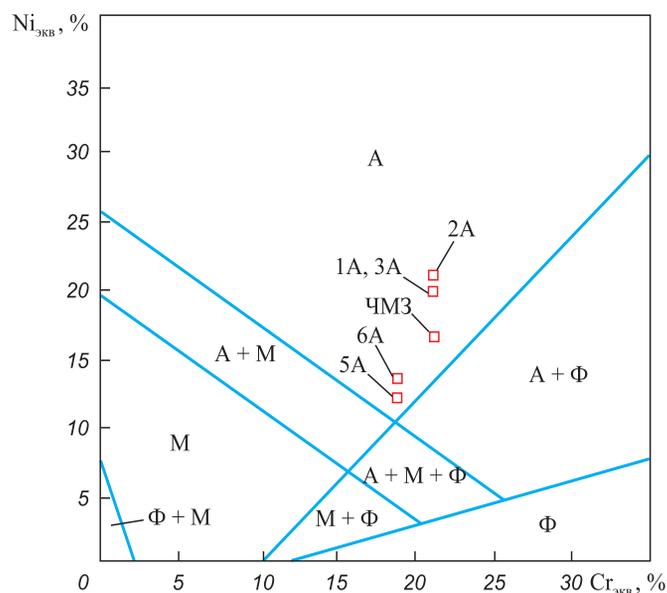


Рис. 1. Положение экспериментальных сталей на диаграмме Шеффлера (обозначение сталей по табл. 1)

Fig. 1. Position of the experimental steels on the Schaeffler diagram (designation of steels according to table. 1)

следами тонкой образующейся пленки (ЧМЗ) или слегка матовыми, практически зеркальными (1А, 3А, 2А).

В целом при сравнении результатов испытаний в кислой среде (0,5М H₂SO₄) можно выделить среди испытанных сталей две группы: первая – стали, обладающие повышенной стойкостью к коррозии в кислых средах (1А – 3А, ЧМЗ), и вторая – стали, стойкие в кислых средах (5А, 6А). Такое разделение следует из сравнения критических потенциалов (у сталей первой группы он расположен отрицательнее) и критических плотностей тока (для сталей первой группы данный показатель на 2 – 3 порядка меньше). Однако стали второй группы нельзя назвать нестойкими, так как ширина области активного растворения и области пассивности у них сопоставимы со сталями первой группы.

Наибольшей стойкостью в кислой среде обладает сталь 2А – у нее не обнаружено области активного растворения.

В случае сталей 1А – 3А, ЧМЗ имеется пик плотности тока в конце пассивной области, который относится к выделению кислорода [21]. Совместно с выделением кислорода происходит также реактивация поверхности, однако можно предположить, что данный процесс происходит плавно – об этом говорит само наличие пика: после прохождения области активного выделения кислорода идет падение плотности тока, что говорит о все еще невысокой скорости растворения сталей.

При испытаниях в растворе 0,5М H₂SO₄ с продувкой H₂S поляризационные кривые исследуемых сталей также имеют плавный выход из катодной зоны в анодную, для разных сталей они различаются положением и шириной, а также уровнем пиков плотности тока, от-

