

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 61 Номер 3 2018

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Влияние параметров процесса калибровки на изгибную жесткость стальных прутков. Часть 2

Взаимосвязь уровня легирования, структуры и механических свойств высокопрочных сталей

Упругопластический изгиб круглого стального бруса. Сообщение 1. Коэффициент пружинения

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe–Ni, содержащих бор

Термодинамическая оценка процессов восстановления WO_3 углеродом и кремнием

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Возможные механизмы диссипации энергии при переходе от обратимой деформации к необратимой

Микроликвация кремния в чугунах

• КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Влияние трения на формоизменение плоской заготовки

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 3, 2018

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 61

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

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

Заместитель ответственного секретаря: БАЩЕНКО Л.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 Цветмет-обработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

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

БРОДОВ А.А., редактор раздела «**Экономическая эффективность металлургического производства**» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)

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

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

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

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «**Металлургические технологии**» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)

ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тулский государственный университет, г. Тула)

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)

КУРГАНОВА Ю.А. (МГУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

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

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

ЛИНН Х. (ООО «Линн Хаи Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)

МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом промышленном и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)

РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «**Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

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

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

ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

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

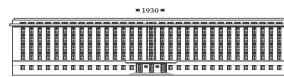
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Тел./факс: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@isis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

Deputy Coordinating Editor: BASHCHENKO L.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN (Russian Academy of Sciences, Moscow)
G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute
Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical
Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

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

A.A. BRODOV, Editor of the section "**Economic
efficiency of metallurgical production**" (IP Bardin
Central Research Institute for Ferrous Metallurgy,
Moscow)

A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural
Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal
University, Ekaterinburg)

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow)

M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material
science**" (National Research Technological University
"MISIS", Moscow)

A.M. GLEZER (National Research Technological
University "MISIS", Moscow)

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

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "**Metallur-
gical Technologies**" (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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

A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)

YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State
Technical University, Moscow)

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

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

H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach,
Germany)

V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University,
Volgograd)

L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial
University, Novokuznetsk)

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

O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales,
Sydney, Australia)

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

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

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

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg
Polytechnic University, Saint-Petersburg)

O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University,
Ekaterinburg)

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

R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University,
Germany)

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company,
Moscow)

L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals",
Ekaterinburg)

S.V. SOLODOV, Editor of the section "**Information
Technologies and Automatic Control in Ferrous
Metallurgy**" (National Research Technological University
"MISIS", Moscow)

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

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

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

V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

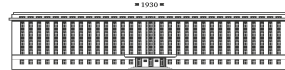
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан. Влияние параметров процесса калибровки на изгибную жесткость стальных прутков. Часть 2	173
Орыщенко А.С., Малышевский В.А., Петров С.Н., Шумилов Е.А. Взаимосвязь уровня легирования, структуры и механических свойств высокопрочных сталей	179
Шилов В.А., Непряхин С.О., Шварц Д.Л. Статистический анализ и расчет формоизменения металла при прокатке двутавровых профилей на универсальных рельсобалочных станах	187
Шинкин В.Н. Упругопластический изгиб круглого стального бруса. Сообщение 1. Коэффициент пружинения	194

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe–Ni, содержащих бор	201
Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Башченко Л.П. Термодинамическая оценка процессов восстановления WO_3 углеродом и кремнием	211
Хисамутдинов Н.Е., Явойская О.В., Явойский А.В., Хисамутдинов С.Н. Особенности поверхностных явлений в сталеплавильной ванне кислородного конвертера	217

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Алюшин Ю.А., Горбатюк С.М. Возможные механизмы диссипации энергии при переходе от обратимой деформации к необратимой	223
Баженов В.Е., Пикунев М.В. Микроликвация кремния в чугунах ...	230
Боровых М.А., Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В. О влиянии режима термообработки на удельное электросопротивление расплава стали 35ХГФ	237
Мыльников В.В., Скуднов В.А. Влияние различных параметров состояния на закономерности поведения кривых усталости	244

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Тишук Л.И., Соломонов К.Н. Влияние трения на формоизменение плоской заготовки	251
---	-----

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

S.A. Zaides, Nguen Van Khuan Influence of parameters of the calibration process on bending stiffness of steel rod. Part 2	173
A.S. Oryshchenko, V.A. Malyshevskii, S.N. Petrov, E.A. Shumilov Interrelations of alloying level, structure and mechanical properties of high-strength steels	179
V.A. Shilov, S.O. Nepryakhin, D.L. Shvarts Statistical analysis and calculation of metal forming during rolling of H-beam profiles on the universal rail-beam mill	187
V.N. Shinkin Elastoplastic bend of round steel beam. Report 1. Spring-back coefficient	194

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

A.A. Alexandrov, V.Ya. Dashevskii, L.I. Leont'ev Thermodynamics of oxygen solutions in boron-containing Fe – Ni melts	201
Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, L.P. Bashchenko Thermodynamic assessment of WO_3 reduction by carbon and silicon	211
N.E. Khisamutdinov, O.V. Yavoiskaya, A.V. Yavoiskii, S.N. Khisamutdinov Surface phenomena peculiarities in the BOF steel-making bath	217

MATERIAL SCIENCE

Yu.A. Alyushin, S.M. Gorbatyuk Possible mechanisms of energy dissipation in the transition from reversible deformation to irreversible	223
V.E. Bazhenov, M.V. Pikunov Microsegregation of silicon in cast iron ..	230
M.A. Borovykh, O.A. Chikova, V.S. Tsepelev, V.V. V'yukhin Effect of heat treatment conditions on electrical resistivity of 35KhGF molten steel	237
V.V. Myl'nikov, V.A. Skudnov Influence of different state parameters on the behavior of fatigue curves	244

SHORT REPORTS

L.I. Tishchuk, K.N. Solomonov Influence of friction on shaping of a flat blank	251
--	-----

УДК 621.174.22

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА КАЛИБРОВКИ НА ИЗГИБНУЮ ЖЕСТКОСТЬ СТАЛЬНЫХ ПРУТКОВ. ЧАСТЬ 2

*Зайдес С.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой машиностроительных технологий
и материалов (zsa@istu.edu)*

Нгуен Ван Хуан, аспирант (nguyenvanhuan.istu@gmail.com)

Иркутский национальный исследовательский технический университет
(664074, Россия, Иркутск, ул. Лермонтова, 83)

Аннотация. Создание прочных конструкционных материалов позволяет изготавливать стержневые детали типа валов и осей с меньшим поперечным сечением. Прочность при этом сохраняется, а жесткость падает, так как тонкий и длинный стержень имеет низкую устойчивость при действии продольной силы и малую изгибную жесткость от поперечной нагрузки. Малая изгибная жесткость стержневых деталей вызывает существенные проблемы при их обработке и сборке, поэтому такие детали обычно являются нетехнологичными. При деформационном упрочнении длинномерных мало жестких валов и тонкостенных цилиндров возникают деформации и прогибы, для предотвращения которых приходится жертвовать производительностью технологического процесса. Изгибная жесткость длинномерных деталей зависит от условий нагружения, геометрии изделия и физико-механических свойств материала. В реальных конструкциях, когда условия нагружения и геометрические параметры заданы, изменить жесткость изделий можно только за счет варьирования физико-механических свойств материала. Если же задан конкретный материал, то для управления жесткостью остается только модуль упругости (E или G). Однако в ряде работ установлено, что модуль упругости при обычных температурно-силовых условиях практически не изменяется. Поэтому в настоящее время жесткость изделия может быть повышена только конструктивными мерами. В настоящей работе рассмотрена возможность повышения изгибной жесткости цилиндрических калиброванных прутков за счет формирования технологических остаточных напряжений. В результате проведенных экспериментальных исследований установлено влияние основных параметров калибровки на величину и характер распределения остаточных напряжений. Полученные кривые использованы для моделирования изгибной жесткости калиброванных прутков в зависимости от степени относительного обжатия и основных геометрических параметров рабочего инструмента (волоки). Установлено, что повышение степени относительного обжатия и длины калибрующей зоны волокна оказывает положительное влияние на жесткость стержневых изделий, с увеличением угла рабочего конуса инструмента изгибная жесткость прутков снижается.

Ключевые слова: калиброванный металл, остаточные напряжения, изгибная жесткость, относительное обжатие, угол рабочего конуса, длина калибрующей зоны.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-173-178

Среди продукции черной металлургии большим спросом в машиностроении пользуется калиброванный металл, обладающий целым рядом достоинств: высокой точностью размеров по длине прутка, низкой шероховатостью поверхности, высокими значениями механических характеристик. Применение холоднокатаных профилей вместо горячекатаных позволяет на 30 – 40 % экономить металл и существенно снижать затраты в машиностроении [1, 2].

Малая шероховатость поверхности дает возможность использовать калиброванную сталь для изготовления, например, длинномерных рабочих и трансмиссионных валов артезианских турбинных насосов. В этом случае механической обработке подвергаются только концевые участки для нарезания резьбы [3, 4].

Широкое распространение калиброванный металл получил в сельскохозяйственном машиностроении. Десятки деталей типа валов, осей, штанг, шпильки изготавливают для зерноуборочных комбайнов и других сельскохозяйственных машин.

Создание новых высокопрочных материалов позволяет снижать металлоемкость изделий. Например,

длинномерные валы можно изготавливать меньшего диаметра без потери прочности. Однако при этом возникает другая проблема – с уменьшением поперечного сечения снижается жесткость детали, т. е. способность сопротивляться действию поперечной нагрузки.

При вращении длинномерные валы под действием центробежных сил изгибаются даже от собственного веса. Повысить изгибную жесткость деталей типа валов и осей весьма сложно. Практически такие вопросы решаются конструктивными мерами, например, повышают количество промежуточных опор [5 – 7].

Управлять жесткостью материала можно за счет температурного воздействия и изменения физических свойств материала [8 – 12]. Например, жесткость деталей повышается при снижении температуры, но это далеко не всегда соответствует условиям их эксплуатации, а создавать специальные холодильные камеры экономически не выгодно.

Основным показателем физических свойств является модуль упругости материала, но заменять цветной металл на черный, у которого модуль упругости выше, не всегда возможно по условиям эксплуатации. Для ши-

рокого класса черных металлов модуль упругости изменяется незначительно и оказывает слабое влияние на жесткость материала [13,14].

В практике известны приемы изменения изгибной жесткости стержневых изделий за счет воздействия осевых усилий, например натяжение музыкальных струн, натяжение арматуры в строительных конструкциях и др.

Приложить осевые растягивающие нагрузки к реальным деталям машин практически невозможно. Поэтому результаты исследований в этом направлении весьма ограничены. Известны работы В.Я. Герасимова [15, 16] по увеличению жесткости цилиндрических заготовок, которые при нагружении испытывают осевое сжатие (осадку). В исследованиях [13, 17] изложен подход для повышения изгибной жесткости длинномерных деталей типа валов и осей охватывающим поверхностным пластическим деформированием.

В данной работе с использованием конечно-элементного моделирования рассмотрена возможность повышения изгибной жесткости стальных прутков в процессе калибровки. В первой части работы [18] на основе экспериментальных исследований установлено влияние основных параметров холодного деформирования на величину и характер распределения осевых, тангенциальных и радиальных остаточных напряжений и глубину их залегания в объеме цилиндра. Эти данные в настоящей работе использованы для моделирования изгибной жесткости калиброванных прутков в зависимости от величины остаточных напряжений.

Результаты определения остаточных напряжений. В работе [18] определено распределение остаточных напряжений по сечению калиброванных прутков в зависимости от основных параметров технологического процесса калибровки. На рис. 1, а – в представлены зависимости максимальных остаточных напряжений растяжения от степени относительного обжатия (Q), угла рабочего конуса (2α) и относительной длины калибрующей зоны (l_k/d) инструмента.

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о возможности изменения величины и характера распределения остаточных напряжений в процессе изготовления калиброванного металла. Зная условия нагружения и эксплуатации деталей машин, изготовленных из калиброванного металла, можно создавать рациональные поля напряжений для эффективной работы машин и механизмов. Экспериментально установлено, что с увеличением степени относительного обжатия от 5 до 34 % тангенциальные остаточные напряжения возрастают в 2,5 раза, а осевые уменьшаются на 13 % (см. рис. 1, а). Необходимо подчеркнуть, что величина относительного обжатия влияет в большей мере на тангенциальные остаточные напряжения, чем на осевые.

Результаты экспериментов показали (рис. 1, б), что в диапазоне углов волоки от 8 до 24°, тангенциальные и осевые остаточные напряжения одновременно увеличиваются: $\sigma_z^{\max}$ возрастают в 2,3 раза, а $\sigma_\phi^{\max}$ – в 1,8 раза.

Как видно из рис. 1, в, с увеличением длины калибрующей зоны волоки максимальные осевые остаточные напряжения растяжения снижаются на 52 %, а тангенциальные увеличиваются на 21 %.

Моделирование изгибной жесткости прутков при воздействии остаточных напряжений. Рассмотрим деформацию стального гладкого длинномерного прутка длиной l и диаметром d под действием поперечной нагрузки F (рис. 2).

Для моделирования изгибной жесткости прутков в зависимости от величины и характера распределения остаточных напряжений использовано две схемы:

- остаточные напряжения сжатия в поверхностных слоях и напряжение растяжения во внутренних слоях (рис. 2, а);
- остаточные напряжения растяжения в поверхностных слоях и напряжение сжатия во внутренних слоях (рис. 2, б).

По результатам экспериментального определения остаточных напряжений в калиброванной стали было

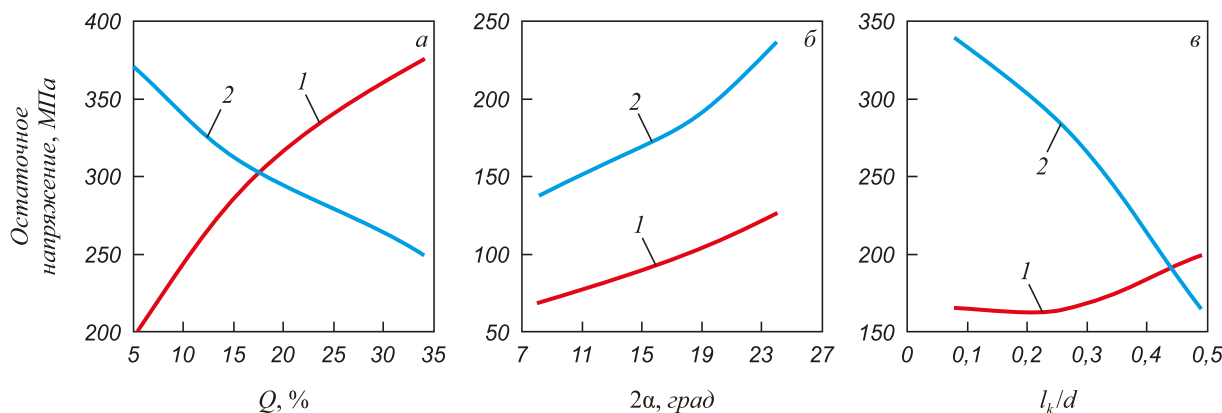


Рис. 1. Влияние степени относительного обжатия (а), угла рабочего конуса (б) и относительной длины калибрующей зоны волоки (в) на максимальные значения тангенциальных (1) и осевых (2) остаточных напряжений растяжения

Fig. 1. Influence of extent relative reduction (а), a working cone angle (б) relative length and gauge of the die area (в) on the maximum values of tangential (1) and axial (2) residual tensile stresses

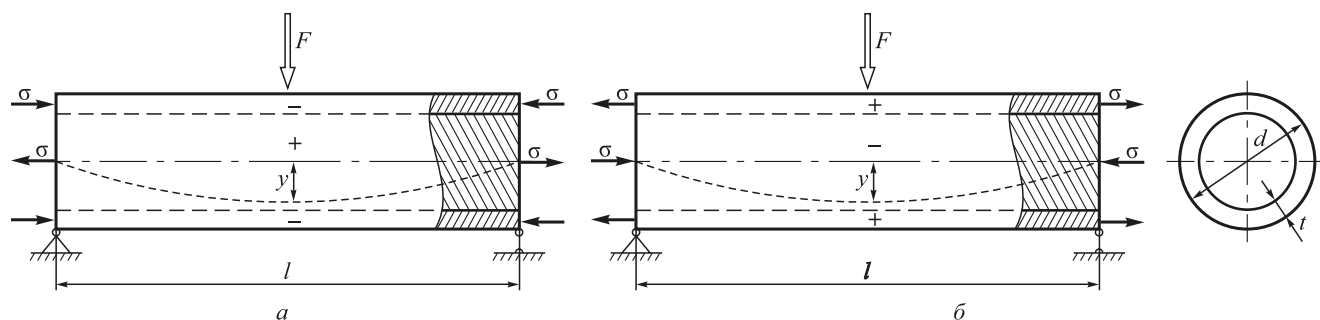


Рис. 2. Схемы для определения влияния остаточных напряжений на жесткость калиброванных прутков:
а – схема растяжения; б – схема сжатия

Fig. 2. Schemes for determination of the influence of residual stresses on stiffness of calibrated rods:
а – stretching scheme; б – compression scheme

установлено, что на поверхности и в центральной зоне в первом приближении остаточные напряжения равны по величине и противоположны по знаку [4]. На основании этого принята модель прутка, представляющая собой составной цилиндр, состоящий из сердечника и оболочки (втулки), подвергающихся действию разных напряжений.

Для моделирования остаточных напряжений приняты геометрическую модель прутка, состоящую из тонкостенных трубок толщиной 0,2 мм (рис. 3). Каждая трубка нагружалась растягивающим или сжимающим напряжением, которое соответствовало значению экспериментального определения.

Аналитический расчет прогиба стержня произведен методом Коши-Крылова [19, 20]. Решая дифференциальное уравнение изогнутой оси стержня

$$\frac{1}{\rho} = \pm \frac{\frac{d^2 y}{dz^2}}{\sqrt{1 + \left(\frac{dy}{dz}\right)^2}}, \quad (1)$$

получен максимальный прогиб прутка:

$$y_{\max} = -\frac{Fl^3}{48EI_x + 4\pi\sigma_z R^2 l^2}; \quad (2)$$

$$y_{\max} = -\frac{Fl^3}{48EI_x - 4\pi\sigma_z R^2 l^2}. \quad (3)$$

Формула (2) позволяет определить максимальный прогиб прутков при действии поперечной силы F при осевом растяжении, а формула (3) – при осевом сжатии. Видно, что значение максимального прогиба в случае преобладания растягивающих напряжений меньше, чем при действии сжимающих напряжений. Уравнения (2) и (3) позволяют математически оценить действие осевых нагрузок на поперечный изгиб стержня.