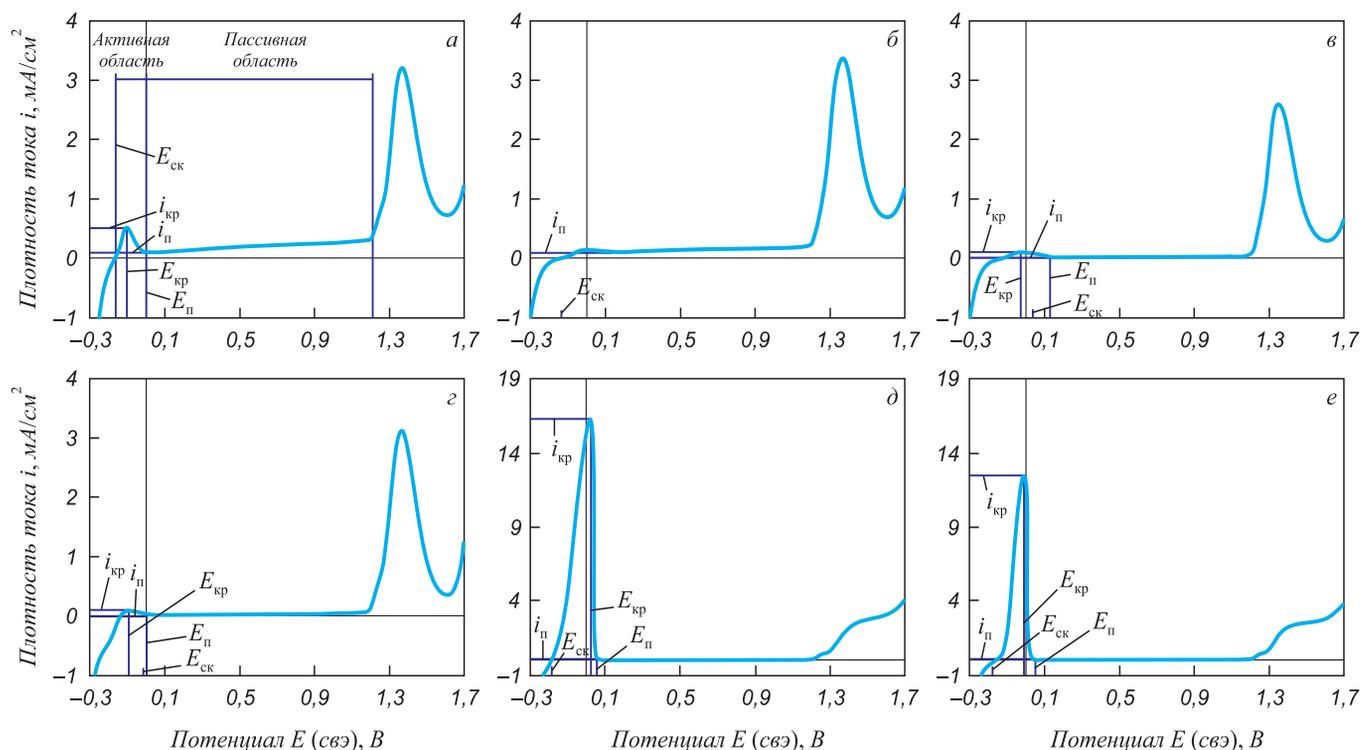


Рис. 2. Поляризационные кривые сталей 1А, 2А, 3А, ЧМ3, 5А, 6А (а – е соответственно), среда 0,5М H₂SO₄, скорость развертки 1 мВ/с

Fig. 2. Polarization curves of the steels 1A, 2A, 3A, ChM3, 5A, 6A (a – e, respectively), the environment of 0.5M H₂SO₄, sweep rate 1 mV/s

Таблица 2

Электрохимические данные, полученные в результате испытаний коррозионной стойкости исследуемых сталей в кислой среде

Table 2. Electrochemical data obtained from the tests on corrosion resistance of investigated steels in acidic medium

| Обозначение стали | $E_{ск}$, мВ | $E_{кр}$, мВ | $E_{п}$, мВ | $i_{кр}$, мкА/см ² | $i_{п}$, мкА/см ² |
|--|---------------|---------------|--------------|--------------------------------|-------------------------------|
| среда – 0,5М H ₂ SO ₄ | | | | | |
| 1А | -144 | -104 | 0 | 518 | 82,5 |
| 2А | -136 | – | – | – | 96,3 |
| 3А | 36 | -32 | 124 | 98 | 10,6 |
| ЧМ3 | -18 | -95 | 0 | 93,5 | 16,8 |
| 5А | -188 | 18 | 70 | 16,3·10 ³ | 2,76 |
| 6А | -83 | -13 | 49 | 12,5·10 ³ | 17,4 |
| среда – 0,5М H ₂ SO ₄ с продувкой H ₂ S | | | | | |
| 1А | -114 | -108 | -4 | 402,7 | 32,7 |
| 2А | -200 | -66 | 43 | 927,7 | 90,1 |
| 3А | -218 | 16 | 51 | 13,1·10 ³ | 207,8 |
| ЧМ3 | -212 | – | – | – | 79,6 |
| 5А | -244 | 1051 | 1055 | 141,2·10 ³ | 469,5 |
| 6А | -247 | 595 | 599 | 109,9·10 ³ | 83,6 |

носящихся к разным процессам. Результаты испытаний исследуемых сталей на стойкость к общей коррозии в кислой среде 0,5М H₂SO₄ с продувкой H₂S приведены в табл. 2. Различия в поведении разных сталей более

явные, чем в случае испытания в среде 0,5М H₂SO₄ без продувки сероводородом.

Стали 5А и 6А отличает наиболее резкий, скачкообразный переход к пассивации и большее повреждение

поверхности. Поверхность образцов после испытаний темная, сильно растравленная, шершавая. Образцы остальных сталей повреждаются существенно в меньшей степени: поверхность образцов после испытаний становится слегка матовой, но сохраняется гладкой на ощупь, зеркальной.

При анализе электрохимических показателей (см. табл. 2), характера поляризационных кривых и повреждений поверхности в результате испытаний можно выделить три группы сталей: первая группа – стойкие к коррозии в кислой среде с продувкой сероводородом (1А, 2А), вторая группа – среднестойкие (3А), третья группа – нестойкие (5А, 6А).

Первая группа обладает достаточно узкой областью активного растворения и широкой областью пассивности, на четыре порядка меньшей критической плотностью тока пассивации. Вторая группа обладает также узкой областью активного растворения, широкой областью пассивности, но значительно большей критической плотностью тока пассивации. Третья группа имеет очень широкую область активного растворения, узкую область пассивности, очень большую критическую плотность тока пассивации.

Сталь 3А выделяется из общего ряда сплавов тем, что покрывается темной несмываемой пленкой. При этом поверхность образца остается гладкой, т. е. растравка поверхности практически нет.

Сталь ЧМЗ не обладает областью активного растворения, т. е. в данной среде находится в пассивном состоянии, однако это пассивное состояние нестабильно и подвержено локальным нарушениям, что может привести к образованию локальных коррозионных повреждений в перспективе, например точек и язв.

Из сказанного выше можно сделать вывод, что стали 1А, 2А можно применять в кислых средах в при-

сутствии сероводорода, в том числе с использованием анодной электрохимической защиты. Сталь 3А с избыточным содержанием азота [18] можно использовать в кислых средах с периодическим воздействием сероводорода. Стали 5А, 6А и ЧМЗ не рекомендуется использовать в присутствии сероводорода.

По результатам испытаний на стойкость к общей и питтинговой коррозии в 3 %-ном растворе NaCl можно выделить две группы сталей: первая группа – стали 1А – 3А, не подверженные образованию питтингов в хлорсодержащей среде, вторая группа – стали 5А, 6А, подверженные питтинговой коррозии. На образцах сталей 1А – 3А питтинги не обнаружены (рис. 3, а).

Поляризационные кривые для образцов всех сталей, кроме 1А, не имеют зоны активного растворения, т. е. находятся в пассивном состоянии, поэтому определялись потенциалы свободной коррозии $E_{ск}$ сталей 1А – 3А (для всех образцов) и питтингообразования $E_{по}$ (если образец склонен к питтинговой коррозии). За потенциал питтингообразования принимался потенциал, соответствующий плотности тока 5 мА/см². Электрохимические данные образцов, полученные в 3 %-ном растворе NaCl, представлены в табл. 3.

Поляризационная кривая стали 1А имеет ярко выраженный таффелевский вид, что говорит о том, что данная сталь не пассивируется, и соответственно питтинговая коррозия на ней невозможна. Вероятно, что и остальные сплавы группы также не пассивируются, но при этом процессы общей коррозии на них выражены слабее, чем на стали 1А.

На образцах сталей группы 5А, 6А питтинги образуются (рис. 3, б), распределены равномерно, но при этом потенциал питтингообразования намного положительнее потенциала свободной коррозии, что говорит

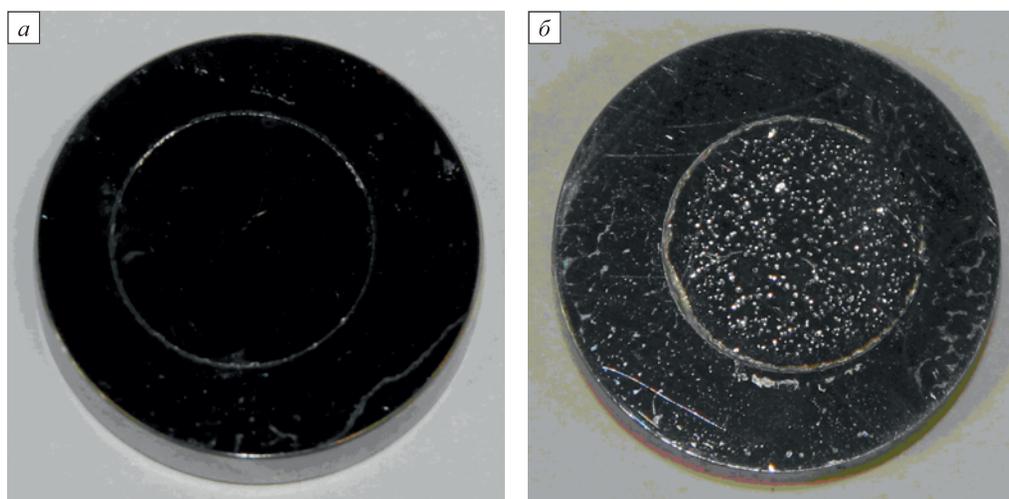


Рис. 3. Внешний вид образцов сталей 1А (а) и 5А (б) после испытаний в среде 3 % NaCl (внешний диаметр образцов 20 – 21 мм, диаметр рабочей зоны 11 мм, толщина образцов 3,0 – 4,0 мм)

Fig. 3. Appearance of the samples of the steels 1А (а) and 5А (б) after testing in the environment of 3 % NaCl (external diameter samples – 20 – 21 mm, diameter of working zone – 11 mm, thickness of the samples – 3.0 – 4.0 mm)

Таблица 3

Электрохимические данные и оценка скорости коррозии, полученные в результате испытаний коррозионной стойкости исследуемых сталей в морской воде (3% NaCl)

Table 3. Electrochemical data and estimation of the corrosion rate obtained as a result of testing the corrosion resistance of the investigated steels in seawater (3% NaCl)

| Обозначение стали | $E_{ск}$, мВ | $E_{по}$, мВ | Скорость коррозии, мм/год |
|-------------------|---------------|---------------|---------------------------|
| 1А | -496 | – | 0,0026 |
| 2А | -507 | – | 0,0027 |
| 3А | -424 | – | 0,0088 |
| 5А | -535 | 702 | 0,0091 |
| 6А | -380 | 1099 | 0,0058 |

об их достаточно высокой стойкости к питтинговой коррозии.

На всех образцах по краям рабочей зоны, в месте соприкосновения гидроизоляционного уплотнителя с поверхностью металла, появились следы от щелевой коррозии – растрав поверхности в виде круга или его секторов (рис. 3).

Скорость общей коррозии в морской воде у всех сталей мала, менее 0,01 мм/год (см. табл. 3), при этом наименьшее значение получено на образцах сталей 1А, 2А.