Для схем нагружения (см. рис. 2) изгибная жесткость прутка определяется по формуле

$$C = -\frac{F}{48y_{\max}}. \quad (4)$$

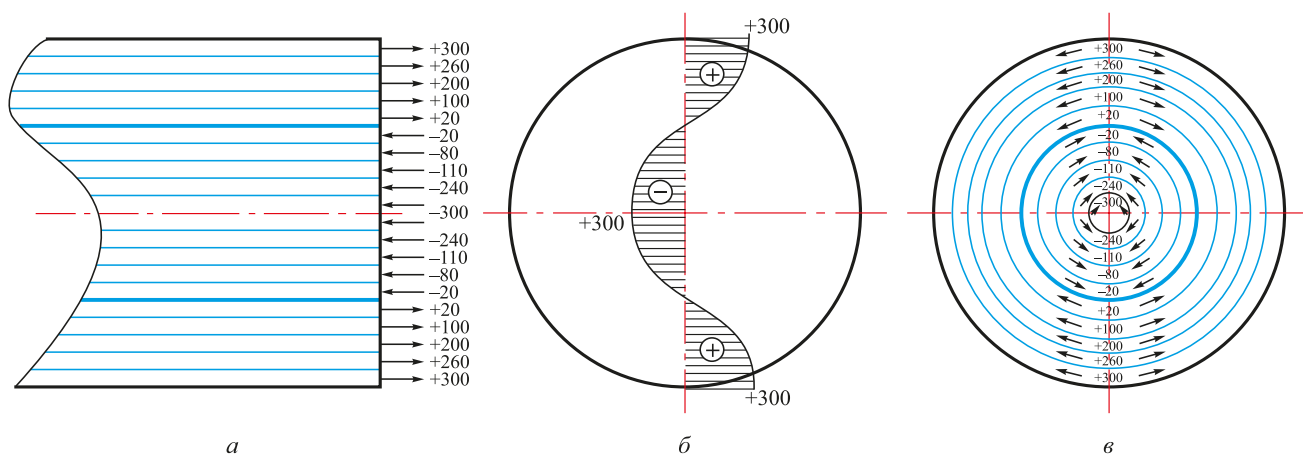


Рис. 3. Схема для моделирования прогиба прутков по распределению остаточных напряжений:
а – значение осевых напряжений; б – пример распределения остаточных напряжений; в – значение тангенциальных напряжений

Fig. 3. Modeling scheme of the rods deflection with residual stresses distribution:
а – value of axial stresses; б – example of residual stresses distribution; в – value of tangential stresses

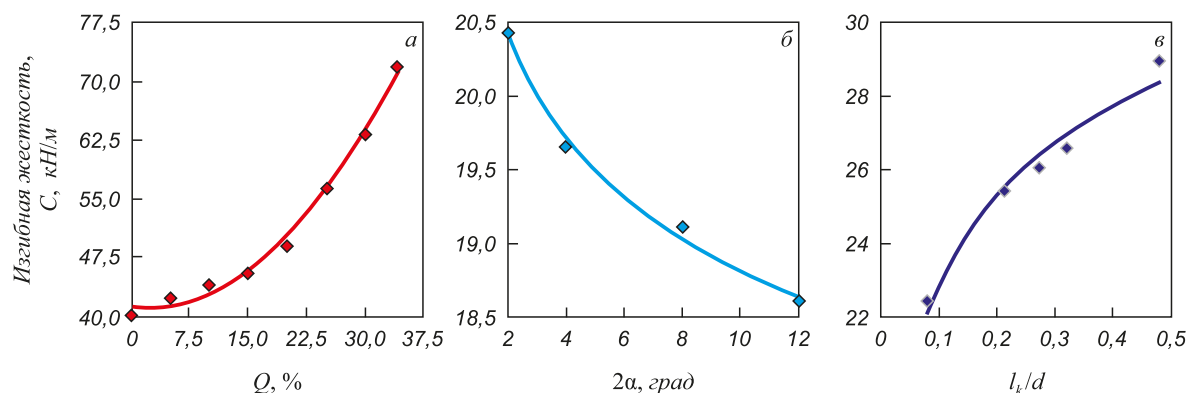


Рис. 4. Влияние степени относительного обжатия Q (а), полуугла рабочего конуса волоки (б) и относительной длины калибрующей зоны инструмента (в) на изгибную жесткость цилиндрических прутков после калибровки

Fig. 4. Effect of relative degree of compression Q (a), the cone half angle of the working die (б), and the gauge length of the tool relative area (в) on the bending stiffness of cylindrical bars after calibration

Для вычисления изгибной жесткости прутков в зависимости от воздействия остаточных напряжений использован пакет программ Ansys [21, 22].

Результаты изменений изгибной жесткости прутка диаметром 37,6 мм и длиной 1000 мм (материал – сталь 45, $\sigma_T = 360$ МПа) под действием поперечной нагрузки 1000 Н в зависимости от степени относительного обжатия, длины калибрующей зоны и угла рабочего конуса инструмента показаны на рис. 4, а – в). Жесткость определена в середине прутков, где имеет место ее минимальное значение.

Расчеты показали (рис. 4, а), что в исследуемом интервале относительных обжатий (от 5 до 34 %) изгибная жесткость может быть повышена почти в 2 раза.

На рис. 4, б представлено влияние угла рабочего конуса на жесткость калиброванных деталей. С увеличением угла рабочего конуса от 4 до 24°, изгибная жесткость прутков снижается на 10 %.

Установлено (рис. 4, в), что в исследуемом интервале относительных длин калибрующей зоны от 0,08 до 0,47, изгибная жесткость может быть увеличена на 20 %.

Полученные результаты можно рекомендовать для повышения жесткости калиброванных прутков, которые могут быть использованы в качестве эффективных заготовок при изготовлении деталей машин, например валов малой жесткости.

Выводы. Калиброванный металл является эффективным видом заготовки для изготовления целого ряда цилиндрических деталей. Качество маложестких деталей типа валов оценивается изгибной жесткостью, которую практически сложно изменить. Для повышения изгибной жесткости стержневых изделий предлагается использовать технологические остаточные напряжения.

Технологические остаточные напряжения всегда бывают двух видов – растягивающие и сжимающие. Изгибная жесткость может быть повышена за счет преобладания растягивающих напряжений по сравнению со сжимающими. Экспериментально-расчетными мето-

дами было установлено влияние основных параметров калибровки на изгибную жесткость стальных прутков.

Выявлена возможность повышения изгибной жесткости калиброванных прутков почти в два раза при обжатиях от 5 до 34 %. На 20 % можно повысить жесткость при увеличении длины калибрующей зоны инструмента. С увеличением угла рабочего конуса волоки с 4 до 24° изгибная жесткость прутков снижается на 10 %, следовательно для повышения жесткости рабочий угол инструмента нужно уменьшать.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шефтель Н.И. Улучшение качества и сортамента проката. – М.: Металлургия, 1973. – 343 с.
2. Белалов Х.Н., Клековкин А.А., Клековкина Н.А. и др. Стальная проволока. – Магнитогорск: МГТУ, 2011. – 689 с.
3. Зайдес С.А. Остаточные напряжения и качество калиброванного металла. – Иркутск: ИГУ, 1992. – 200 с.
4. Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2001. – 309 с.
5. Алфутов Н.А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. – М.: Машиностроение, 1978. – 312 с.
6. Силаев Б.М. Детали машин и основы конструирования. – Самара: Изд-во СГАУ, 2011. – 224 с.
7. Немец Я.К. Жесткость и прочность стальных деталей. – М.: Машиностроение, 1970. – 528 с.
8. Реслер И., Хардерс Х., Бекер М. Механическое поведение конструкционных материалов. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2011. – 504 с.
9. Комаров В.А. Повышение жесткости конструкций топологическими средствами // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева. 2003. № 1. С. 26 – 37.
10. Технологическое обеспечение и повышение эксплуатационных свойств деталей машин и их соединений. Библиотека технология. – М.: Машиностроение, 2006. – 448 с.
11. Бойцов В.Б., Чернявский А.О. Технологические методы повышения прочности и долговечности. – М.: Машиностроение, 2005. – 128 с.
12. Барышов С.Н. Оценка поврежденности, несущей способности и продление ресурса технологического оборудования. – М.: Недра-Бизнесцентр, 2007. – 287 с.
13. Зайдес С.А., Нгуен В.Х. Повышение жесткости длинномерных валов охватывающим пластическим деформировани-

- ем // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. №2 (134). С. 10 – 15.
14. Упругость и неупругость: Матер. Междунар. науч. симпозиума по проблемам механики деформируемых тел, посвященного 100-летию со дня рождения А.А. Ильюшина / Под ред. И.А. Кийко, Г.Л. Бровко, Р.А. Васина. Москва, 20 – 21 января 2011. – М.: Изд-во Московского ун-та, 2011. – 483 с.
 15. Герасимов В.Я. Определение однородного упрочнения калиброванного металла осадкой высоких цилиндров // Изв. вуз. Черная металлургия. 1981. № 6. С. 54 – 58.
 16. Герасимов В.Я., Копырин В.И. Изменение жесткости холоднотянутой стали при изгибе образцов // Сталь. № 8. 1998. С. 47 – 48.
 17. Зайдес С.А., Нгуен В.Х. Влияние остаточных напряжений на изгибную жесткость длиномерных валов // Вестник ИрГТУ. 2015. № 9 (114). С. 45 – 49.
 18. Зайдес С.А., Нгуен В. Х. Влияние параметров процесса калибровки на изгибную жесткость стальных прутков. Часть I. Определение остаточных напряжений в калиброванных прутках // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 11. С. 870 – 876.
 19. Лурье А.И. Теория упругости. – М.: Наука, 1970. – 256 с.
 20. Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. Справочник по сопротивлению материалов. – Киев: Наукова думка, 1988. – 736 с.
 21. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах. – М.: Компьютер Пресс, 2002. – 224 с.
 22. Бруйка В.А. Инженерный анализ в ANSYS Workbench. – Самара: Самарский гос. техн. ун-т, 2013. – 149 с.

Поступила 16 августа 2016

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 173–178.

INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE CALIBRATION PROCESS ON BENDING STIFFNESS OF STEEL ROD. PART 2

S.A. Zaides, Nguen Van Khuan

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

Abstract. The creation of strong structural materials allows the production of rod parts such as shafts and axles with a smaller cross section. Strength in this case is maintained, and rigidity decreases, since a thin and long rod has low stability under the action of a longitudinal force and a small bending stiffness due to a transverse load. The small bending stiffness of the rod parts causes significant problems in their processing and assembly, therefore such parts are usually non-technological. Deformation hardening of long-length small-rigid shafts and thin-walled cylinders causes deformations and deflections, for prevention of which one must sacrifice the productivity of the technological process. Flexural rigidity of long parts depends on loading conditions, product geometry and physical and mechanical properties of the material. In real constructions, when the loading conditions and geometric parameters are specified, the rigidity of the products can be changed only by varying the physical-mechanical properties of the material. If a concrete material is specified, only the elastic modulus (E or G) remains to control the rigidity. However, it has been established in a number of studies that the modulus of elasticity does not practically change under ordinary temperature-force conditions. Therefore, at present, the rigidity of the product can only be increased by constructive measures. In the present work, the possibility of increasing the flexural rigidity of cylindrical calibrated bars due to the formation of technological residual stresses is considered. As a result of the experimental studies, the effect of the main calibration parameters on the magnitude and nature of the residual stress distribution was established. The obtained curves are used to simulate the flexural rigidity of calibrated bars, depending on the degree of relative reduction and the basic geometric parameters of the working tool (drag). It was established that an increase in the degree of relative reduction and the length of the calibrating zone of the dies has a positive effect on the rigidity of the rod products with an increase in the angle of the working cone of the tool the bending stiffness of the bars is reduced.

Keywords: calibrated metal, residual stresses, bending stiffness, relative compression, working cone angle, length of gauge area.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-173-178

REFERENCES

1. Sheftel' N.I. *Uluchshenie kachestva i sortamenta prokata* [Improvement of quality and assortment of rolled products]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 343 p. (In Russ.).

2. Belalov Kh.N., Klekovkin A.A., Klekovkina N.A. etc. *Stal'naya provoloka* [Steel wire]. Magnitogorsk: MGTU, 2011, 689 p. (In Russ.).
3. Zaides S.A. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo kalibrovannogo metalla* [Residual stresses and quality of calibrated metal]. Irkutsk, IGU, 1992, 200 p. (In Russ.).
4. Zaides S.A. *Okhvatyayushchee poverkhnostnoe plasticheskoe deformirovanie* [Covering surface plastic deformation]. Irkutsk: Izd-vo IrGTU, 2001, 309 p. (In Russ.).
5. Alfutov N.A. *Osnovy rascheta na ustoichivost' uprugikh system* [Basics of calculating the stability of elastic systems]. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 312 p. (In Russ.).
6. Silaev B.M. *Detali mashin i osnovy konstruirovaniya* [Machine parts and design basics]. Samara: Izd-vo SGAU, 2011, 224 p. (In Russ.).
7. Nemets Ya.K. *Zhestkost' i prochnost' stal'nykh detalei* [Stiffness and strength of steel parts]. Moscow: Mashinostroenie, 1970, 528 p. (In Russ.).
8. Resler I., Kharders Kh., Beker M. *Mekhanicheskoe povedenie konstruktivnykh materialov* [Mechanical behavior of structural materials]. Dolgoprudnyi: ID Intellect, 2011, 504 p. (In Russ.).
9. Komarov V.A. Increase of rigidity of structures by topological means. *Vestnik samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika S.P. Koroleva*. 2003, no. 1, pp. 26–37. (In Russ.).
10. *Tekhnologicheskoe obespechenie i povyshenie ekspluatatsionnykh svoystv detalei mashin i ikh soedinenii. Biblioteka tekhnologa* [Technological maintenance and increase of operational properties of machine parts and their connections. Technologist's library]. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 448 p. (In Russ.).
11. Boitsov V.B., Chernyavskii A.O. *Tekhnologicheskie metody povysheniya prochnosti i dolgovechnosti* [Technological methods of increasing strength and durability]. Moscow: Mashinostroenie, 2005, 128 p. (In Russ.).
12. Baryshov S.N. *Otsenka povrezhdennosti, nesushchei sposobnosti i prodlenie resursa tekhnologicheskogo oborudovaniya* [Assessment of damage, bearing capacity and extension of the resource of process equipment]. Moscow: Nedra-Biznestsentr, 2007, 287 p. (In Russ.).
13. Zaides S.A., Nguen V.Kh. Increasing the rigidity of long shafts by embracing plastic deformation. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2016, no. 2 (134), pp. 10–15. (In Russ.).
14. *Uprugost' i neuprugost'. Materialy mezhdunarodnogo nauchnogo simpoziuma po problemam mekhaniki deformiruemyykh tel, posvyashchennogo 100-letiyu so dnya rozhdeniya A.A. Il'yushina, Moskva*,

- 20-21 yanvarya 2011 [Elasticity and Inelasticity. Materials of Int. Sci. Symposium on Mechanical Problems of Deformed Bodies dedicated to 100-Anniversary of A.A. Il'yushin, Moscow, 21-22 of January, 2011]. Kiiko I.A., Brovko G.L., Vasina R.A. eds. Moscow: izd-vo Moskovskogo un-ta, 2011, 483 p. (In Russ.).
15. Gerasimov V.Ya. Determination of uniform hardening of calibrated metal by settling of high cylinders. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1981, no. 6, pp. 54–58. (In Russ.).
 16. Gerasimov V.Ya., Kopyrin V.I. Change in the stiffness of the cold-rolled steel by its bending. *Stal'*. 1998, no. 8, pp. 47–48. (In Russ.).
 17. Zaides S.A., Nguen V.Kh. Influence of residual stresses on flexural rigidity of long shafts. *Vestnik IrGTU*. 2015, no. 9 (114), pp. 45–49. (In Russ.).
 18. Zaides S.A., Nguen Van Khuan. Influence of parameters of the calibration process on bending stiffness of steel rod. Part 1. Determination of residual stresses in the calibrated rod. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 11, pp. 870–876. (In Russ.).
 19. Lur'e A.I. *Teoriya uprugosti* [Theory of elasticity]. Moscow: Nauka, 1970, 256 p. (In Russ.).
 20. Pisarenko G.S., Yakovlev A.P., Matveev V.V. *Spravochnik po so-protivleniyu materialov* [Handbook on the resistance of materials]. Kiev: Naukova dumka, 1988, 736 p. (In Russ.).
 21. Basov K.A. *ANSYS v primerakh i zadachakh* [ANSYS in examples and tasks]. Moscow: Komp'yuter Press, 2002, 224 p. (In Russ.).
 22. Bruyaka V.A. *Inzhenernyi analiz v ANSYS Workbench* [Engineering analysis in ANSYS Workbench]. Samara: Samarskii gos. tekhn. un-t, 2013, 149 p. (In Russ.).