Результаты оценки стойкости к межкристаллитной коррозии (табл. 4) показали, что все стали стойки к данному виду коррозии в стандартной среде 0,5М H₂SO₄ + 0,01М KSCN, поскольку отношение заряда обратного хода к заряду прямого хода Q_k/Q_a для всех сталей меньше 0,11.

Растрав в ходе испытаний всех образцов минимальный, сохраняется зеркальность поверхности. Но все же можно выделить как более стойкие чистые по примесям стали 5А и 6А.

Оценка стойкости к питтинговой коррозии в тестовом растворе хлорида железа подтвердила результаты

испытаний в 3 %-ном водном растворе NaCl. Процесс питтинговой коррозии образцов сталей 1А – 3А и ЧМЗ не протекает, их масса увеличилась из-за образования на поверхности сплава тонкой пленки продуктов общей коррозии, а величины средней условной скорости коррозии сталей 5А и 6А были близки.

Выводы. Таким образом, по результатам исследований можно заключить, что все стали являются коррозионностойкими с высокими показателями стойкости к МКК, питтинговой и общей коррозии в хлоридсодержащих средах.

Хромоникельмарганцевые стали, легированные азотом, и особенно совместно азотом и медью, при сбалансированном по содержанию азота и другим легирующим элементом составе, даже при меньшем содержании никеля, не подвержены питтинговой коррозии в морской воде и обладают не только большой прочностью, но и большой коррозионной стойкостью, в том числе в кислой среде (0,5М H₂SO₄) по сравнению с традиционной сталью Х18Н9.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Baba H., Kodama T., Katada Y. Role of nitrogen the corrosion behavior of austenitic stainless steels // Corrosion Science. 2002. Vol . 44. P. 2393–2407.
2. Mudali UK, Ningshen S., Raj B. Passive films and localized corrosion – role of nitrogen. In: Proceed. 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels. – Moscow: MISiS, 2009. P. 271 – 280.
3. Berns H., Riedner S., Gavriljuk V. High interstitial stainless austenitic steels. Part I: Constitution, heat treatment, properties, applications. In: Proceed. Of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels. – Moscow: MISiS, 2009. P. 129 – 139.
4. Azuma S., Miyuki H., Kudo T. Effect of alloying by nitrogen on crevice corrosion of austenitic stainless steels // ISIJ International. 1996. Vol. 36 (7). P. 793 – 798.
5. Osazawa K., Okato N. Effect of alloying elements, especially nitrogen, on the initiation of pitting in stainless steel. In: Passivity and Its Breakdown on Iron and Iron Base Alloys. eds. by R. Steahle, H. Okada, NACE, Houston, TX, 1976. P. 135.
6. Горынин И.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю. и др. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 7 – 16.

Таблица 4

Результаты испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии

Table 4. Results of tests on resistance against intergranular corrosion

| Обозначение стали | Заряд при анодной развертке, Q_a , мКл | Заряд при катодной развертке, Q_k , мКл | Q_k/Q_a | Стойкость к МКК |
|-------------------|--|---|----------------------|-----------------|
| 1А | 426,6 | 4,392 | 0,0102 | Стойкий |
| 2А | 126,4 | 7,934 | 0,0628 | Стойкий |
| 3А | 90,3 | 6,307 | 0,0698 | Стойкий |
| ЧМЗ | 346,3 | 4,018 | 0,0116 | Стойкий |
| 5А | 9407 | 4,680 | $4,97 \cdot 10^{-4}$ | Стойкий |
| 6А | 6007 | 3,960 | $6,59 \cdot 10^{-4}$ | Стойкий |