Information about the authors:

S.A. Zaides, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engineering Technology and Materials" (zsa@istu.edu)

Nguen Van Khuan, Postgraduate
(nguyenvanhuan.istu@gmail.com)

Received August 16, 2016

УДК 669.14.018

ВЗАИМОСВЯЗЬ УРОВНЯ ЛЕГИРОВАНИЯ, СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Орыщенко А.С., д.т.н., генеральный директор

Малышевский В.А., д.т.н., советник генерального директора (victorm@crism.ru)

Петров С.Н., к.х.н., начальник лаборатории

Шумилов Е.А., инженер II категории

ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горюнина НИЦ «Курчатовский институт»
(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, д. 49)

Аннотация. В связи с необходимостью решения важных проблем освоения мирового океана, особенно арктических районов, необходимо строительство современного флота, в том числе атомных ледоколов, судов арктического плавания, газозовов, стационарных и плавучих буровых платформ, подводных комплексов, обеспечивающих добычу нефти и газа на континентальном шельфе, обустройство прибрежных районов, строительство портов. Для этого требуется большое количество хладостойких, хорошо свариваемых сталей, причем сталей высокопрочных с целью снижения металлоемкости конструкций. Именно для решения этих задач развернуто строительство дальневосточной, самой крупной в России и в мире, судостроительной верфи «Звезда», модернизируется Выборгский судостроительный завод, «Северная верфь» в г. Санкт-Петербург и др. Создание новых сталей, по возможности с минимальным легированием, унифицированным химическим составом для обеспечения возможности разработки более экономичных технологий сварки и сборки столь уникальных конструкций судов и морских технических сооружений является насущной задачей. В работе рассмотрены вопросы формирования структуры низколегированных сталей с переменным содержанием никеля в процессе пластического деформирования. Исследования проводились на образцах от трех опытных плавок разного химического состава, отличающихся содержанием никеля (0,5, 1 и 2 %). Для выбранных сталей проведены испытания на исследовательском комплексе «Gleeble 3800», имитирующие термомеханическую обработку с различными температурными параметрами чистовой стадии прокатки и с ускоренным охлаждением до заданной температуры. В работе представлены результаты исследования структуры методами оптической металлографии и кристаллографического анализа с применением сканирующей электронной микроскопии (EBSD-анализ), определены механические свойства. Показано, что схема термомеханического воздействия должна быть выбрана в зависимости от уровня легирования, т. е. от конечной превращенной структуры стали (феррито-бейнитной, бейнитной или мартенсито-бейнитной). Установлено, что в сталях с феррито-бейнитной структурой наиболее эффективно упрочнение получено за счет создания малоугловых границ в α -фазе при пластической деформации. Стали с бейнитной структурой не склонны к значительному упрочнению за счет изменения температурных параметров деформации на чистовой стадии термомеханической обработки, а в мартенсито-бейнитных сталях не выявлено режимов, обеспечивающих создание дополнительных малоугловых границ, что, возможно, связано с последующим воздействием полиморфного превращения по сдвиговому механизму.

Ключевые слова: термомеханическая обработка, пластическая деформация, легирование, малоугловые границы, большеугловые границы, структурные элементы, дифракция обратно рассеянных электронов.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-179-186

Развитие технологий термомеханической обработки конструкционных сталей и повышение уровня автоматизации прокатного оборудования позволяет реализовывать технологические режимы с точностью воспроизведения параметров в 3 – 4 раза выше, чем регламентировалось нормативно-технологической документацией разработки конца XX века. В связи с этим, можно полагать, что уровень легирования высокопрочных сталей возможно ограничивать с целью снижения стоимости и, естественно, повышения свариваемости за счет снижения углеродного эквивалента $C_{\text{экв}}$, а вклад легирующих элементов компенсировать путем применения специальных высокоточных технологических воздействий, обеспечивая высокий уровень физико-механических свойств и сопротивление хрупким и вязким разрушениям.

В ранее опубликованных работах [1 – 5] было показано, что для низколегированных сталей формирова-

ние элементов структуры размером менее 400 – 500 нм (0,4 – 0,5 мкм) приводит к существенному улучшению потребительских свойств – сочетанию высокой прочности (до 650 МПа) и одновременно высокой трещиностойкости до температур -40°C . Способом получения мелкозернистой структуры являлась горячая пластическая деформация стали, микролегированной ванадием и ниобием [6].

Дальнейшим перспективным направлением использования разработанных подходов является создание новых высокопрочных конструкционных сталей со сниженным легированием на базе ультрамелкозернистых структур, формируемых при комплексном термомеханическом воздействии и последующих фазовых превращениях. В этом случае металл испытывает внешний наклеп вследствие обработки металла давлением – горячей пластической деформации и фазовый наклеп

вследствие различия удельных объемов γ - и α -фаз. Однако для высокопрочных сталей недостаточно данных о влиянии режимов горячей пластической деформацией на параметры структуры.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось установление возможности снижения содержания легирующих элементов, в первую очередь никеля, и углеродного эквивалента для повышения свариваемости стали по сравнению с равнопрочными аналогами.

Исследования проводились на образцах от трех опытных плавов низкоуглеродистой хромоникелевой стали разного химического состава, заметно отличающихся содержанием никеля (0,52, 1,08 и 1,97 %) (табл. 1).

Выплавка производилась в открытой индукционной печи с емкостью тигля 250 кг и последующей разливкой в слитки весом 16 и 25 кг. Разливка проходила, начиная со слитка, содержащего минимальное содержание никеля, с поэтапным делегированием жидкого металла в печи и подогревом (при необходимости). При разливке обеспечивалось отсутствие шлака в слитке.

После выплавки слитки подвергались ковке на кузнечном молоте М-1345 до промежуточной толщины 40 мм и прокатке на стане горячей прокатки ДУО-600 с целью получения заготовок толщиной 18 – 20 мм.

Режим прокатки кованых заготовок приведен ниже.

Температура посадки заготовок, °С, не менее	500
Температура нагрева, °С	1210 ± 10
Время выдержки при нагреве, мин	30

Толщина начальная, мм	40
Температура начала прокатки, °С	1100 ± 20
Режим деформации, %	20 – 20 – 20
Толщина конечная, мм	19 ± 1
Температура конца прокатки, °С	900 ± 50

Температура печей перед посадкой заготовок для нагрева под прокатку составляла не ниже 500 °С, время предварительной выдержки при этой температуре – не менее 30 мин. Прокатка заготовок производилась форсировано в высоком темпе при максимальной скорости вращения валков при обжатиях за проход 20 % (три прохода) на толщину 19 мм и ширину 100 мм. Температура конца прокатки составляла 850 – 950 °С. Указанный режим имитировал высокотемпературную стадию двухстадийной прокатки.

Имитация высокотемпературной и низкотемпературной (второй) стадии термомеханической обработки проводилась на маломасштабных образцах. От каждого листа изготавливались цилиндрические образцы размером 10×15 мм для проведения имитационного моделирования технологических процессов на многофункциональном исследовательском комплексе Gleeble 3800. На этих образцах было опробовано три режима термопластического моделирования (температурные и деформационные параметры режимов приведены в табл. 2, 3). Температура окончания охлаждения выбиралась с целью завершения этого процесса в области бейнитного превращения [7, 9].

Таблица 1

Фактический химический состав исследованных плавов

Table 1. Actual chemical composition of the examined heats

Номер плавки	Содержание элемента, %*											C _{экв} , %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V + Nb + Ti	S	P	N	
1	0,08	0,13	0,25	0,34	0,52	0,51	0,29	0,077	0,007	0,005	0,006 (расчет)	0,32
2	0,08	0,14	0,23	0,37	1,08	0,50	0,29	0,075	0,006	0,003		0,36
3	0,08	0,22	0,52	0,36	1,97	0,50	0,31	0,094	0,005	0,003		0,47

* Здесь и далее % (по массе).

Таблица 2

Температурные параметры имитации режимов пластической деформации на установке Gleeble 3800

Table 3. Temperature parameters of simulation of plastic deformation modes at Gleeble 3800 complex

Номер режима	Температура, °С						Скорость охлаждения, °С/с
	нагрева	черновой стадии ролатки	начала чистовой стадии прокатки	конца чистовой стадии прокатки	начала охлаждения	конца охлаждения	
1	1100	1100 – 1080	820	820	800	500	20
2			870	870	800		
3			780	780	780		

Таблица 3

Деформационные параметры имитации режимов пластической деформации на установке Gleeble 3800

Table 4. Deformation parameters of simulation of plastic deformation modes at Gleeble 3800 complex

Стадии прокатки	Обжатие, %	Толщина до обжатия, мм	Толщина после обжатия, мм
Черновая	17	15,00	12,45
	20	12,45	9,96
Чистовая	10	9,96	8,96
	12	8,96	7,88
	12	7,88	6,93

Металлографические исследования выполняли на образцах от каждой плавки, испытанных по трем режимам, с помощью моторизованного оптического микроскопа Axiovert 200 MAT, оснащенного анализатором изображений Thixomet. Размер действительного зерна оценивали по ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна».

Для оценки дисперсности элементов структуры выполнялся кристаллографический анализ микроструктуры исследуемых образцов с помощью СЭМ QUANTA 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Оценивались размеры структурных элементов и анизотропия их формы, угол толерантности составил 5° . Разворот элементов структуры на 5° характерен для фрагментов деформационного происхождения [10, 11], при этом их можно рассматривать в качестве «псевдозерен», вносящих вклад в повышение прочности и трещиностойкости за счет так называемых «полупроницаемых» границ [12].

Определение предела текучести проводилось на исследовательском комплексе Gleeble 3800 по диаграммам сжатия. Для определения условного предела текучести отбирались образцы от каждой плавки, испытанные по

трем режимам, из которых изготавливались цилиндрические образцы на сжатие размерами 6×12 мм.

Основной целью исследований являлось выявление режимов, обеспечивающих формирование структуры с минимальным размером элементов и максимальной долей разориентировок границ в области малоуглового ($5 - 15^\circ$) и большеуглового ($>15^\circ$) спектра. Все температуры прокатки располагались в области температур заторможенной рекристаллизации аустенита (на $50 - 150^\circ\text{C}$ ниже). Таким образом, ожидалось, что конечная структура будет определяться состоянием аустенита после пластической деформации [13 – 17].

Исследование микроструктуры сталей с различным содержанием никеля после испытаний на установке Gleeble 3800 с варьированием температуры деформации на чистовой стадии прокатки показало следующее.

Для стали состава № 1 с содержанием $0,5\%$ Ni структура представляет собой феррито-перлитную смесь, причем с повышением температуры конца деформации от 780 до 870°C содержание перлита увеличивается, а зерно феррита укрупняется (рис. 1). Структура образцов после деформации при 820 и 870°C обладает видимой разнотерностью, размеры зерен изменяются от 50 до 100 мкм (номер зерна от 3 до 6). Структура после деформации при 780°C также имеет зерна разных размеров от 20 до 60 мкм (номер зерна от 4 до 7).

В стали состава № 2 с содержанием $1,08\%$ Ni сформировалась феррито-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих в зависимости от выбранного режима обработки (рис. 2). Наименьшее содержание феррита наблюдается у образцов после деформации на чистовой стадии прокатки при 820°C , эта структура наиболее мелкодисперсная (номер зерна 9 – 10). Структура стали после деформации при 780 и 870°C отличается большей разнотерностью, зерно заметно крупнее (номер зерна 7 – 8). При повышении температуры окончания деформации возрастает доля бейнита игольчатой морфологии.

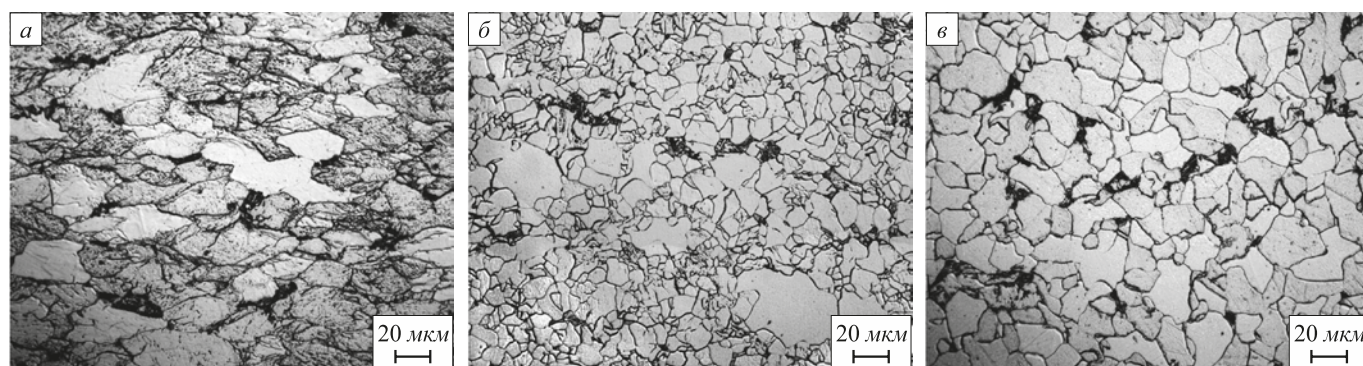


Рис. 1. Структура стали состава № 1 после деформации на чистовой стадии прокатки: а – при 780°C ; б – при 820°C ; в – при 870°C и охлаждения до 500°C со скоростью 20°C/s

Fig. 1. Steel structure of composition No. 1 after deformation at the finishing rolling stage: а – at 780°C ; б – at 820°C ; в – at 870°C and cooling to 500°C at the rate of 20°C/s

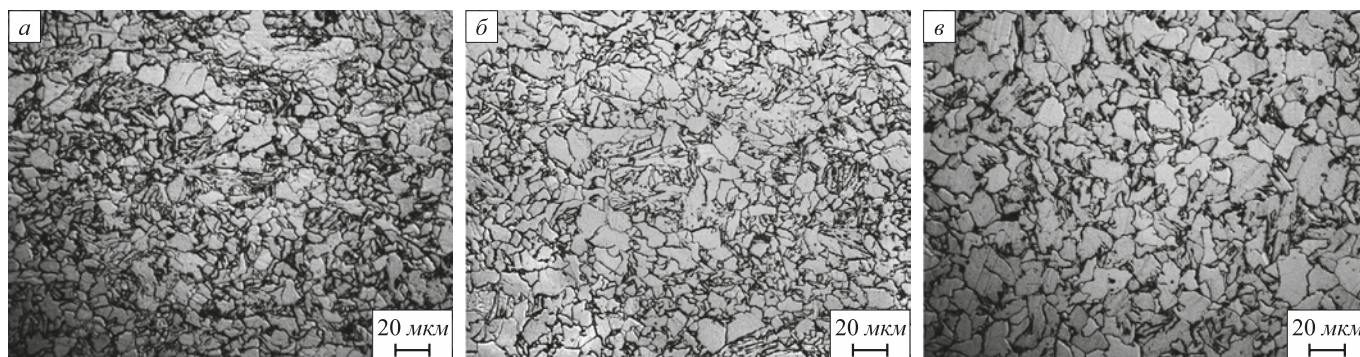


Рис. 2. Структура стали состава № 2 после деформации на чистовой стадии прокатки:
а – при 780 °С; б – при 820 °С; в – при 870 °С и охлаждения до 500 °С со скоростью 20 °С/с

Fig. 2. Steel structure of composition No. 2 after deformation at the finishing rolling stage:
а – at 780 °С; б – at 820 °С; в – at 870 °С and cooling to 500 °С at the rate of 20 °С/с

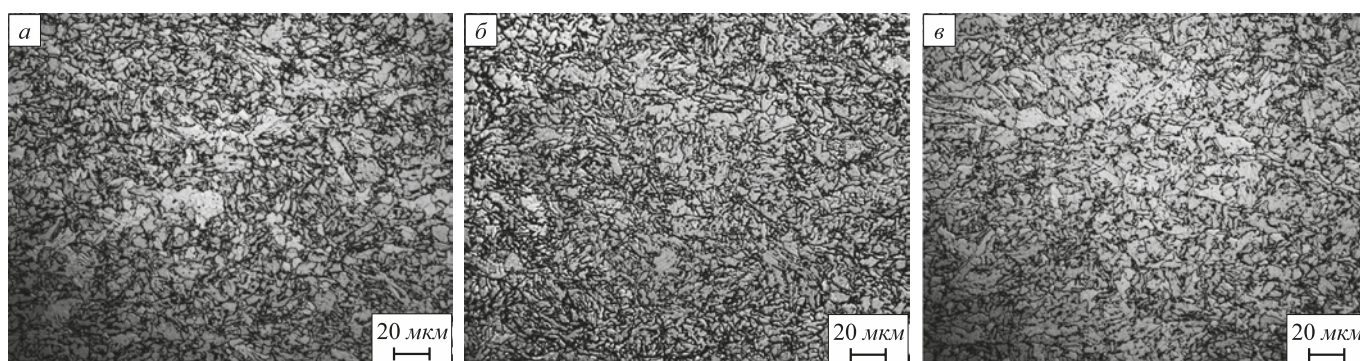


Рис. 3. Структура стали состава № 3 после деформации на чистовой стадии прокатки:
а – при 780 °С; б – при 820 °С; в – при 870 °С и охлаждения до 500 °С со скоростью 20 °С/с

Fig. 3. Steel structure of composition No. 3 after deformation at the finishing rolling stage:
а – at 780 °С; б – at 820 °С; в – at 870 °С and cooling to 500 °С at the rate of 20 °С/с

В стали состава № 3 с содержанием 1,97 % Ni формируется бейнит смешанной – гранулярной и игольчатой морфологии (рис. 3). Независимо от температуры деформации, образуется дисперсная структура (номер зерна 11 – 12). Образцы с режимом деформации на чистовой стадии при температуре 780 °С имеют гранулярный тип структуры бейнита с извилистыми границами. Однако наблюдается разнотернистость, что может быть связано с ускоряющим влиянием деформации на диффузионное превращение и рост отдельных ферритных зерен. При повышении температуры деформации до 820 °С разнотернистость уменьшается и появляется реечный тип структурной составляющей, доля которой увеличивается. В образцах, испытанных по режиму с деформацией при 870 °С, размер ферритных зерен мельче, а областей бейнита крупнее.

Дисперсность элементов структуры и разориентировки их границ оценивали с помощью кристаллографического анализа микроструктуры исследуемых образцов с помощью СЭМ QUANTA 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов.

Для изучения сталей с феррито-перлитной (состав № 1), феррито-бейнитной (состав № 2) и смешанной

бейнитной (состав № 3) структурой в распределении междолинитных границ по разориентировкам характерно присутствие двух пиков в диапазонах 4 – 10 и 50 – 60°, первый из которых образован так называемыми малоугловыми границами (МУГ) деформационного происхождения, $\theta < 15^\circ$, а второй – большеугловыми границами (БУГ), $\theta \geq 15^\circ$.

Большеугловые границы в феррито-бейнитных структурах разделяют между собой как бейнитные пакеты, так и ферритные зерна. Большеугловой пик 50 – 60° обусловлен кристаллографическими особенностями («ориентационными соотношениями») $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в сталях. Измерение междолинитных разориентировок облегчает анализ важных структурных эффектов, поскольку границы разного типа по-разному влияют на механическое поведение материала. Так, границы с $\theta > 4^\circ$, т. е. все БУГ и часть МУГ, являются эффективными барьерами для движения дислокаций и потому влияют на сопротивление деформированию ($\sigma_{0,2}$ и σ_B). В то же время, лишь БУГ ($\theta \geq 15^\circ$), которые тормозят рост трещин, вносят значимый вклад в сопротивление разрушению, а МУГ являются полупроницаемыми границами.

В зависимости от выбранного температурного режима деформации на чистовой стадии были изучены распределения структурных элементов по размерам и распределения межкристаллитных границ по разориентировкам в микроструктуре исследуемых сталей, полученные методом дифракции обратно рассеянных электронов.

Исследования показали, что для стали состава № 1 (0,5 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента получен после режима с температурой деформации на чистовой стадии 780 °C (12,6 мкм), при этом на гистограмме распределений межкристаллитных границ по разориентировкам отчетливо наблюдается малоугловой пик. В стали состава № 2 (1,08 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента получен

после режима с температурой деформации на чистовой стадии 820 °C (9,7 мкм), а на гистограмме разориентировок наблюдается присутствие в структуре уже двух явно выраженных пиков, что свидетельствует о формировании МУГ и БУГ структурных элементов. Для стали третьего состава (1,97 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента и менее хаотичное распределение получено после режима с температурой деформации на чистовой стадии 870 °C (8,3 мкм).

На рис. 4 показаны зависимости предела текучести, полученного при обработке диаграмм сжатия, и размеров структурных элементов от выбранных температурно-деформационных режимов обработки исследуемых сталей.

На основании анализа полученных механических свойств можно заключить следующее:

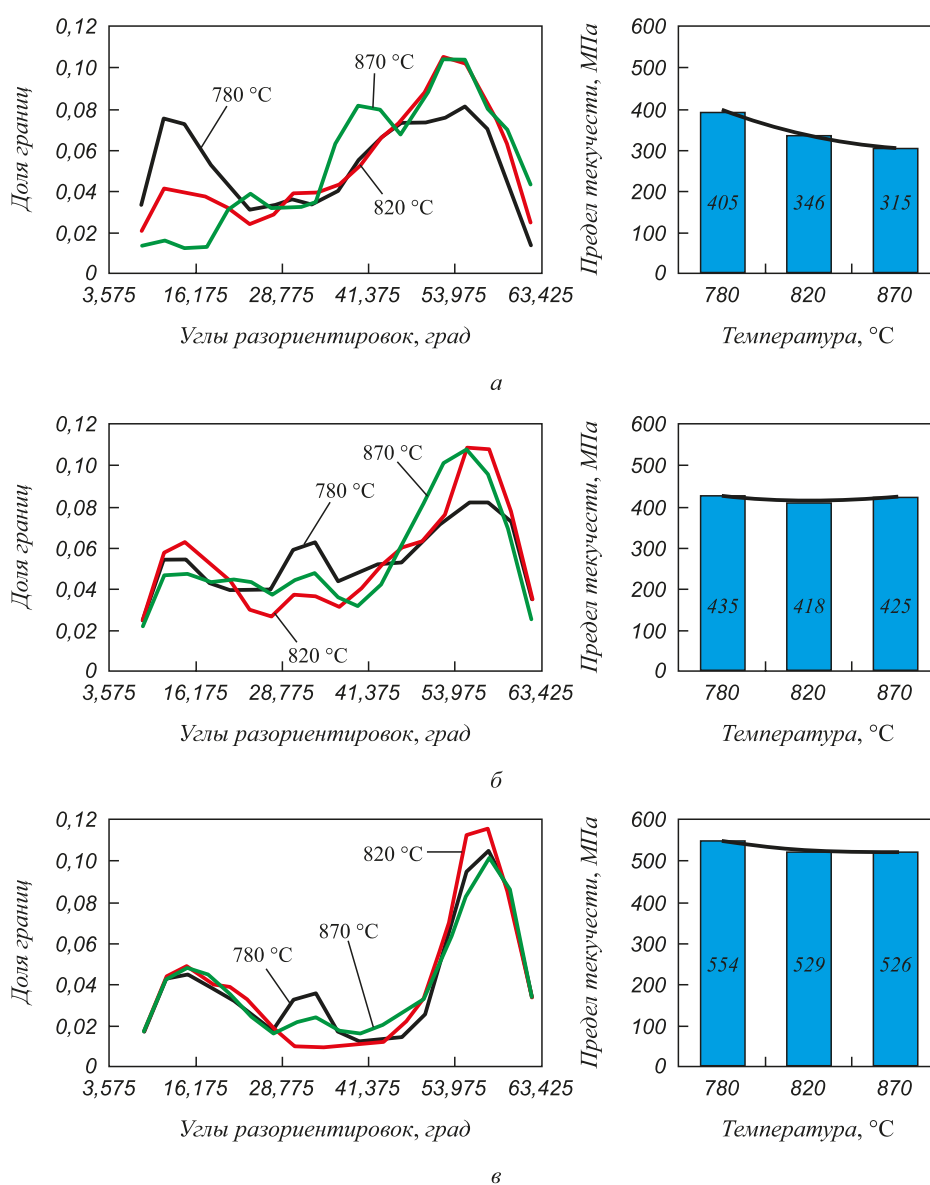


Рис. 4. Зависимость предела текучести от температуры деформации на чистовой стадии прокатки: а – сталь состава № 1 (0,5 % Ni); б – сталь состава № 2 (1,08 % Ni); в – сталь состава № 3 (1,97 % Ni)

Fig. 4. Yield stress dependence on the deformation temperature at the finishing rolling stage: а – steel of composition 1 (Ni content = 0.5 %); б – steels of composition 2 (Ni content = 1.08 %); в – steel of composition 3 (Ni content = 1.97 %)

– для стали состава № 1 (0,5 % Ni) измельчение структурных элементов и одновременное повышение прочностных характеристик почти на 100 МПа обеспечивается при понижении температуры деформации до 780 °С вследствие увеличения числа центров зарождения феррита в аустените и создания субструктуры в феррите;

– в стали состава № 2 (1 % Ni) и № 3 (2 % Ni) при снижении температуры деформации наблюдается менее значительное упрочнение. Это свидетельствует о том, что при повышенном содержании никеля в стали выбранной композиции легирования снижение температуры деформации при термомеханической обработке становится не столь эффективным. В целом полученные результаты не противоречат ранее выполненным исследованиям [18–20] и дополняют их новыми данными в части эффективности термомеханической обработки стали;

– существующие по прочности аналоги модельного сплава стали категории А40S, D40S и E40S (10ХСНД) [21] с $\sigma_{0,2} \geq 390$ МПа имеют до 4,2 % (по массе) легирующих элементов и углеродный эквивалент $C_{\text{эkv}} = 0,46$ %, в то время как модельный сплав – 2,1 % (по массе) и 0,32 % соответственно (см. табл. 1). Это свидетельствует о более высокой свариваемости модельного сплава с применением термомеханического упрочнения.

Выводы. Схема термомеханической обработки исследуемых сталей должна быть выбрана в зависимости от уровня ее легирования никелем, т. е. от типа конечной структуры стали (феррито-перлитной с 0,5 % Ni, феррито-бейнитной с 1,0 % Ni или преимущественно бейнитной с 2,0 % Ni) с целью формирования наиболее дисперсных структурных элементов и «благоприятных» межкристаллитных разориентировок в области мало- и большеугловых границ.

В феррито-перлитных (0,5 % Ni) и феррито-бейнитных (1,0 % Ni) сталях целесообразно использование термопластического воздействия с целью создания субзеренной структуры с межкристаллитными разориентировками в области мало- и большеуглового спектра.

Применение термомеханической обработки обеспечивает получение предела текучести 405, 418 и 554 МПа для сталей с содержанием никеля соответственно 0,5, 1,0 и 2,0 % при понижении температуры деформации на чистовой стадии прокатки с 870 до 780 °С. При этом наиболее эффективное упрочнение наблюдается в стали с 0,5 % Ni, достигая уровня прочности более легированной стали 10ХСНД.

Показано, что в конструкционных сталях с экономным легированием дорогостоящими элементами (до 2 % Ni) повышение прочностных характеристик возможно за счет сочетания горячей пластической деформации и фазовых превращений (механический и фазовый наклеп), что обеспечивается при применении технологии термомеханической обработки с интенсив-

ным охлаждением или закалки с прокатного нагрева с охлаждением до температуры +20 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А. и др. Экономно-легированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях // Вопросы материаловедения. 2008. № 2 (54). С. 7 – 19.
2. Горынин И.В., Хлусова Е.И. Наноструктурированные стали для освоения месторождений шельфа Северного ледовитого океана // Вестник РАН. 2010. № 12. С. 1069 – 1075.
3. Рыбин В.В., Хлусова Е.И., Нестерова Е.В., Михайлов М.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением // Вопросы материаловедения. 2007. № 4(52). С. 329 – 340.
4. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Голосиенко С.А. Возможности повышения прочностных характеристик экономнолегированных высокопрочных сталей за счет образования наноразмерных карбидов // Вопросы материаловедения. 2010. № 4 (64). С. 27 – 32.
5. Ермакова С.В., Орлов В. В., Круглова А.А., Хлусова Е.И. Сравнительные исследования фазовых превращений, структуры и свойств марганцево-никелевой стали после закалки с отпуском и термомеханической обработки // Проблемы черной металлургии и материаловедения 2010. № 4. С. 60 – 67.
6. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Голосиенко С.А. Влияние легирования на структуру и свойства высокопрочной хладостойкой стали после термической и термомеханической обработки // Вопросы материаловедения. 2007. № 1(49). С. 20 – 31.
7. Хлусова Е.И., Круглова А.А., Орлов В.В. Влияние технологических режимов и химического состава на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 12. С. 8 – 12.
8. Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 12 (630). С. 8 – 12.
9. Михайлов М.С., Немец А.М., Нестерова Е.В. и др. Фазовые превращения в низкоуглеродистой высокопрочной стали при моделировании ТМО на деформационном dilatометре // Сб. тезисов II Междунар. школы «Физическое материаловедение». – Тольятти, 2006. С. 172.
10. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Известия РАН. 2004. Т. 68. № 10. С. 1419 – 1427.
11. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопросы материаловедения. 2002. № 1. С. 11 – 33.
12. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали / Под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
13. Ковальчук М.В., Орыщенко А.С., Малышевский В.А. и др. Проблемы создания технологичных экономнолегированных сталей для арктических конструкций // Вопросы материаловедения. 2017. № 2(90). С. 7 – 16.
14. Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. Особенности формирования структуры толстолистовой стали при термомеханической обработке // Деформация и разрушение. 2007. № 6. С. 18 – 25.
15. Hanlon D.N., Van der Zwang S.J.S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation // ISN Int. 2001. No. 9. P. 1028 – 1036.
16. Коротковская С.В., Нестерова Е.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние параметров пластической деформации на формиро-

вание ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях // Вопросы материаловедения. 2011. № 1(65). С. 100 – 109.

17. Рыбин В.В. Структурно-кинетические аспекты развитой пластической деформации // Изв. вуз. Физика. 1991. № 3. С. 7 – 22.
18. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. и др. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения // Физика металлов и материаловедение. 2012. Т. 113. № 5. С. 507.
19. Рыбин В.В., Рубцов А.С., Коджаспиров Г.Е. Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и подробно-

стью деформации // Физика металлов и материаловедение. 1984. Т. 58. Вып. 4. С. 774 – 781.

20. Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И., Голованов А.В. Влияние параметров термомеханической обработки на структуру и свойства горячекатаной толстолистовой низколегированной стали улучшенной свариваемости // Производство проката. 2009. № 3. С. 21 – 28.
21. ГОСТ P52927-2015. Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. – М.: Стандартинформ, 2015. – 62 с.

Поступила 11 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 179–186.

INTERRELATIONS OF ALLOYING LEVEL, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH STEELS

A.S. Oryshchenko, V.A. Malyshevskii, S.N. Petrov, E.A. Shumilov

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

Abstract. Meeting the challenges of the world’s oceans development, especially in the Arctic regions, in the first place, it is absolutely necessary to build a modern fleet, nuclear icebreakers, Arctic cargo ships, gas carriers, stationary and floating drilling structures and offshore platforms, underwater complexes that provide oil and gas production on the continental shelf; to reconstruct coastal areas; and to build harbors, that require a large number of cold-resistant high-strength weldable steels to reduce metal consumption in engineering structures. That’s why the Russian government motivates construction of the shipbuilding complex “Zvezda” situated in the Far East (which is the largest national and world-wide shipyard). Vyborg Dockyard and Severnaya Verf (Northern Shipyard) in St. Petersburg are being modernized. The creation of new steels with minimum alloying and unified chemical composition to enable the development of more economical technologies for welding and assembling such unique vessels and marine technical structures is an urgent task. The paper deals with the issues of formation of the low-alloy steel structure with variable nickel content during the plastic deformation process. The specimens taken from three experimental melts of different chemical composition with varying nickel content (0.5 %, 1 %, and 2 %) were investigated. Selected steels were tested by means of Gleeble 3800 imitating thermomechanical treatment with various temperature parameters of the finishing rolling stage and accelerated cooling up to the predetermined temperature. Mechanical properties were determined. The paper presents results of structure examination by means of optical metallography as well as crystallographic analysis of microstructure using scanning electron microscopy (EBSD analysis). It is demonstrated that the scheme of thermal-deformation effect should depend on the alloying level, i.e. the final structure of steel (ferrite-bainitic, bainitic or martensite-bainitic). The most effective strengthening in steels with a ferrite-bainitic structure is obtained by formation of low-angle boundaries in the α -phase during the plastic deformation. Steels with bainitic structure are not likely to be significantly strengthened by changing of deformation temperature parameters at the finishing stage of thermomechanical treatment. Conditions providing the formation of additional low-angle boundaries were not found in martensite-bainitic steels, which might be the subsequent effect of polymorphic transformation by shearing.

Keywords: thermomechanical treatment, plastic deformation, alloying, low-angle boundaries, high-angle boundaries, structural elements, diffraction of back-scattered electrons.

REFERENCES

1. Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I., Nesterova E.V., Orlov V. V., Kalinin G.Yu. Economically alloyed steels with nanomodified structure for operation under extreme conditions. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 2 (54), pp. 7–19. (In Russ.).
2. Gorynin I.V., Khlusova E.I. Nanostructured steels for developing the shelf of the Arctic Ocean. *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2010, vol. 80, no. 6, pp. 507–513.
3. Rybin V.V., Khlusova E.I., Nesterova E.V., Mikhailov M.S. Formation of the structure and properties of low-carbon low-alloy steel under thermomechanical treatment with accelerated cooling. *Voprosy materialovedeniya*. 2007, no. 4(52), pp. 329–340. (In Russ.).
4. Khlusova E.I., Motovilina G.D., Golosienko S.A. Possibilities to increase the strength characteristics of economically alloyed high-strength steels due to the formation of nanoscale carbides. *Voprosy materialovedeniya*. 2010, no. 4 (64), pp. 27–32. (In Russ.).
5. Ermakova S.V., Orlov V. V., Kруглова А.А., Khlusova E.I. Comparative studies of phase transformations, structure and properties of manganese-nickel steel after quenching with tempering and thermomechanical treatment. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2010, no. 4, pp. 60–67. (In Russ.).
6. Khlusova E.I., Motovilina G.D., Pazilova U.A., Golosienko S.A. Effect of alloying on the structure and properties of high-strength cold-resistant steel after thermal and thermomechanical treatment. *Voprosy materialovedeniya*. 2007, no. 1(49), pp. 20–31. (In Russ.).
7. Khlusova E.I., Kруглова А.А., Орлов В.В. Effect of hot plastic deformation in the austenite interval on structure formation in low-alloyed low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, vol. 49, Issue 11–12, pp. 545–560.
8. Kруглова А.А., Орлов В.В., Khlusova E.I. Effect of chemical composition and heat and strain treatment on austenite grain size in low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, vol. 49, Issue 11–12, pp. 556–560.
9. Mikhailov M.S., Nemets A.M., Nesterova E.V., Semicheva T.G., Golosienko S.A. Phase transformations in low-carbon high-strength steel when modeling thermomechanic treatment on a deformation dilatometer. In: *Sbornik tezisov II Mezhdunarodnoi shkoly “Fizicheskoe metallovedenie”* [Coll. of Theses of the 2nd Int. School “Physical Metallurgy”]. Tolyatti, 2006, p. 172. (In Russ.).
10. Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Fragmented substructure formed in BCC steels at deformation. *Izvestiya Akademii Nauk. Ser. Fizicheskaya*. 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1419–1427. (In Russ.).
11. Rybin V.V. Regularities of mesostructures formation during developed plastic deformation. *Voprosy materialovedeniya*. 2002, no. 1, pp. 11–33. (In Russ.).