7. Svyazhin A.G., Siwka J., Kaputkina L.M. High-nitrogen steels – the current state and development trends. In: *Proceed. Int. Conf. Advanced Steels, China, Beijing*. Metallurgical Industry Press, 2010. P. 352 – 356.
8. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. и др. Легированные азотом хромистые коррозионно-стойкие стали нового поколения // *Материаловедение*. 2001. № 2. С. 35 – 44.
9. Мушников С.Ю., Легостаев Ю.Л., Харьков А.А. и др. Исследование влияния азота на стойкость к питтинговой коррозии аустенитных сталей // *Вопросы материаловедения*. 2004. № 2(38). С. 126 – 135.
10. Bannykh O. Progress in the research and application of nitrogen-alloyed steels. In: *Proceed. Of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. – Moscow: MISiS, 2009. P. 24 – 27.
11. Li X., Guo L., Han D. etc. In situ observation of surface electrochemical activities of lean duplex stainless steel LDX 2101 // *Steel research int.* 2013. Vol. 84. No. 2. P. 155 – 162.
12. Pulkkinen H., Arajalahti H., Papula S. etc. Pitting corrosion resistance of Mn-alloyed austenitic stainless steels // *Steel research int.* 2014. Vol. 85. No. 3. P. 324 – 335.
13. Капуткина Л.М., Смарикина И.В., Капуткин Д.Е. и др. Влияние добавки азота на физико-химические свойства и сопротивление коррозии коррозионно-стойких сталей // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7 (721). С. 29 – 35.
14. Мушников С.Ю., Костина М.В., Андреев Ч.А. и др. Стойкость к питтинговой коррозии хромоазотистых сталей со сверхвысоким содержанием азота // *Металлы*. 2009. № 1. С. 36 – 41.
15. Suresh G., Nandakumar T., Mallika C. etc. Corrosion behavior of nitrogen containing hot rolled 304LN in nitric acid medium // *Transactions of the Indian Institute of metals*. 2014. Vol. 67. P. 367 – 374.
16. Березовская В.В., Боброва В.Е., Банных И.О., Костина М.В. Влияние термической обработки на структуру высокоазотистых аустенитных коррозионно-стойких сталей 04X22AG17H8M2Ф и 07X20AG9H8MФ // *Металлы*. 2009. № 2. С. 61 – 76.
17. Свяжин А.Г., Баженов В.Е., Капуткина Л.М. и др. Критическая концентрация азота в высокоазотистых сталях, обеспечивающая получение плотного слитка // *Металлург*. 2014. № 11. С. 41 – 46.
18. Пат. 2545856 РФ. МПК C22C33/04, C22C38/58, C22C38/60. Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная свариваемая сталь и способ ее получения / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, Е.А. Старожук и др.; № 2013136360/02; заявл. 02.08.2013; опубл. 10.04.2015.
19. Пат. 2584315 РФ. МПК C22C38/58, C21D8/02. Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная коррозионно-стойкая, в том числе в биоактивных средах, свариваемая сталь и способ ее обработки / М.Р. Филонов, В.Е. Баженов, А.Г. Глебов и др.; № 2015121315/02; заявл. 04.06.2015; опубл. 20.05.2016.
20. Бирман С.Р. Экономнолегированные мартенситностареющие стали. – М.: *Металлургия*, 1974. – 208 с.
21. Григорьев В.П., Кравченко В.М., Гершанова И.М. Видимая энергия активации анодного растворения никеля в сернокислых растворах в присутствии Cl⁻ и CNS⁻-ионов // *Защита металлов*. 2004. Т. 40. № 3. С. 236 – 242.

Поступила 27 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 9, PP. 663–670.

CORROSION RESISTANCE IN DIFFERENT MEDIA OF HIGH-STRENGTH AUSTENITIC NITROGENOUS CHROMIUM-MANGANESE STEEL

L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, T.V. Bobkov

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

Abstract. The corrosion resistance of high-strength austenitic Cr–Ni–Mn steels alloyed by nitrogen and optionally copper was experimentally studied in comparison with chromium-nickel steels Cr18Ni9 and Cr18Ni9N using electrochemical station Zive MP2. There were received polarization curves and electrochemical parameters of general, pitting and intercrystalline corrosion in different media: aqueous solutions of 3 % NaCl; (100 g/l) FeCl₃·6H₂O; 0.5M H₂SO₄; 0.5M H₂SO₄ + H₂S blowing; 0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN. The conditional corrosion rate was calculated. According to the results of the research it was concluded that all steels are corrosion-resistant with high resistance to the general, pitting and intercrystalline corrosion in chloride media. Cr–Ni–Mn austenitic steels, alloyed by nitrogen, especially in conjunction with nitrogen and copper, with a balanced content of nitrogen and another alloying element in the composition, even at a lower content of nickel, aren't subject to pitting corrosion in sea water and have not only great strength but also great corrosion resistance, including acidic medium (0,5M H₂SO₄) compared to traditional steel Cr18Ni9.

Keywords: austenitic high-strength nitrogenous steel, corrosion resistance, pitting corrosion, general corrosion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-663-670

REFERENCES

1. Baba H., Kodama T., Katada Y. Role of nitrogen in the corrosion behavior of austenitic stainless steels. *Corrosion Science*. 2002, vol. 44, pp. 2393–2407.
2. Mudali UK, Ningshen S., Raj B. Passive films and localized corrosion – role of nitrogen. In: *Proceed. 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. Moscow: MISiS, 2009, pp. 271–280.
3. Berns H., Riedner S., Gavriljuk V. High interstitial stainless austenitic steels, Part I: constitution, heat treatment, properties, applications. In: *Proceed. of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. Moscow: MISiS, 2009, pp. 129–139.
4. Azuma S., Miyuki H., Kudo T. Effect of alloying by nitrogen on crevice corrosion of austenitic stainless steels. *ISIJ International*. 1996, vol. 36 (7), pp. 793–798.
5. Osazawa K., Okato N. Effect of alloying elements, especially nitrogen, on the initiation of pitting in stainless steel. In: *Passivity and Its Breakdown on Iron and Iron Base Alloys*. eds. by R. Steahle, H. Okada, NACE, Houston, TX, 1976, p. 135.
6. Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Yu., Blinov V.M., Bannykh O.A., Kostina M.V. Corrosion-resistant high-strength nitrogenous steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2009, no. 3 (59), pp. 7–16. (In Russ.).
7. Svyazhin A.G., Siwka J., Kaputkina L.M. High-nitrogen steels – the current state and development trends. In: *Proceed. Int. Conf. Advanced Steels, China, Beijing*. Metallurgical Industry Press, 2010, pp. 352–356.
8. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M., Dymov A.A. Nitrogen-alloyed chromium corrosion resistant steels of new generation. *Materialovedenie*. 2001, no. 2, pp. 35–44. (In Russ.).
9. Mushnikova S.Yu., Legostaev Yu.L., Khar'kov A.A., Petrov S.N., Kalinin G.Yu. The study of nitrogen influence on the resistance to pitting corrosion of austenitic steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2004, no. 2 (38), pp. 126–135. (In Russ.).
10. Bannykh O. Progress in the research and application of nitrogen-alloyed steels. In: *Proceed. of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. Moscow: MISiS, 2009, pp. 24–27.