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-179-186

12. Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Bernshtein M.L. ed. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).
13. Koval'chuk M.V., Oryshchenko A.S., Malyshevskii V.A., Petrov S.N., Shumilov E.A. Problems of creation of technological economical-alloyed steels for arctic constructions. *Voprosy materialovedeniya*. 2017, no. 2(90), pp. 7–16. (In Russ.).
14. Khlusova E.I., Mikhailov M.S., Orlov V.V. Features of the structure formation of thick steel at thermomechanical treatment. *Deformatsiya i razrushenie*. 2007, no. 6, pp. 18–25. (In Russ.).
15. Hanlon D.N., Van der Zwang S.J.S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation. *ISN Int*. 2001, no. 9, pp. 1028–1036.
16. Korotovskaya S.V., Nesterova E.V., Orlov V.V., Khlusova E.I. Influence of the parameters of plastic deformation on formation of ultrafine-grained structure in low-alloyed bainitic steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2011, no. 1(65), pp. 100–109. (In Russ.).
17. Rybin V.V. Structural kinetic aspects of the physics of evolution of plastic deformation. *Soviet Physics Journal*. 1991, vol. 34, no. 3, pp. 186–198.
18. Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Klyueva S.Yu., Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I. Microstructure and properties of low-carbon weld steel after thermomechanical strengthening. *The Physics of Metals and Metallography*. 2012, vol. 113, no 5, pp. 480–488.
19. Rybin V.V., Rubtsov A.S., Kodzhaspirov G.E. Structural transformations in steel during rolling with different degrees of deformation using one and many passes. *Physics of Metals and Metallography*. 1984, vol. 58, no.4, pp. 134–141.
20. Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I., Golovanov A.V. Influence of thermomechanical processing parameters on the structure and properties of hot-rolled thick-plate low-alloy steel of improved weldability. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 3, pp. 21–28. (In Russ.).
21. *GOST R52927-2015. Prokat dlya sudostroeniya iz stali normal'noi, povyshennoi i vysokoi prochnosti* [Rolled stock for shipbuilding from normal, high and high strength steel]. Moscow: Standartinform, 2015, 62 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.S. Oryshchenko, Dr. Sci. (Eng.), General Director
V.A. Malyshevskii, Dr. Sci. (Eng.), Adviser of General Director
 (victorm@crism.ru)
S.N. Petrov, Cand. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory
E.A. Shumilov, Engineer

Received April 11, 2017

УДК 621.771.26.001.57:621.771.014-424

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И РАСЧЕТ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОКАТКЕ ДВУТАВРОВЫХ ПРОФИЛЕЙ НА УНИВЕРСАЛЬНЫХ РЕЛЬСОБАЛОЧНЫХ СТАНАХ

Шилов В.А., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением»

Непряхин С.О., к.т.н., ассистент кафедры «Обработка металлов давлением» (s.o.nepriakhin@urfu.ru)

Шварц Д.Л., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением»

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

Аннотация. Наиболее экономичным способом производства стальных двутавровых профилей широкого сортамента является прокатка на современных универсальных рельсобалочных станах, снабженных непрерывно-реверсивными группами рабочих клетей с четырехвалковыми универсальными балочными калибрами. Такие станы эффективно используются в зарубежной металлургии для производства рельсов, балок и других сортовых профилей. В России два первых стана такого типа построены и в настоящее время осваиваются на ПАО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Челябинский металлургический комбинат». В работе предложена новая методика расчета калибровок валков универсальных рельсобалочных станов, основанная на результатах статистического обобщения действующих технологических режимов прокатки двутавровых профилей на универсальных балочных, рельсобалочных и сортовых станах, снабженных универсальными клетями, а также на разработанной авторами математической модели формоизменения металла при прокатке в универсальных калибрах, основанной на применении вариационного принципа минимума полной мощности. При анализе и обобщении действующих технологических режимов прокатки двутавров сформирована статистическая выборка, включающая основные характерные параметры калибровки: номер N и тип двутавра, число проходов $n_{пр}$, средние коэффициенты вытяжки в каждом проходе λ_i , суммарный (общий) коэффициент вытяжки λ_{Σ} за « n » проходов, характер распределения коэффициентов вытяжек по проходам. Общий объем выборки составил 472 точки, полученные по 55 калибровкам валков. Сформированную выборку исследовали с использованием аппарата корреляционно-регрессионного анализа. В результате получены регрессионные зависимости для расчета основных характерных параметров калибровки. С применением разработанной методики выполнен расчет калибровки валков чистовой группы тандем универсального рельсобалочного стана для прокатки двутавра 35Б2. Характерной особенностью полученного режима являются практически одинаковые коэффициенты вытяжки по шейке $\lambda_{ш}$ и фланцам $\lambda_{ф}$ при прокатке в каждом универсальном калибре. Разница значений $\lambda_{ш}$ и $\lambda_{ф}$ по проходам составляет 0,4 – 2,4 %, т.е. достигается равномерная деформация металла по элементам двутаврового профиля, что способствует получению высококачественного двутавра.

Ключевые слова: двутавровый профиль, прокатка, рельсобалочный стан, группа тандем, математическая модель, корреляционно-регрессионный анализ, статистическое обобщение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-187-193

Наиболее экономичным способом производства стальных двутавровых профилей широкого сортамента является прокатка на современных универсальных рельсобалочных станах, снабженных непрерывно-реверсивными группами рабочих клетей с четырехвалковыми универсальными балочными калибрами [1, 2]. Такие станы эффективно используются в зарубежной металлургии для производства рельсов, балок и других сортовых профилей. В России два первых стана такого типа построены и в настоящее время осваиваются на ПАО «ЕВРАЗ-ЗСМК» [3] и ПАО «Челябинский металлургический комбинат» [4].

Качество прокатываемых двутавровых профилей и эффективность работы универсального рельсобалочного стана в значительной мере зависят от научной обоснованности калибровки валков и режима обжатий (формоизменения) металла в процессе прокатки.

До настоящего времени при проектировании калибровок валков и технологических режимов прокатки применяются эмпирические формулы и эвристичес-

кие приемы [5, 6], а также методы соответственной полосы [7]. Не рассчитывается и не анализируется напряженно-деформированное состояние металла в элементах двутаврового профиля, отсутствуют критерии равномерности деформации металла в поперечных сечениях раската [8 – 10].

В данной работе предложена новая методика расчета калибровок валков универсальных рельсобалочных станов, основанная на результатах статистического обобщения действующих технологических режимов прокатки и на применении разработанной авторами математической модели формоизменения металла при прокатке в универсальных калибрах [11 – 14].

При анализе и обобщении действующих технологических режимов прокатки двутавров по данным работ [2, 6, 15, 16] сформирована статистическая выборка, включающая основные характерные параметры калибровки: номер N и тип двутавра, число проходов $n_{пр}$, средние коэффициенты вытяжки в каждом проходе λ_i , суммарный (общий) коэффициент вытяжки λ_{Σ}

за «*n*» проходов, характер распределения коэффициентов вытяжек по проходам и т. п. Общий объем выборки составил 472 точки, полученные по 55 калибровкам валков для прокатки двутавров *N* 20 – 60 на универсальных балочных, рельсобалочных и сортовых станах, снабженных универсальными клетями.

Сформированную выборку исследовали с использованием аппарата корреляционно-регрессионного анализа [17, 18] в электронных таблицах Microsoft Excel [19, 20]. В результате получены регрессионные зависимости для расчета основных характерных параметров калибровки.

Число проходов, необходимое для получения заданного номера профиля *N*, описывается уравнением

$$n_{\text{пр}} = 6,525e^{0,009N} \quad (1)$$

с коэффициентом множественной корреляции $R = 0,725$, значимость которого подтверждена по критерию Фишера.

Средний по калибровке коэффициент вытяжки $\lambda_{\text{ср}}$ имеет значимую корреляционную зависимость от номера балки *N* и вида двутавра (балочный Б, широкополочный Ш, колонный К), который численно выражается уравнением

$$\lambda_{\text{ср}} = B_{\text{д}} N^{-0,091}, \quad (2)$$

где $B_{\text{д}}$ – коэффициент, учитывающий вид двутаврового профиля и принимающий численные значения в соответствии с табл. 1.

При известном числе проходов $n_{\text{пр}}$ и рассчитанном среднем коэффициенте вытяжки суммарный коэффициент вытяжки по калибровке с достаточно высокой степенью корреляции рассчитывается по формуле

$$\lambda_{\Sigma} = \lambda_{\text{ср}}^{n_{\text{пр}}} \quad (3)$$

Характерный вид зависимости $\lambda_{\text{ср}}$ (*а*) и λ_{Σ} (*б*) по уравнениям (2) и (3) показан на рис. 1 при $n_{\text{пр}} = \text{const}$.

Как видно, частные и суммарные коэффициенты вытяжки уменьшаются с увеличением номера двутавра, что обычно объясняют относительным увеличением доли шейки в общей площади профиля [9, 10, 15]. Увеличение ширины фланцев у широкополочных и колонных двутавров также приводит к понижению средних и суммарных коэффициентов вытяжки, что, вероятно, связано с ограничениями по мощности привода стана. При прокатке более «тяжелого» профиля требуются более высокие затраты энергии и в условиях постоянства мощности привода рабочих клеток приходится идти на уменьшение коэффициентов вытяжки.

При определении закономерностей распределения коэффициентов вытяжки по проходам рассчитывали

Таблица 1

Характеристики уравнения (2)

Table 1. Characteristics of equation (2)

Вид двутаврового профиля	Коэффициент $B_{\text{д}}$	Коэффициент парной корреляции R	Значимость уравнения	
			расчетный коэффициент Фишера $F_{\text{р}}$	табличный коэффициент Фишера $F_{\text{т}}$
Б	1,619	0,922	136,58	4,259
Ш	1,576	0,794	18,82	4,844
К	1,520	0,911	88,07	4,414

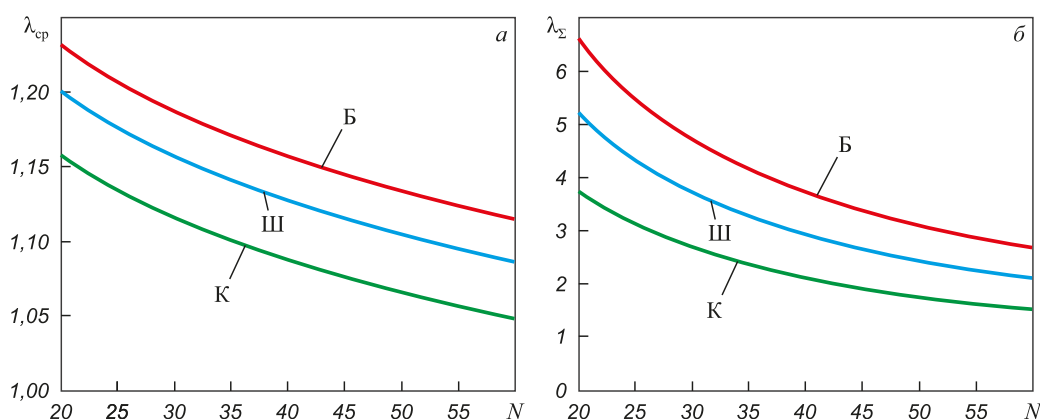


Рис. 1. Графическая зависимость $\lambda_{\text{ср}}$ и λ_{Σ} от номера балки и вида профиля

Fig. 1. Graphical dependence of $\lambda_{\text{ср}}$ and λ_{Σ} on number and type of the profile

для каждой калибровки относительную долю вытяжки металла в каждом проходе $\lambda_i - 1$ от общего количества металла, смещенного в вытяжку за всю калибровку $\lambda_\Sigma - 1$ (за $n_{\text{пр}}$ проходов), т. е. определяли отношение $\varepsilon_i = \frac{\lambda_i - 1}{\lambda_\Sigma - 1}$, $i = 1, 2, 3, \dots, n_{\text{пр}}$. В результате корреляционно-регрессионного анализа полученных выборок $\varepsilon_i = f(i, n_{\text{пр}}, \lambda_\Sigma)$ получены следующие уравнения:

$$\left. \begin{aligned} & \text{— для балочных профилей} \\ & \varepsilon_i = 0,00426 - 0,00675(\lambda_\Sigma - 1) + 0,27789 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right) - \\ & \quad - 0,2053 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right)^2; \\ & \text{— для широкополочных профилей} \\ & \varepsilon_i = 0,00716 - 0,01105(\lambda_\Sigma - 1) + 0,28715 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right) - \\ & \quad - 0,1987 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right)^2; \\ & \text{— для колонных профилей} \\ & \varepsilon_i = 0,00738 - 0,01056(\lambda_\Sigma - 1) + 0,30867 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right) - \\ & \quad - 0,2338 \left(\frac{i}{n_{\text{пр}}} \right)^2, \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

где i – номер прохода в универсальных клетях против хода прокатки.

Характеристика уравнений (4) приведена в табл. 2.

С учетом рассчитанных по уравнениям (4) значений ε_i распределение коэффициентов вытяжки производится по общей формуле

$$\lambda_i = 1 + \varepsilon_i(\lambda_\Sigma - 1). \quad (5)$$

Полученные по формулам (1) – (5) параметры являются определяющими для расчета формоизменения

металла и размеров калибров в каждом проходе. С этой целью используется разработанная авторами [11 – 14] математическая модель процесса прокатки в универсальном балочном калибре с равномерным распределением деформации (одинаковыми коэффициентами вытяжки) по шейке и фланцам. Указанная модель позволяет при заданном (распределенном для каждого прохода) коэффициенте вытяжки λ_i рассчитать коэффициент обжатия фланцев $1/\eta_\Phi$ и приращение (утяжку) высоты фланцев Δh_Φ по формулам

$$\frac{1}{\eta_\Phi} = \frac{a'}{a} = 1,0073\lambda^{1,054}, \quad \Delta \tilde{h}_\Phi = \frac{\Delta h_\Phi}{d} = \frac{\lambda^{4,22} A_\Gamma^{0,13} B_\Phi^{1,2}}{l_\Phi^{1,43} e^{1,21+0,93 \text{tg} \varphi}}, \quad (6)$$

где a' и a – начальная и конечная толщина фланцев профиля; A_Γ – приведенный диаметр горизонтального валка; B_Φ – приведенная ширина фланцев профиля; l_Φ – приведенная длина шейки калибра; $\text{tg} \varphi$ – уклон (выпуск) боковых граней горизонтального валка.

Полученный комплекс формул (1) – (6) позволяет рассчитывать калибровку валков и режим обжатий при прокатке двутавровых профилей в чистовой группе клетей типового современного универсального рельсобалочного стана (рис. 2, а). При этом расчет производят в следующем порядке:

1. По формуле (1) рассчитывают число проходов в универсальных клетях и с учетом его составляют схему калибровки (рис. 2, б).

2. Определяют средний и суммарный коэффициент вытяжки по формулам (2) – (3) с учетом данных табл. 1.

3. Используя уравнения (4) и (5), распределяют по проходам суммарный коэффициент вытяжки λ_Σ таким образом, чтобы произведение всех частных вытяжек было равно суммарному коэффициенту вытяжки $\prod_{i=1}^{n_{\text{пр}}} \lambda_i = \lambda_\Sigma$. При этом на предварительном этапе расче-

тов для вспомогательных клетей коэффициенты вытяжки принимают равными единице (впоследствии они уточняются в процессе расчетов).

4. Рассчитывают формоизменение металла и размеры калибров, идя против направления прокатки от

Таблица 2

Статистическая характеристика уравнений (4)

Table 2. Statistical characteristic of equation (4)

Тип профиля	Коэффициент множественной корреляции r	Значимость уравнения	
		расчетный коэффициент Фишера F_p	табличный коэффициент Фишера F_T
Балочный	0,916	271,45	2,662
Широкополочный	0,884	135,23	2,685
Колонный	0,906	261,05	2,657

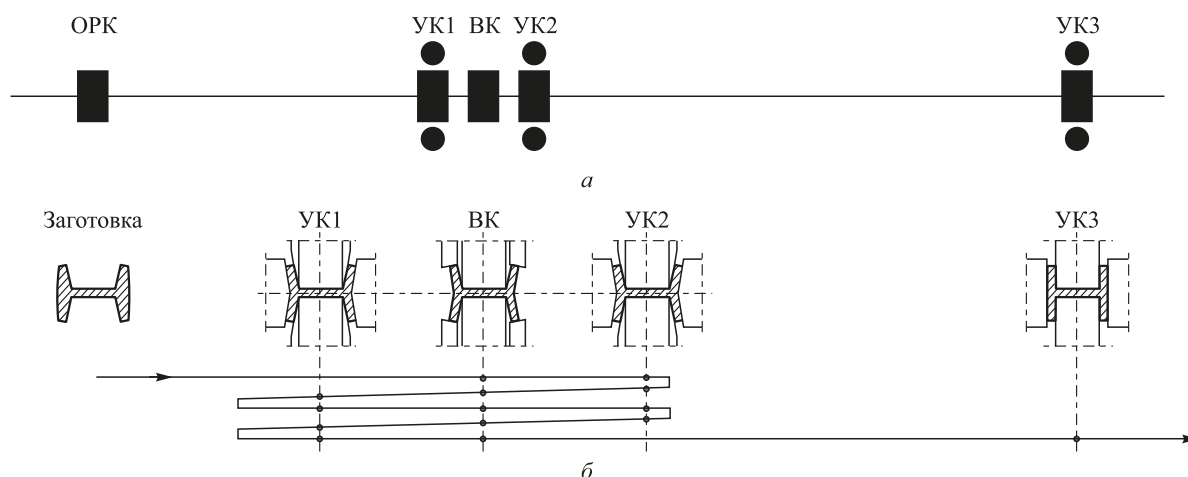


Рис. 2. Схемы расположения оборудования (а) и калибровки валков (б) при прокатке двутавровых профилей в чистовой группе клетей универсального рельсобалочного стана:

ОРК – обжимная реверсивная клеть дуо; УК1 и УК2 – универсальные реверсивные клетки группы тандем; ВК – вспомогательная горизонтальная клеть; УК3 – чистовая универсальная неревверсивная клеть. Точками обозначены проходы в универсальных и вспомогательных клетях

Fig. 2. Schemes of equipment (a) and rolls calibration (b) at H-beam rolling in finishing stands of universal rail-beam mill:
ОРК – breakdown reversible stand; УК1 and УК2 – universal reversible stands of tandem group; ВК – service horizontal stand; УК3 – finishing universal irreversible stand. The dots indicate the passes in universal and service horizontal stands

чистового калибра с заданными размерами. При этом последовательность расчета зависит от вида калибра.

Для универсальных калибров расчет ведут в следующем порядке:

- принимают коэффициент обжатия шейки равным коэффициенту вытяжки $\frac{1}{\eta_{\text{ши}}} = \lambda_i$;

- рассчитывают толщину шейки в следующем проходе против хода прокатки (рис. 3): $d' = d \frac{1}{\eta_{\text{ши}}}$;

- длину шейки профиля во всех универсальных калибрах принимают постоянной $l'_{\text{ш}} = l_{\text{ш}}$, равной соответствующей длине шейки готового профиля;

- по формулам (6) рассчитывают коэффициент обжатия фланцев $1/\eta_{\text{ф}}$ и приращение фланцев $\Delta h_{\text{ф}}$, а затем определяют толщину фланца в следующем

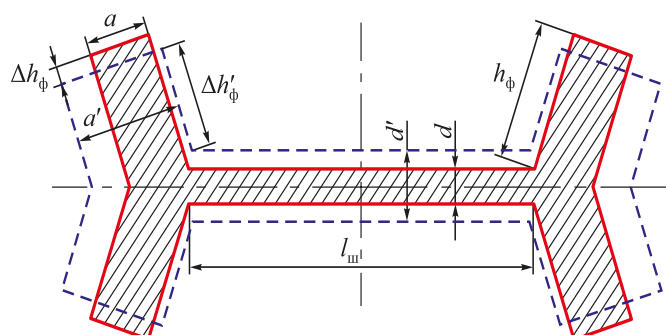


Рис. 3. Схема построения универсального балочного калибра. Пунктирными линиями показан рассчитываемый профиль, сплошными линиями – профиль с известными (рассчитанными) размерами

Fig. 3. Construction scheme of universal beam caliber: dashed lines – the calculated profile, solid lines – profile with known (calculated) sizes

против хода прокатки калибре $a' = a \frac{1}{\eta_{\text{ф}i}}$ и высоту

фланца в следующем против хода прокатки калибре $h'_{\text{ф}} = h_{\text{ф}} - \Delta h_{\text{ф}} - 0,5 \Delta d \cos \varphi$;

- принимают уклон фланцев в соответствии с известными рекомендациями [6, 7, 15]: 12 – 16 % для черновых калибров и 6 – 8 % для предчистовых калибров.

Указанные расчеты позволяют определить все необходимые размеры и построить универсальные калибры (см. рис. 3).

Во вспомогательных калибрах толщину шейки и фланцев не изменяют. Обжимают только высоту фланцев, причем величина обжатия зависит от взаимного расположения вспомогательных и универсальных клетей. Если ВК установлена по ходу прокатки перед УК, то в ней обжимают фланцы на величину приращения в универсальной клетке. Если за ВК по ходу прокатки следуют две универсальные клетки, то обжатие высоты фланцев должно быть равно их суммарному приращению в обеих универсальных клетях. На практике часто применяют примерно одинаковую высоту фланцев двутаврового профиля во всех вспомогательных клетях равной высоте фланцев в предчистовом контрольном калибре.

5. В результате описанных расчетов формоизменения металла против хода прокатки $i = 1, 2, 3, \dots, n_{\text{пр}}$ получают размеры исходной двутавровой (разрезной) заготовки для непрерывно-реверсивной группы клетей.

В качестве примера использования рассмотренной методики в табл. 3 представлены результаты расчета режима деформации металла при прокатке двутавра 35Б2 в чистовой группе клетей универсального рельсо-

Таблица 3

Расчетный режим деформации металла при прокатке двутаврового профиля № 35Б2 в непрерывно-реверсивной группе tandem универсального рельсобалочного стана (против хода прокатки)

Table 3. Calculated mode of metal deformation during rolling of 35B2 H-beam in continuously-reversing tandem group of universal rail-beam mill (reverse direction rolling)

Номер прохода в универсальном калибре n_{up}	общий N_{up}	Наименование рабочей клетки	Коэффициент обжатия шейки $1/\eta_{ш}$	Коэффициент обжатия фланцев $1/\eta_{ф}$	Толщина шейки d , мм	Толщина фланцев a , мм	Уклон фланцев $tg\varphi$	Высота фланца $h_{ф}$, мм	Приращение фланца $\Delta h_{ф}$, мм	Коэффициент вытяжки		Общий коэффициент вытяжки λ
										шейки $\lambda_{ш}$	фланцев $\lambda_{ф}$	
1	1	УК3	1,030	1,039	6,0	8,9	0	74,2	0,15	1,030	1,032	1,031
	2	ВК	—	—	6,2	9,2	0,08	74,0	—	1,000	1,003	1,002
2	3	УК1	1,103	1,117	6,2	9,2	0,08	74,2	0,20	1,103	1,112	1,109
3	4	УК1	1,160	1,178	6,8	10,3	0,08	73,7	0,28	1,160	1,172	1,166
4	5	ВК	—	—	7,9	12,2	0,16	72,9	—	1,000	1,018	1,010
	6	УК2	1,201	1,222	7,9	12,2	0,16	74,2	0,38	1,201	1,213	1,207
5	7	УК2	1,226	1,249	9,5	14,8	0,16	73,0	0,48	1,226	1,227	1,227
6	8	ВК	—	—	11,7	18,6	0,08	71,6	—	1,000	1,034	1,020
	9	УК1	1,236	1,259	11,7	18,6	0,08	74,2	0,58	1,236	1,242	1,239
7	10	УК1	1,229	1,252	14,4	23,4	0,08	72,3	0,68	1,229	1,232	1,231
8	11	ВК	—	—	17,7	29,2	0,16	69,9	—	1,000	1,057	1,034
	12	УК2	1,207	1,228	17,7	29,2	0,16	74,2	0,79	1,207	1,206	1,206
9	13	УК2	1,169	1,187	21,4	35,9	0,16	71,6	0,79	1,169	1,167	1,168
	14	ВК	—	—	25,0	42,7	0,16	69,1	—	1,000	1,025	1,015
		Заготовка	—	—	25	42,7	0,16	71,0	—	—	—	—

балочного стана (см. рис. 2). Как видно, характерной особенностью полученного режима являются практически одинаковые коэффициенты вытяжки по шейке $\lambda_{\text{ш}}$ и фланцам $\lambda_{\text{ф}}$ при прокатке в каждом универсальном калибре: разница значений $\lambda_{\text{ш}}$ и $\lambda_{\text{ф}}$ по проходам составляет 0,4–2,4 %, т. е. достигается равномерная деформация металла по элементам двутаврового профиля, что способствует получению высококачественного двутавра.

Выводы. Статистическое обобщение калибровок двутавровых профилей и использование математической модели процесса прокатки в универсальном балочном калибре позволило разработать новую методику расчета формоизменения металла при прокатке двутавровых профилей на современном универсальном рельсобалочном стане.

Предлагаемая методика обеспечивает получение равномерного распределения деформации металла по элементам двутаврового профиля и тем самым способствует повышению качества стального двутавра.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Матвеев Б.Н. Современные рельсoproкатные станы // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2006. № 2. С. 40–43.
- Кольбмюллер В. Непрерывно–реверсивная (тандемная) прокатка балок и профилей // Черные металлы. 1982. № 10. С. 23–29.
- Головатенко А.В., Волков К.В., Александров И.В. и др. Ввод в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана и освоение технологии производства рельсов на современном оборудовании в рельсобалочном цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2014. № 6. С. 32–38.
- Огородников С.И., Попов А.Е., Загуменнов О.В. Освоение производства фасонного проката на универсальном рельсобалочном стане // Сталь. 2013. № 11. С. 46–47.
- Грудев А.П., Машкин Л.Ф., Ханин М.И. Технология прокатного производства: Учебник для вузов. – М.: Арт-Бизнес-Центр; Металлургия, 1994. – 650 с.
- Полухин П.И. Прокатка и калибровка двутавровых балок. – М.: Металлургиздат, 1956. – 314 с.
- Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков. – М.: Теплотехник, 2010. – 490 с.
- Zhang W., Zhu C., Widera G.E.O. On the use of upper-bound method for load determination in H-beam rolling // Journal of Material processing technology. 1996. No. 56. P. 820–833.
- Jin X.G. etc. A three-dimensional analysis of universal beam tandem rolling process. Part I: Deformation analysis // Journal of Material processing technology. 2000. No. 102. P. 59–64.
- Jin X.G. etc. A three-dimensional analysis of universal beam tandem rolling process. Part II: Stress analysis // Journal of Material processing technology. 2000. No. 102. P. 65–69.
- Непряхин С.О., Шилов В.А., Шварц Д.Л. Новый метод расчета формоизменения металла и энергосиловых параметров при прокатке в универсальном балочном калибре // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 5. С. 67–68.
- Непряхин С.О., Шилов В.А., Шварц Д.Л. Исследование процесса прокатки двутавровых профилей в универсальном калибре с применением вариационного принципа минимума полной мощности // Сталь. 2014. № 6. С. 54–58.
- Nepriyakhin S.O., Shilov V.A., Shvarts D.L. Metal flow and forces when rolling I beams in universal grooves // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 11. P. 842–846.
- Shvarts D.L., Nepriyakhin S.O., Shilov V.A. New variational solutions for the rolling of flanged sections in universal roll passes // Metallurgist. 2017. Vol. 60. No. 3. P. 1256–1261.
- Грицук Н.Ф., Антонов С.П. Производство широкополочных двутавров. – М.: Металлургия, 1973. – 304 с.
- Митрофанов А.А., Смирнов В.К. Анализ производства двутавровых профилей на универсальном балочном стане // Металлург. 2005. № 5. С. 59–61.
- Кобзарь А.И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 816 с.
- Харченко Л.П., Ионин В.Г., Глинский В.В. и др. Статистика: Учебник. – М.: ИНФРА-М, 2008. – 445 с.
- Шишкин А.С., Шишкин С.Ф. Решение инженерных задач в Excel: Учебное пособие. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. – 365 с.
- Кошелев В.Е. Excel 2007. Эффективное использование. – М.: Бином. Лаборатория знаний, 2008. – 544 с.

Поступила 12 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 187–193.

STATISTICAL ANALYSIS AND CALCULATION OF METAL FORMING DURING ROLLING OF H-BEAM PROFILES ON THE UNIVERSAL RAIL-BEAM MILL

V.A. Shilov, S.O. Nepriyakhin, D.L. Shvarts

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

Abstract. The most economical way of producing steel H-beam profiles of wide assortment is the rolling on modern universal rail-beam mills equipped with continuous and reversible groups of stands with four-roll universal beam calibers. They are effectively used in the foreign metallurgy for the production of rails and beams. In Russia, the first two such mills are constructed and are currently being developed at the EVRAZ ZSMK (Novokuznetsk) and in the Chelyabinsk metallurgical plant. The proposed new method of calculating the roll pass design for universal rail-beam mills is based on the results of the statistical generalization of existing technological rolling modes of H-beam profiles on the universal beam, rail-beam and section mills equipped with universal stands, as well as on authors' mathematical model of metal forming

by rolling in universal calibers based on variational principle of minimum total power. At the analysis and generalization of existing technological rolling modes of H-beam profiles a statistical sample was formed that includes the main characteristic parameters of calibration: number (N) and H-beam profile type, the number of passes (n), average reduction ratio in each pass (λ_p), the total (common) reduction ratio (λ_{Σ}) for “ n ” passes and distribution reductions ratio at the passes. The total volume of the sample amounted to 472 points, received at 55 rolls calibrations. Generated sample was investigated using correlation and regression analysis. As a result, regression dependences were obtained for calculation of basic characteristic parameters of calibration. With the application of the developed method roll pass design have been calculated for the finishing rail tandem of universal rail-beam mill for rolling 35B2H-beam. Characteristic features of the obtained mode are almost the same reduction ratio of the neck $\lambda_{\text{ш}}$ and flanges $\lambda_{\text{ф}}$ during rolling in every universal caliber and the difference of values $\lambda_{\text{ш}}$ and $\lambda_{\text{ф}}$ in passes are 0.4–2.4 %, i.e. uniform deformation of the metal is

achieved along the profile elements, which contributes to a high quality H-beam.

Keywords: H-beam profile, rolling, rail-beam mill, tandem group, mathematical model, correlation and regression analysis, statistical generalization.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-187-193

REFERENCES

1. Matveev B.N. Modern rail rolling mills. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2006, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).
2. Kol'bmyuller V. Continuously-reversible (tandem) rolling of beams and profiles. *Chernye metally*. 1982, no. 10, pp. 23–29. (In Russ.).
3. Golovatenko A.V., Volkov K.V., Aleksandrov I.V., Kuznetsov E.P., Dorofeev V.V., Sapelkin O.I. Commissioning the universal rail-beam mill and mastering the technology for manufacturing the rails in the modern equipment of the rail-beam shop at the EVRAZ ZSMK. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2014, no. 6, pp. 32–38. (In Russ.).
4. Ogorodnikov S.I., Popov A.E., Zagumennov O.V. Mastering the manufacture of rolled shape steel-rolled stock in the universal rail-beam rolling mill. *Stal'*. 2013, no. 11, pp. 46–47. (In Russ.).
5. Grudev A.P., Mashkin L.F., Khanin M.I. *Tekhnologiya prokatnogo proizvodstva. Uchebnik dlya vuzov* [Technology of rolling production]. Moscow: Art-Biznes-Tsentr; Metallurgiya, 1994, 650 p. (In Russ.).
6. Polukhin P.I. *Prokatka i kalibrovka dvutavrovyykh balok* [Rolling and calibration of H-beams]. Moscow: Metallurgizdat, 1956, 314 p. (In Russ.).
7. Smirnov V.K., Shilov V.A., Inatovich Yu.V. *Kalibrovka prokatnykh valkov* [Calibration of rolling rolls]. Moscow: Teplotekhnika, 2010, 490 p. (In Russ.).
8. Zhang W., Zhu C., Widera G.E.O. On the use of upper-bound method for load determination in H-beam rolling. *Journal of Material processing technology*. 1996, no. 56, pp. 820–833.
9. Jin X.G. etc. A three-dimensional analysis of universal beam tandem rolling process. Part I: Deformation analysis. *Journal of Material processing technology*. 2000, no. 102, pp. 59–64.
10. Jin X.G. etc. A three-dimensional analysis of universal beam tandem rolling process. Part II: Stress analysis. *Journal of Material processing technology*. 2000, no. 102, pp. 65–69.
11. Nepryakhin S.O., Shilov V.A., Shvarts D.L. New method of metal forming and power-energy parameters calculation under rolling in universal beam groove. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 5, pp. 67–68. (In Russ.).
12. Nepryakhin S.O., Shilov V.A., Shvarts D.L. Investigation of rolling process of H-beam profiles in a universal caliber using variation principle of the total power minimum. *Stal'*. 2014, no. 6, pp. 54–58. (In Russ.).
13. Nepryakhin S.O., Shilov V.A., Shvarts D.L. Metal flow and forces when rolling I beams in universal grooves. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 11, pp. 842–846.
14. Shvarts D.L., Nepryakhin S.O., Shilov V.A. New variational solutions for the rolling of flanged sections in universal roll passes. *Metallurgist*. 2017, vol. 60, no. 3, pp. 1256–1261.
15. Gritsuk N.F., Antonov S.P. *Proizvodstvo shirokopolochnykh dvutavrov* [Production of wide-strip H-beams]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 304 p. (In Russ.).
16. Mitrofanov A.A., Smirnov V.K. Analysis of H-beam production at universal beam mill. *Metallurg*. 2005, no. 5, pp. 59–61. (In Russ.).
17. Kobzar' A.I. *Prikladnaya matematicheskaya statistika. Dlya inzhenerov i nauchnykh rabotnikov* [Applied mathematical statistics. For engineers and scientists]. Moscow: FIZMATLIT, 2006, 816 p. (In Russ.).
18. Kharchenko L.P., Ionin V.G., Glinskii V.V. etc. *Statistika: uchebnik* [Statistics: Textbook]. Moscow: INFRA-M, 2008, 445 p. (In Russ.).
19. Shishkin A.S., Shishkin S.F. *Reshenie inzhenernykh zadach v Excel: uchebnoe posobie* [Solution of engineering tasks in Excel]. Ekaterinburg: UrFU, 2012, 365 p. (In Russ.).
20. Koshelev V.E. *Excel 2007. Effektivnoe ispol'zovanie* [Excel 2007. Effective use]. Moscow: Binom. Laboratoriya znaniy, 2008, 544 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.A. Shilov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming"
S.O. Nepryakhin, Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Chair "Metal Forming" (s.o.nepriakhin@urfu.ru)
D.L. Shvarts, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming"

Received May 12, 2016

УДК 621.778.2:621.774.6

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ КРУГЛОГО СТАЛЬНОГО БРУСА. СООБЩЕНИЕ 1. КОЭФФИЦИЕНТ ПРУЖИНЕНИЯ

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

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

Аннотация. Круглый стальной брус широко применяется в металлургии, машиностроении, строительстве и является одним из главных игроков в машинной индустрии. Обладая отличными антикоррозийными свойствами, в сочетании с недюжинной прочностью, круглый стальной брус часто оказывается незаменим при производстве всевозможных механических машин и приспособлений. Цилиндрические рессоры для железнодорожного и автомобильного транспорта изготавливаются из круглого бруса с помощью специальных гибочных машин. Заготовка из круглого бруса также используется в металлургии при производстве бесшовных труб для газонефтяной промышленности. Валки прокатных и листопродольных станов в металлургии имеют форму ступенчатого круглого бруса. Стальная строительная арматура изготавливается из круглого бруса и близка к нему по геометрическим размерам. Основными зарубежными производителями машин непрерывного литья заготовок для производства заготовок круглого сечения являются SMS-Demag (Германия), Danieli (Италия), SMS Concast (Швейцария) и Siemens VAI (Австрия). Современное производство круглого стального бруса имеется на многих российских металлургических заводах, например, на АО «Чусовской металлургический завод», ПАО «Челябинский металлургический комбинат», АО «Волжский трубный завод», ОАО «Нижнесергинский метизно-металлургический завод», АО «Чепецкий механический завод», ПАО «Северский трубный завод» и ПАО «Таганрогский металлургический завод». При изготовлении изделий из круглого бруса и их эксплуатации они часто испытывают упругую или упругопластическую деформацию изгиба или сложную деформацию кручения с изгибом. В данной работе предложен аналитический метод расчета остаточной кривизны круглого стального бруса при упругопластическом изгибе. Расчеты позволяют определить остаточную кривизну бруса после изгиба и изгибающие моменты поперечного сечения бруса при изгибе в зависимости от радиуса бруса, модуля Юнга, предела текучести и модуля упругости металла бруса. Результаты исследований могут быть широко использованы на машиностроительных и металлургических заводах.

Ключевые слова: круглый стальной брус, кривизна бруса, изгибающий момент поперечного сечения бруса, коэффициент пружинения бруса, остаточная деформация, нормальное напряжение, относительное удлинение, модуль упругости, модуль упругости, упругопластическая среда с линейным упрочнением.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-194-200

Для получения необходимых свойств и заданных геометрических размеров исходную стальную непрерывнолитую заготовку прокатывают в прокатных станах [1 – 46]. В зависимости от вида проката прокатные станы делятся на обжимные, листовые, сортовые и станы специального назначения. В свою очередь, сортовые станы делятся на крупносортовые, среднесортовые, мелкосортные, заготовочные, рельсобалочные, проволочные и штрипсовые. Сортной прокат делят на профили простой геометрической формы (круг, квадрат, шестигранник, прямоугольник) и фасонные (швеллер, рельс, угловой и тавровый профили и т. д.). Круглую и квадратную сталь прокатывают соответственно с диаметром или стороной квадрата 5 – 250 мм; шестигранную – с диаметром вписанного круга 6 – 100 мм; полосу – шириной 10 – 200 мм и толщиной 4 – 60 мм.