11. Li X., Guo L., Han D. etc. In situ observation of surface electrochemical activities of lean duplex stainless steel LDX 2101. *Steel research int.* 2013, vol. 84, no. 2, pp. 155–162.
12. Pulkkinen H., Apajalahti H., Papula S. etc. Pitting corrosion resistance of Mn-alloyed austenitic stainless steels. *Steel research int.* 2014, vol. 85, no. 3, pp. 324–335.
13. Kaputkina L.M., Smarygina I.V., Kaputkin D.E., Svyazhin A.G., Bobkov T.V. Effect of nitrogen addition on physicochemical properties and corrosion resistance of corrosion-resistant steels. *Metal Science and Heat Treatment.* 2015, vol. 57, no. 7–8, pp. 395–401.
14. Mushnikova S.Yu., Kostina M.V., Andreev Ch.A., Zhekova L.Ts. Pitting corrosion resistance of chromium-nitrogen steels with an verequilibrium nitrogen content. *Russian Metallurgy (Metally).* 2009, vol. 2009, no. 1, pp. 30–35.
15. Suresh G., Nandakumar T., Mallika C. etc. Corrosion behavior of nitrogen containing hot rolled 304LN in nitric acid medium. *Transactions of the Indian Institute of metals.* 2014, vol. 67, pp. 367–374.
16. Berezovskaya V.V., Bobrova V.E., Bannykh I.O., Kostina M.V. Effect of heat treatment on the structure of high-nitrogen austenitic corrosion-resistant 04Kh22AG17N8M2F and 07Kh20AG9N8MF steels. *Russian Metallurgy (Metally).* 2009, vol. 2009, no. 2, pp. 146–153.
17. Svyazhin A.G., Bazhenov V.E., Kaputkina L.M., Siwka E., Kindop V.E. Critical nitrogen concentration in high-nitrogen steels for the production of a dense ingot. *Metallurgist.* 2015, vol. 58, no. 11–12, pp. 959–966.
18. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N., Starozhuk E.A. etc. *Konstruktivnaya kriogennaya austenitnaya vysokoprochnaya svarivaemaya stal' i sposob ee polucheniya* [Constructural cryogenic austenitic welded high-strength steel and the method of its production]. Patent RF no. 2545856, MPK C22C33/04, C22C38/58, C22C38/60, publ. 10.04.2015. (In Russ.).
19. Filonov M.R., Bazhenov V.E., Glebov A.G. etc. *Konstruktivnaya kriogennaya austenitnaya vysokoprochnaya korrozionno-stoikaya, v tom chisle v bioaktivnykh sredakh, svarivaemaya stal' i sposob ee obrabotki* [Constructural cryogenic austenitic corrosion resistant high strength, including bioactive media welded steel and the method of processing]. Patent RF no. 2584315, MPK C22C38/58, C21D8/02, publ. 20.05.2016. (In Russ.).
20. Birman S.R. *Ekonomnolegirovannye martensitnostareyushchie stali* [Economically alloyed martensite-aging steels]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 208 p. (In Russ.).
21. Grigor'ev V.P., Kravchenko V.M., Gershanova I.M. Apparent activation energy of the anodic dissolution of nickel in sulfuric acid solutions in the presence of Cl⁻ and CNS⁻ ions. *Zashchita metallov.* 2004, vol. 40, no. 3, pp. 236–242. (In Russ.).

Acknowledgements. The results were obtained within the framework of the state task of the Russian Ministry of Education (RFMEFI57514X0071).

Information about the authors:

L.M. Kaputkina, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Chief Researcher of the Chair “Metal Forming” (kaputkina@mail.ru)
A.G. Svyazhin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair “Metallurgy of Steel and Ferrous Alloys”
I.V. Smarygina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys
T.V. Bobkov, Postgraduate

Received May 27, 2016

УДК 621.791.92

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АБРАЗИВНОСТОЙКОГО НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B*

*Антонов А.А., аспирант кафедры «Оборудование и технология
сварочного производства» (Alantant@mail.ru)*

*Артемьев А.А., к.т.н., доцент кафедры «Оборудование и технология
сварочного производства» (artspace5@yandex.ru)*

*Соколов Г.Н., д.т.н., профессор кафедры «Оборудование и технология
сварочного производства» (gnsokolov@yandex.ru)*

Волгоградский государственный технический университет
(400005, Россия, Волгоград, пр. Ленина, 28)

Аннотация. Исследованы структура и свойства наплавленного дуговым способом сплава системы Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B. Изучено влияние модификатора на основе нитрида титана TiN на твердость и стойкость наплавленного металла к абразивному изнашиванию при нормальной и повышенных температурах.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, порошковая проволока, микроструктура, твердость, износостойкость, модификатор.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-671-672

Многие детали машин, оборудования и инструменты, работающие в условиях абразивного изнашивания при повышенных до 500 °С температурах, имеют небольшой ресурс, что обуславливает снижение рентабельности производства. Промышленные типы наплавленного металла не всегда обладают достаточной износостойкостью, поэтому разработка новых износостойких материалов для упрочнения наплавкой быстро изнашиваемых изделий является актуальной задачей [1, 2].