Многочисленные исследования (проведенные в Германии, США, Японии и России) сравнительных анализов качественных показателей непрерывнолитых заготовок из углеродистых и легированных сталей квадратного, прямоугольного и круглого сечений для производства рессорных профилей круглого сечения показывают, что использование непрерывнолитой за-

готовки круглого сечения по сравнению с заготовками квадратного и прямоугольного сечений имеет ряд преимуществ. Круглая форма сечения способствует расцентровке возникающей в осевой зоне нейтральной пористости и ликвации (неоднородности сплава по химическому составу, структуре и неметаллическим включениям, возникающие при кристаллизации непрерывнолитой заготовки, слитка или отливки), а поверхность заготовки круглого сечения более качественна из-за отсутствия продольных и угловых трещин.

Изгиб круглого стального бруса при изготовлении стальных рессор показан на рис. 1. Изгиб круглого бруса на трехвалковых вальцах показан на рис. 2.

Рассмотрим прямой стальной брус с круглым поперечным сечением радиуса R . Будем считать, что при продольном растяжении материал бруса в области пластических деформаций имеет линейное упрочнение.

Пусть σ и ε – нормальное напряжение и относительное удлинение бруса при растяжении; E , R и σ_y – модуль Юнга, модуль упругости и предел текучести материала бруса соответственно.

При растяжении бруса в области упругих деформаций нормальные напряжения подчиняются закону Гука



Рис. 1. Изгиб круглого стального бруса при изготовлении рессор

Fig. 1. Bending of round steel beam at springs' manufacture

$$\sigma = E\varepsilon,$$

а в области упрочнения зависимость нормального напряжения σ от относительного удлинения ε имеет прямолинейный вид [15 – 19]:

$$\sigma = \sigma_y + P(\varepsilon - \varepsilon_y), \quad \varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}.$$

При изгибе бруса максимальные нормальные напряжения наблюдаются на его поверхности в точках поперечного сечения, максимально удаленных от нейтральной плоскости бруса.

Эпюра нормальных напряжений в поперечном сечении круглого бруса радиуса R при упругопластическом изгибе показана на рис. 3.

Поперечное сечение бруса при изгибе делится на две зоны – упругую и пластическую. Величина y_y , определяющая границу этих зон, находится из уравнений

$$\begin{aligned} \sigma_y &= E \frac{y_y}{\rho}; \quad \sigma_y = E \varepsilon_y; \quad \varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}; \\ y_y &= \frac{\sigma_y \rho}{E} = \frac{E \varepsilon_y \rho}{E} = \varepsilon_y \rho; \quad \frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER}; \quad \frac{\sigma_y \rho}{E y_y} = 1, \end{aligned}$$

где ρ – радиус кривизны оси бруса.

При увеличении изгибающего момента и кривизны упругая зона бруса уменьшается, однако даже при очень большой кривизне нейтральной оси не исчезает.

Радиус кривизны продольной оси круглого бруса с радиусом поперечного сечения R , при котором впервые достигается на его поверхности нормальное напряжение, равное пределу текучести σ_y , равен

$$\rho_y = E \frac{R}{\sigma_y}; \quad \sigma_y = E \frac{R}{\rho_y}; \quad \frac{\sigma_y \rho_y}{ER} = 1.$$

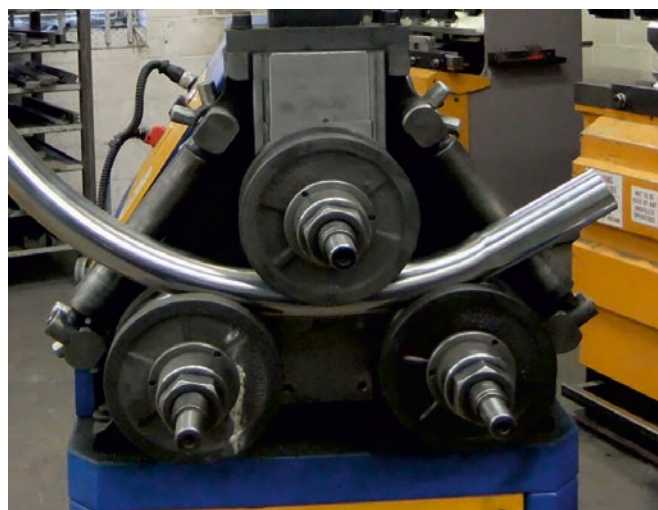


Рис. 2. Изгиб круглого стального бруса на вальцах

Fig. 2. Bending of round steel beam on rollers

Обозначим безразмерный изгибающий момент для круглого бруса символом

$$\Phi = \frac{M}{\sigma_y R^3}.$$

Введем для круглого стального бруса критерий Shi , равный

$$Shi = \frac{ER}{\sigma_y \rho}.$$

Физический смысл критерия Shi – безразмерная кривизна.

При чисто упругом изгибе $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} \geq 1 \right)$ изгибающий момент M в поперечном сечении круглого бруса равен

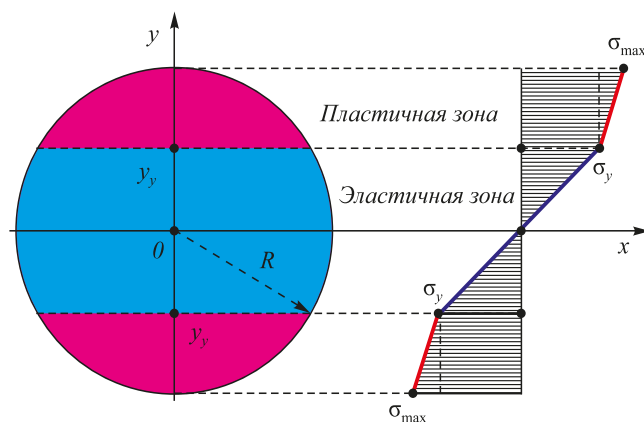


Рис. 3. Эпюра нормальных напряжений в поперечном сечении круглого бруса при изгибе

Fig. 3. Epure of normal stresses in the cross section of round beam under bending

$$M = \frac{\pi E R^4}{4 \rho}.$$

Приведем выражение для изгибающего момента при чисто упругом изгибе круглого бруса к безразмерному виду

$$\frac{M}{\sigma_y R^3} = \frac{\pi}{4} \frac{ER}{\sigma_y \rho};$$

$$\Phi = \frac{\pi}{4} Shi.$$

При чисто упругом изгибе круглого бруса и $\rho = \rho_y = \frac{ER}{\sigma_y}$ ($Shi = 1$) получаем

$$\Phi = \frac{\pi}{4}.$$

При упругопластическом изгибе $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} < 1\right)$ изгибающий момент M в поперечном сечении круглого бруса равен

$$M = -\frac{1}{6} \sigma_y R^3 \left(1 - \frac{P}{E}\right) \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right)^2} \left[2 \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right)^2 - 5\right] + \frac{1}{2} \left(1 - \frac{P}{E}\right) \frac{ER^4}{\rho} \arcsin\left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right) + \frac{\pi P R^4}{4 \rho}.$$

Приведем выражение для изгибающего момента круглого бруса при упругопластическом изгибе к безразмерному виду

$$\frac{M}{\sigma_y R^3} = -\frac{1}{6} \left(1 - \frac{P}{E}\right) \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right)^2} \left[2 \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right)^2 - 5\right] + \frac{1}{2} \left(1 - \frac{P}{E}\right) \left(\frac{ER}{\sigma_y \rho}\right) \arcsin\left(\frac{\sigma_y \rho}{ER}\right) + \frac{\pi P}{4 E} \left(\frac{ER}{\sigma_y \rho}\right).$$

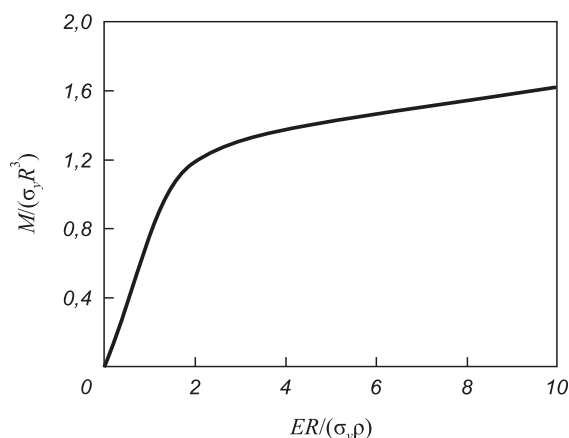


Рис. 4. Зависимость изгибающего момента от кривизны бруса

Fig. 4. Dependence of bending moment from beam's curvature

Тогда безразмерный изгибающий момент Φ круглого бруса при изгибе можно записать в виде функции одной переменной – критерия Shi :

$$\Phi = -\frac{1}{6} \left(1 - \frac{P}{E}\right) \sqrt{1 - \frac{1}{Shi^2}} \left(\frac{2}{Shi^2} - 5\right) + \frac{1}{2} \left(1 - \frac{P}{E}\right) Shi \arcsin\left(\frac{1}{Shi}\right) + \frac{\pi P}{4 E} Shi.$$

Для высокопрочных трубных сталей, используемых при производстве труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов, $\frac{P}{E} = 0,044$.

Зависимость безразмерного изгибающего момента $\Phi = \frac{M}{\sigma_y R^3}$ от критерия $Shi = \frac{ER}{\sigma_y \rho}$ при $\frac{P}{E} = 0,044$ показана на рис. 4.

При упругопластическом изгибе круглого бруса и $\rho = \rho_y = \frac{ER}{\sigma_y}$ ($Shi = 1$) получаем

$$\Phi = \frac{\pi}{4}.$$

При упругопластическом изгибе круглого бруса $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} < 1\right)$ для диаграммы Прандтля (модуль упругости $P = 0$)

$$\Phi = -\frac{1}{6} \sqrt{1 - \frac{1}{Shi^2}} \left(\frac{2}{Shi^2} - 5\right) + \frac{1}{2} Shi \arcsin\left(\frac{1}{Shi}\right).$$

Замечание 1. При упругопластическом изгибе бруса прямоугольного поперечного сечения толщиной h и шириной b [32 – 35]

$$M(\rho) = \frac{bh^2 \sigma_y}{12} \left[3 - 4 \left(\frac{\sigma_y \rho}{Eh}\right)^2\right] + \frac{bh^3 P}{12 \rho} \left(1 - 2 \frac{\sigma_y \rho}{Eh}\right)^2 \left(1 + \frac{\sigma_y \rho}{Eh}\right);$$

$$\Phi = \frac{12 M}{\sigma_y b h^2}; \quad Shi = \frac{Eh}{\sigma_y \rho};$$

$$\Phi = 3 - \frac{4}{Shi^2} + \frac{P}{E} Shi \left(1 - \frac{2}{Shi}\right)^2 \left(1 + \frac{1}{Shi}\right).$$

В основе определения остаточных деформаций после упругопластических деформаций лежит теорема о разгрузке Генки [15 – 19, 32 – 35]: «остаточные напряжения равны разности между истинными напряжениями в упругопластическом теле и теми напряжениями, которые создавались бы в нем при предположении об идеальной упругости материала».

Пользуясь теоремой о разгрузке Генки, получаем уравнение для определения остаточного радиуса кривизны круглого бруса ρ_{res} :

$$\frac{M}{\sigma_y R^3} = \frac{\pi ER}{4 \sigma_y} \left(\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_{res}} \right);$$

$$\frac{1}{\rho_{res}} = \frac{1}{\rho} - \frac{4M}{\pi ER^4}.$$

Коэффициент пружинения при изгибе круглого бруса составляет

$$\beta(\rho) = \frac{\rho_{res}}{\rho} = \frac{1}{1 - \frac{4M\rho}{\pi ER^4}} = \frac{1}{1 - \frac{4}{\pi} \frac{M}{\sigma_y R^3} \frac{\sigma_y \rho}{ER}}; \quad \rho_{res} = \beta(\rho)\rho.$$

При чисто упругом изгибе круглого бруса $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} \geq 1 \right)$ коэффициент пружинения имеет значение

$$\beta(\rho) = \infty.$$

При упругопластическом изгибе круглого бруса $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} < 1 \right)$ коэффициент пружинения равен

$$\beta(\rho) = 1 / \left\{ \left(1 - \frac{P}{E} \right) \left[1 + \frac{2}{3\pi} \frac{\sigma_y \rho}{ER} \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right)^2} \times \right. \right.$$

$$\left. \times \left[2 \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right)^2 - 5 \right] - \frac{2}{\pi} \arcsin \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right) \right] \right\};$$

$$\beta(0) = \frac{1}{1 - \frac{P}{E}}; \quad \beta(\rho_y) = \infty;$$

$$\beta(Shi) = 1 / \left\{ \left(1 - \frac{P}{E} \right) \left[1 + \frac{2}{3\pi} \frac{1}{Shi} \sqrt{1 - \frac{1}{Shi^2}} \times \right. \right.$$

$$\left. \times \left(\frac{2}{Shi^2} - 5 \right) - \frac{2}{\pi} \arcsin \frac{1}{Shi} \right] \right\}.$$

Таким образом, коэффициент пружинения b круглой стальной заготовки при изгибе является функцией одной переменной – критерия Shi .

Зависимость коэффициента пружинения b от критерия $Shi = \frac{ER}{\sigma_y \rho}$ при $\frac{P}{E} = 0,044$ показана на рис. 5.

При упругопластическом изгибе круглого бруса $\left(\frac{y_y}{R} = \frac{\sigma_y \rho}{ER} < 1 \right)$ для диаграммы Прандтля (модуль упругости $P = 0$)

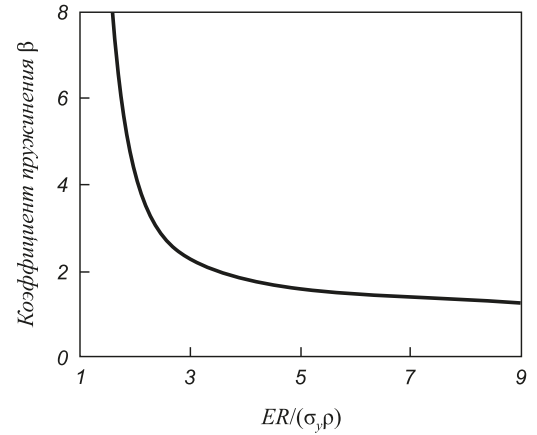


Рис. 5. Зависимость коэффициента пружинения от кривизны бруса

Fig. 5. Dependence of springback coefficient from beam's curvature

$$\beta(\rho) = 1 / \left[1 + \frac{2}{3\pi} \frac{\sigma_y \rho}{ER} \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right)^2} \times \right.$$

$$\left. \times \left(2 \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right)^2 - 5 \right) - \frac{2}{\pi} \arcsin \left(\frac{\sigma_y \rho}{ER} \right) \right];$$

$$\beta(0) = 1; \quad \beta(\rho_y) = \infty;$$

$$\beta(Shi) = \frac{1}{1 + \frac{2}{3\pi} \frac{1}{Shi} \sqrt{1 - \frac{1}{Shi^2}} \left(\frac{2}{Shi^2} - 5 \right) - \frac{2}{\pi} \arcsin \frac{1}{Shi}}.$$

Замечание 2. При упругопластическом изгибе бруса прямоугольного поперечного сечения толщиной h [32 – 35]

$$\beta(\rho) = \frac{1}{\left(1 - \frac{P}{E} \right) \left[1 - 2 \left(\frac{\sigma_y \rho}{hE} \right) \right]^2 \left(1 + \frac{\sigma_y \rho}{hE} \right)};$$

$$\Phi = \frac{12M}{\sigma_y b h^2}; \quad Shi = \frac{Eh}{\sigma_y \rho};$$

$$\beta(Shi) = \frac{1}{\left(1 - \frac{P}{E} \right) \left(1 - \frac{2}{Shi} \right)^2 \left(1 + \frac{1}{Shi} \right)}.$$

Выводы. Получены аналитические выражения для изгибающего момента и коэффициента пружинения круглого стального бруса при упругопластическом изгибе.

Результаты исследований могут быть применены в металлургической и машиностроительной промышленности при производстве стальных труб и изделий из круглого стального бруса [1 – 46].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Banabic D. Multiscale modeling in sheet metal forming. – Springer, 2016. – 405 p.