Цель работы – исследовать влияние углерода и модификатора на структуру, твердость и износостойкость металла системы Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B, наплавленного аргонодуговым способом с использованием экспериментальных порошковых проволок.

Проведены металлографические исследования структуры, твердости наплавленного металла, содержащего, % (по массе): 1,7 – 4,0 C; 2,0 – 2,5 Mo; 12,0 – 12,8 Cr; 1,0 – 1,5 Ti; 1,0 – 1,5 Ni; 0,42 – 0,65 B; Fe – остальное. Содержание в порошковой проволоке модификатора на основе микро- и нанопорошка нитрида титана TiN варьировали в диапазоне 0,25 – 0,80 % (по массе). Износостойкость исследовали при трении металла по металлу в присутствии абразива (смесь корунда и железной окалины в соотношении 50 на 50 %) с нагревом образца и стальной подложки до 500 °С.

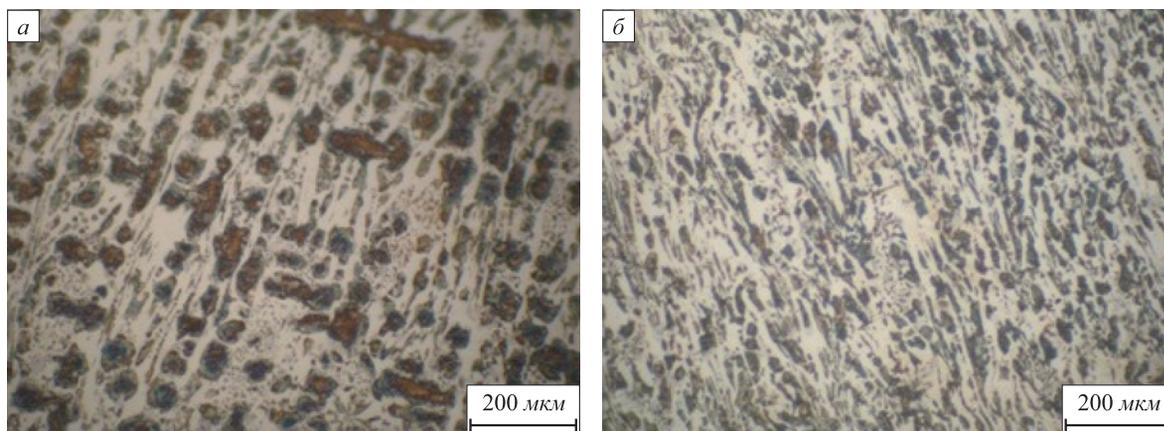
Установлено, что с увеличением содержания углерода твердость наплавленного в четыре прохода металла

возрастает с 51 до 59 HRC, а износостойкость при нормальной температуре – в 1,5 раза, что связано с увеличением количества карбидной фазы, а также однородностью ее распределения в матрице сплава. При этом соотношение атомных содержаний титана и углерода, а также хрома и углерода в наплавленном металле находится в пределах 0,05 – 0,10 и 0,5 – 0,7 соответственно.

С целью диспергирования структуры и повышения износостойкости сплава в порошковую проволоку дополнительно вводили модификатор. Установлено, что частицы TiN из состава модификатора являются центрами кристаллизации для мелких (1 – 3 мкм) включений двойного карбида (Ti, Mo)_xC_x, где $x = 0,78 – 0,92$, причем с увеличением массовой доли модификатора их количество возрастает. Модифицирование обуславливает значительное измельчение кристаллов карбоборида (Fe, Cr)₇(C, B)₃, расположенных в эвтектической матрице сплава (см. рисунок).

Твердость металла, содержащего 4 % (по массе) углерода, в результате модифицирования 0,8 % (по массе) TiN возрастает с 59 до 64 HRC, стойкость к изнашиванию закрепленным абразивом при температуре 25 °С увеличивается на 14 %, стойкость к изнашиванию через абразивную прослойку при температуре 500 °С – на 12 %. Таким образом, рациональное легирование наплавленного металла системы Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B карбидообразующими элементами и углеродом, а также модифицирование микро- и наночастицами TiN дает возможность повысить его твердость и износостойкость.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента РФ (грант № МК-4265.2014.8) и РФФИ (грант № 14-08-00868а).



Микроструктура немодифицированного (а) и модифицированного 0,8 % (по массе) TiN (б) наплавленного сплава системы Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B

Microstructure of unmodified (a) and modified 0.8 wt. % TiN (b) welded alloy of Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B system

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Осипов М.Ю. Изыскание и исследование износостойких наплавленных сплавов для работы в условиях абразивного изнашивания при повышенных температурах // Нові матеріали і

технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал. 2014. № 1. С. 52 – 57.

2. Лейначук Е.И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе. – Киев: Наук. думка, 1985. – 160 с.

Поступила 3 июня 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 9, pp. 671–672.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE WELDED WEAR RESISTANT ALLOY OF Fe–Cr–C–Mo–Ni–Ti–B SYSTEM

A.A. Antonov, A.A. Artem'ev, G.N. Sokolov

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

Abstract. The structure and properties of the weld metal by arc method alloy of Fe–Cr–C–Mo–Ti–Ni–B iron were investigated. The effect of the modifier on the basis of TiN titanium nitride on hardness and resistance of welded metal to abrasion was studied at normal and elevated temperatures.

Keywords: welding, welded metal, flux-cored wire, microstructure, hardness, wear resistance, modifier.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-9-671-672

REFERENCES

1. Osipov M.Yu. Study and research of the wear resistant surfacing alloys for work in the conditions of abrasive wear at elevated temperatures. *Novi materiali i tehnologii v metallurgii ta mashinobuduvanni: naukovii zhurnal*. 2014, no. 1, pp. 52–57. (In Russ.).

2. Leinachuk E.I. *Elektrodugovaya naplavka detalei pri abrazivnom i gidroabrazivnom iznose* [Arc welding of parts at abrasive and hydroabrasive wear]. Kiev: Nauk. dumka, 1985, 160 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was supported by the grants of the Council of the Russian President (Grant no. MK-4265.2014.8) and RFBR (grant no. 14-08-00868a).

Information about the authors:

A.A. Antonov, Postgraduate of the Chair “Equipment and Technology of Welding Production” (Alantant@mail.ru)

A.A. Artem'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Equipment and Technology of Welding Production” (artspace5@yandex.ru)

G.N. Sokolov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Equipment and Technology of Welding Production” (gnsokolov@yandex.ru)

Received June 3, 2015

Уважаемые читатели,
информируем вас о проведении

XIV Международного Конгресса сталеплавильщиков и производителей металлов
под девизом «Сталь: в ногу со временем», приуроченного
к 100-летию металлургического завода «Электросталь», который пройдет 17 – 21 октября 2016 г.

Основные цели Конгресса – обмен опытом между учёными и специалистами металлургических предприятий, исследовательских и проектных институтов, высших учебных заведений, пропаганда научно-технических достижений в области сталеплавильного производства, развитие системы повышения квалификации специалистов-сталеплавильщиков, а также международного сотрудничества сталеплавильщиков.

Работа Конгресса будет освещать приоритетные направления инновационного развития металлургической отрасли в современных условиях и будет проходить по пяти секциям:

Секция 1. Металлургия стали

Темы для докладов и обсуждений: Конвертерное производство стали. Мартеновское производство стали. Производство стали в высокомошных электродуговых печах. Теория и технология процессов. Огнеупоры. Оборудование. Экономика процессов. Охрана здоровья и окружающей среды

Секция 2. Спецэлектрометаллургия стали и сплавов

Темы для докладов и обсуждений: Электрометаллургия стали и сплавов, в том числе выплавка высоколегированных сталей и сплавов в печах малой вместимости, процессы рафинирования при интенсивной продувке расплава кислородом, вакуумной индукционной плавке, вакуумном дуговом, электрошлаковом, плазменном и электронно-лучевом переплавах. Теория процессов. Поведение элементов в металлических расплавах при высоких температурах и различных давлениях. Материаловедческие аспекты строения и свойства стали и сплавов. Процессы передела высоколегированных сталей и сплавов.

Секция 3. Ковшовая металлургия стали и чугуна

Темы для докладов и обсуждений: Теория и технология металлургических процессов при продувке стали в ковше газами, обработке порошками и шлаками, легировании, раскислении, модифицировании, в том числе порошковой проволокой, вакуумировании, нагреве металла дугами и химическими источниками тепла, шлакообразовании, использование ферросплавов, новые типы ферросплавов. Достижение точно заданных составов стали и температуры. Изменение строения и свойств металлического расплава при ковшовой обработке. Огнеупоры. Оборудование ковшовой металлургии. Экономика процессов.

Секция 4. Разливка и кристаллизация стали

Темы для докладов и обсуждений: Теоретические основы процесса кристаллизации стали при непрерывной разливке и разливке в слитки. Состояние и развитие непрерывной разливки стали. Технология и оборудование непрерывной разливки стали. Новые процессы непрерывной разливки. Литейно-прокатные агрегаты. Шлакообразующие смеси. Электромагнитное перемешивание. Мягкое обжатие заготовки. Автоматизация и роботизация процессов непрерывной разливки. Разливка стальных слитков, в том числе большой массы. Оборудование для разливки слитков. Качество непрерывнолитых заготовок и стальных слитков. Экономика процессов.

Секция 5. Энергоэффективность, ресурсосбережение и экология
сталеплавильного производства

Темы докладов и обсуждений: Охрана здоровья. Охрана окружающей среды и экология. Снижение выбросов парниковых газов. Новые процессы руда – сталь. Переработка отходов и техногенных месторождений. Новые виды металлургического сырья. Использование вторичных энергетических ресурсов. Возобновляемые источники энергии. Энергоэффективность процессов. Экономика технологий и процессов.

Учитывая практическую важность и возможность обобщения опыта ведущих специалистов в области металлургии, по результатам работы Конгресса будут опубликованы наиболее интересные доклады, дискуссионные материалы по секционным направлениям.

www.steelcongress.ru

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*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 21.09.2016. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,0. Заказ 5197. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35