2. Banabic D. Sheet metal forming processes. Constitutive modelling and numerical simulation. – Springer, 2010. – 301 p.
3. Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B. etc. Temperature field of stripes under hot rolling // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 613 – 616.
4. Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016. Vol. 51. No. 4. P. 371 – 378.
5. Belskiy S.M., Yankova S., Mazur I.P., Stoyakin A.O. Influence of the transversal displacements of metal on the camber formation of hot-rolled strip // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 672 – 678.
6. Belskiy S.M. Parameters of evaluation of shape cross section of hot-rolled steel strips. Message 1. The determination coefficient // *Chernye Metally*. 2017. No. 10. P. 65 – 70.
7. Bhattacharyya D. Composite sheet forming. Vol. 11. – Elsevier Science, 1997. – 530 p.
8. Calladine C.R. Plasticity for engineers. Theory and applications. – Woodhead Publishing, 2000. – 328 p.
9. Chakrabarty J. Theory of plasticity. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 896 p.
10. Chakrabarty J. Applied plasticity. – Springer, 2010. – 758 p.
11. Davim J.P. Tribology in manufacturing technology. – Springer, 2013. – 198 p.
12. Davim J.P. Materials Forming and Machining. Research and Development. – Woodhead Publishing, 2015. – 202 p.
13. Dixit U.S., Hazarika M., Davim J.P. A brief history of mechanical engineering. – Springer, 2017. – 178 p.
14. Dixit P.M., Dixit U.S. Modeling of metal forming and machining processes by finite element and soft computing methods. – Springer, 2008. – 590 p.
15. Shinkin V.N. Calculation of steel sheet's curvature for its flattening in the eight-roller straightening machine // *Chernye Metally*. 2017. No. 2. P. 46 – 50.
16. Shinkin V.N. Calculation of bending moments of steel sheet and support reactions under flattening on the eight-roller straightening machine // *Chernye Metally*. 2017. No. 4. P. 49 – 53.
17. Shinkin V.N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production // *Steel in Translation*. 2017. Vol. 47. No. 4. P. 235 – 240.
18. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs // *Steel in Translation*. 2017. Vol. 47. No. 6. P. 363 – 368.
19. Shinkin V.N. Simplified calculation of the bending torques of steel sheet and the roller reaction in a straightening machine // *Steel in Translation*. 2017. Vol. 47. No. 10. P. 639 – 644.
20. Frank V. Lecture notes in production engineering. – Springer, 2013. – 211 p.
21. Qin Y. Micromanufacturing engineering and technology. – William Andrew, 2015. – 858 p.
22. Hingole R.S. Advances in metal forming. Expert system for metal forming. – Springer, 2015. – 116 p.
23. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. – Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
24. Kang S.-J. Sintering. Densification, grain growth and microstructure. – Butterworth-Heinemann, 2004. – 280 p.
25. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016. Vol. 37. P. 305 – 311.
26. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips // *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016. Vol. 37. P. 312 – 317.
27. Muhin U., Belskij S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal // *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016. Vol. 37. P. 318 – 324.
28. Shabalov I.P., Solov'ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 4. P. 287 – 292.
29. Lenard J.G. Metal Forming Science and Practice. – Elsevier Science, 2002. – 378 p.
30. Lim Y., Venugopal R., Ulsoy A.G. Process control for sheet-metal stamping process modeling, controller design and stop-floor implementation. – Springer, 2014. – 140 p.
31. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. Microstructure evolution in metal forming processes. – Woodhead Publishing, 2012. – 416 p.
32. Shinkin V.N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes // *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 13. P. 33 – 37.
33. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge // *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 13. P. 44 – 47.
34. Shinkin V.N. Springback coefficient of the main pipelines' steel large-diameter pipes under elastoplastic bending // *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 14. P. 28 – 33.
35. Shinkin V.N. Arithmetical method of calculation of power parameters of 2N-roller straightening machine under flattening of steel sheet // *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 14. P. 22 – 27.
36. Klocke F. Manufacturing processes 1. Cutting. – Springer, 2011. – 506 p.
37. Klocke F. Manufacturing processes 4. Forming. – Springer, 2013. – 516 p.
38. Nielsen C.V., Zhang W., Alves L.M. etc. Modeling of thermo-electro-mechanical processes. Applications in metal forming and resistance welding. – Springer, 2013. – 120 p.
39. Predeleanu M., Gilormini P. Advanced methods in materials processing defects. Vol. 45. – Elsevier Science, 1997. – 422 p.
40. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya. etc. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace // *Steel in Translation*. 2007. Vol. 37. No. 11. P. 904 – 907.
41. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu. etc. Production of generator gas from solid fuels // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 6. P. 395 – 402.
42. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 11. P. 811 – 814.
43. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 9. P. 617 – 624.
44. Predeleanu M., Ghosh S.K. Materials processing defects. Vol. 43. – Elsevier Science, 1995. – 434 p.
45. Rees D. Basic engineering plasticity. An introduction with engineering and manufacturing applications. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 528 p.
46. Wilko C.E. Formability. A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal. – Springer, 2011. – 112 p.

Поступила 26 декабря 2017 г.

ELASTOPLASTIC BEND OF ROUND STEEL BEAM. REPORT 1. SPRINGBACK COEFFICIENT

V.N. Shinkin

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

Abstract. The round steel beam is widely used in metallurgy, mechanical engineering, construction and is one of the major players in the engine industry. Having the excellent anti-corrosion properties, combined with a remarkable strength, the round steel beam is often indispensable in the production of the various mechanical machines and devices. The cylindrical springs for the railway and motor transport are made from the round beam with the help of the special bending machines. Billets from the round beam are also used in the metallurgy at the manufacture of seamless pipes for the oil and gas industry. The rollers of the sheet-straightening machines and rolling mills in metallurgy have the form of stepped round beam. The steel construction armature is made from the round beam and is close to it by geometric dimensions. The main foreign producers of continuous-casting-billets machines for production of round-cross-section blanks are SMS-Demag (Germany), Danieli (Italy), SMS Concast (Switzerland) and Siemens VAI (Austria). The modern production of round steel beam has place on many Russian metallurgical plants, for example, on JSC “Chusovskoy metallurgical plant”, PJSC “Chelyabinsk metallurgical plant”, JSC “Volzhsky pipe plant”, OJSC “Nizhneserginsky metizno-metallurgical plant”, JSC “Chepetsky mechanical plant”, PJSC “Seversky pipe plant” and PJSC “Taganrog metallurgical plant”. In manufacture of articles from round beam and under their exploitation, they often have an elastic or elastoplastic deformation of bending or have a complex deformation of torsion with bending. The analytical method for determining residual curvature of round steel beam under elastoplastic bend is proposed in this paper. The calculations allow us to determine residual curvature of round beam after bending and the bending moments of beam’s cross section at bending depending on the beam’s radius, elastic modulus, yield stress and hardening modulus of beam’s metal. The research results can be widely used at engineering and metallurgical plants.

Keywords: round steel beam, curvature of beam, bending moment of beam’s cross section, residual deformation, normal stress, relative elongation, elastic modulus, hardening modulus, elastoplastic continuous medium with linear hardening.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-194-200

REFERENCES

1. Banabic D. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Springer, 2016, 405 p.
2. Banabic D. *Sheet metal forming processes. Constitutive modelling and numerical simulation*. Springer, 2010, 301 p.
3. Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B., Bakhaev K.V., Stoyakin A.O. Temperature field of stripes under hot rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 613–616.
4. Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 371–378.
5. Belskiy S.M., Yankova S., Mazur I.P., Stoyakin A.O. Influence of the transversal displacements of metal on the camber formation of hot-rolled strip. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 672–678.
6. Belskiy S.M. Parameters of evaluation of shape cross section of hot-rolled steel strips. Message 1. The determination coefficient. *Chernye Metally*. 2017, no. 10, pp. 65–70.
7. Bhattacharyya D. *Composite sheet forming*. Vol. 11. Elsevier Science, 1997, 530 p.
8. Calladine C.R. *Plasticity for engineers. Theory and applications*. Woodhead Publishing, 2000, 328 p.
9. Chakrabarty J. *Theory of plasticity*. Butterworth-Heinemann, 2006, 896 p.
10. Chakrabarty J. *Applied plasticity*. Springer, 2010, 758 p.
11. Davim J.P. *Tribology in manufacturing technology*. Springer, 2013, 198 p.
12. Davim J.P. *Materials Forming and Machining. Research and Development*. Woodhead Publishing, 2015, 202 p.
13. Dixit U.S., Hazarika M., Davim J.P. *A brief history of mechanical engineering*. Springer, 2017, 178 p.
14. Dixit P.M., Dixit U.S. *Modeling of metal forming and machining processes by finite element and soft computing methods*. Springer, 2008, 590 p.
15. Shinkin V.N. Calculation of steel sheet’s curvature for its flattening in the eight-roller straightening machine. *Chernye Metally*. 2017, no. 2, pp. 46–50.
16. Shinkin V.N. Calculation of bending moments of steel sheet and support reactions under flattening on the eight-roller straightening machine. *Chernye Metally*. 2017, no. 4, pp. 49–53.
17. Shinkin V.N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 4, pp. 235–240.
18. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 6, pp. 363–368.
19. Shinkin V.N. Simplified calculation of the bending torques of steel sheet and the roller reaction in a straightening machine. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 10, pp. 639–644.
20. Frank V. *Lecture notes in production engineering*. Springer, 2013, 211 p.
21. Qin Y. *Micromanufacturing engineering and technology*. William Andrew, 2015, 858 p.
22. Hingole R.S. *Advances in metal forming. Expert system for metal forming*. Springer, 2015, 116 p.
23. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.
24. Kang S.-J. *Sintering. Densification, grain growth and microstructure*. Butterworth-Heinemann, 2004, 280 p.
25. Muhin U., Belskiy S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Frattura ed Integrita Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 305–311.
26. Muhin U., Belskiy S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips. *Frattura ed Integrita Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 312–317.
27. Muhin U., Belskiy S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal. *Frattura ed Integrita Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 318–324.
28. Shabalov I.P., Solov’ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 4, pp. 287–292.
29. Lenard J.G. *Metal Forming Science and Practice*. Elsevier Science, 2002, 378 p.
30. Lim Y., Venugopal R., Ulsoy A.G. *Process control for sheet-metal stamping process modeling, controller design and stop-floor implementation*. Springer, 2014, 140 p.
31. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. *Microstructure evolution in metal forming processes*. Woodhead Publishing, 2012, 416 p.
32. Shinkin V.N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 33–37.

33. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 44–47.
34. Shinkin V.N. Springback coefficient of the main pipelines' steel large-diameter pipes under elastoplastic bending. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 14, pp. 28–33.
35. Shinkin V.N. Arithmetical method of calculation of power parameters of 2N-roller straightening machine under flattening of steel sheet. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 14, pp. 22–27.
36. Klocke F. *Manufacturing processes 1. Cutting*. Springer, 2011, 506 p.
37. Klocke F. *Manufacturing processes 4. Forming*. Springer, 2013, 516 p.
38. Nielsen C.V., Zhang W., Alves L.M., Bay N., Martins P. *Modeling of thermo-electro-mechanical processes. Applications in metal forming and resistance welding*. Springer, 2013, 120 p.
39. Predeleanu M., Gilormini P. *Advanced methods in materials processing defects*. Vol. 45. Elsevier Science, 1997, 422 p.
40. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904–907.
41. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395–402.
42. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811–814.
43. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617–624.
44. Predeleanu M., Ghosh S.K. *Materials processing defects*. Vol. 43. Elsevier Science, 1995, 434 p.
45. Rees D. *Basic engineering plasticity. An introduction with engineering and manufacturing applications*. Butterworth-Heinemann, 2006, 528 p.
46. Wilko C.E. *Formability. A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal*. Springer, 2011, 112 p.

Information about the author:

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

Received December 26, 2017

УДК 669.014

ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Ni, СОДЕРЖАЩИХ БОР*

Александров А.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (a.a.aleksandrov@gmail.com)
Дашевский В.Я.^{1,3}, д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий, зав. лабораторией (vdashev@imet.ac.ru)
Леонтьев Л.И.^{1,2,3}, академик РАН, советник, д.т.н., профессор,
главный научный сотрудник (lleontev@imet.ac.ru, leo@presidium.ras.ru)

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

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

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Сплавы системы Fe–Ni широко используются в современной технике. Бор является одним из легирующих компонентов в этих сплавах. Одной из вредных примесей в сплавах системы Fe–Ni является кислород, который находится в металле как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Присутствие кислорода в этих сплавах приводит к снижению их служебных характеристик. Для практики производства сплавов представляет значительный интерес изучение термодинамики растворов кислорода в расплавах этой системы, содержащих бор. Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах системы Fe–Ni, содержащих бор. Определены константы равновесия реакции взаимодействия бора с кислородом, растворенных в железоникелевых расплавах, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия в расплавах различного состава. При взаимодействии бора с кислородом в расплавах системы Fe–Ni оксидная фаза, помимо B_2O_3 , содержит FeO и NiO. Рассчитаны значения мольных долей B_2O_3 , FeO и NiO в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплавах системы Fe–Ni при 1873 К. В случае расплава железа при низких содержаниях бора мольная доля оксида бора составляет ~0,1. По мере увеличения в расплавах содержания никеля и бора мольная доля оксида бора в оксидной фазе возрастает и в случае чистого никеля близка к единице. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания никеля и бора. Раскислительная способность бора существенно возрастает по мере увеличения содержания никеля в расплаве. Кривые растворимости кислорода в расплавах системы Fe–Ni, содержащих бор, проходят через минимум, значение которого смещается в сторону более высоких содержаний бора по мере увеличения никеля в расплаве. Определено содержание бора в точках минимума на кривых растворимости кислорода и соответствующие им минимальные концентрации кислорода.

Ключевые слова: железоникелевые расплавы, кислород, бор, термодинамический анализ, параметры взаимодействия, оксидная фаза, мольная доля.

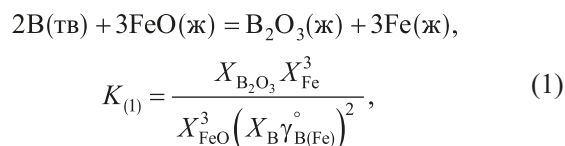
DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-201-210

Сплавы системы Fe–Ni широко используются в современной технике [1]. Одним из легирующих компонентов в этих сплавах является бор. Небольшие добавки бора вызывают значительное измельчение зерен, резкое улучшение прокаливаемости, повышение жаропрочности в результате упрочнения границ зерен боридными, возрастает твердость и износостойкость, горячая пластичность слитков, улучшается свариваемость [2–4].

Одной из вредных примесей в сплавах системы Fe–Ni является кислород, который находится в металле как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Присутствие кислорода в этих сплавах приводит к снижению их служебных характеристик. Для практики производства сплавов представляет значительный интерес изучение термодинамики растворов кислорода в расплавах этой системы, содержащих бор. Опре-

деление равновесных концентраций бора и кислорода в расплавах позволит предотвратить окисление присадок бора путем предварительного раскисления расплавов.

Система Fe–B–O. Наличие данных о термодинамике растворов кислорода и бора в жидком железе [5] позволяет определить равновесные концентрации кислорода и бора в расплавах железа. При взаимодействии бора и кислорода, растворенных в жидком железе, оксидная фаза, помимо B_2O_3 ($T_{пл} = 743$ К [6]), содержит FeO, поэтому следует рассматривать реакцию

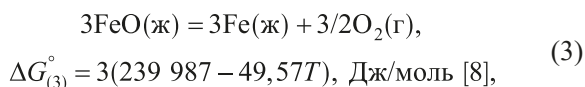
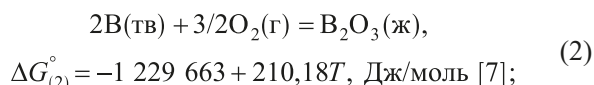


где X_{Fe} и X_B – мольные доли железа и бора в металлическом расплаве; X_{FeO} и $X_{B_2O_3}$ – мольные доли оксидов

* Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00.

железа и бора в оксидной фазе; $\gamma_{\text{B(Fe)}}^{\circ}$ – коэффициент активности бора в железе при бесконечном разбавлении.

Реакция (1) может быть представлена как сумма реакций



откуда для реакции (1) при 1873 К: $\Delta G_{(1)}^{\circ} = -394\,569$ Дж/моль, $K_{(1)} = 1,037 \cdot 10^{11}$.

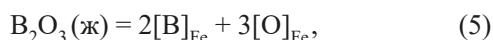
Для реакции (1) в приближении совершенных растворов для оксидной фазы можно записать

$$\frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}{X_{\text{FeO}}^3} = \frac{K_{(1)} (X_{\text{B}} \gamma_{\text{B(Fe)}}^{\circ})^2}{X_{\text{Fe}}^3}, \quad (4)$$

$$X_{\text{B}_2\text{O}_3} + X_{\text{FeO}} = 1.$$

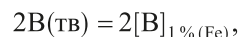
При 1873 К $\gamma_{\text{B(Fe)}}^{\circ} = 0,022$ [5]. Рассчитанные по уравнению (4) значения мольной доли оксида бора в оксидной фазе для различных содержаний бора в расплаве приведены в табл. 1.

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в жидком железе

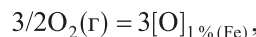


$$K_{(5)} = \frac{([\% \text{B}] f_{\text{B(Fe)}})^2 ([\% \text{O}] f_{\text{O(Fe)}})^3}{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}, \quad (5a)$$

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций



$$\Delta G_{(6)}^{\circ} = 2RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{B(Fe)}}^{\circ} M_{\text{Fe}}}{M_{\text{B}} \cdot 100} \right); \quad (6)$$



$$\Delta G_{(7)}^{\circ} = 3RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{O(Fe)}}^{\circ} M_{\text{Fe}}}{M_{\text{O}} \cdot 100} \right), \quad (7)$$

где M_{Fe} и M_{B} – молекулярная масса железа и бора соответственно. В качестве стандартного состояния для бора и кислорода, растворенных в расплаве железа, выбран обладающий свойствами идеального разбавленного раствора 1 %-ный раствор. В качестве стандартного состояния для железа выбран чистый компонент.

Для реакции (5) при 1873 К $\Delta G_{(5)}^{\circ} = 254\,313$ Дж/моль, а $\lg K_{(5)} = -7,100$. Зная величины $e_{\text{B(Fe)}}^{\text{B}} = 0,38$ [5], $e_{\text{O(Fe)}}^{\text{B}} = -0,31$ [5], $e_{\text{B(Fe)}}^{\text{O}} = -0,21$ [5], $e_{\text{O(Fe)}}^{\text{O}} = -0,17$ [5], можно рассчитать равновесную концентрацию кислорода с заданным содержанием бора

$$\lg [\% \text{O}]_{\text{Fe}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(5)} + \lg X_{\text{B}_2\text{O}_3} - 2 \lg [\% \text{B}] - \right. \\ \left. - (2e_{\text{B(Fe)}}^{\text{B}} + 3e_{\text{O(Fe)}}^{\text{B}}) [\% \text{B}] - (3e_{\text{O(Fe)}}^{\text{O}} + 2e_{\text{B(Fe)}}^{\text{O}}) [\% \text{O}] \right\}, \quad (8)$$

где e_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах.

Таблица 1

Состав оксидной фазы и равновесные концентрации бора и кислорода в жидких железе и никеле при 1873 К

Table 1. Composition of the oxide phase and equilibrium concentrations of boron and oxygen in liquid iron and nickel at 1873 K

[B], %	Fe			Ni		
	X_{B}	$X_{\text{B}_2\text{O}_3}$	X_{FeO}	X_{B}	$X_{\text{B}_2\text{O}_3}$	X_{NiO}
0,001	$5,2 \cdot 10^{-5}$	0,0982	0,9018	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,9829	0,0171
0,002	0,0001	0,2376	0,7624	0,0001	0,9892	0,0108
0,005	0,0003	0,4776	0,5224	0,0003	0,9941	0,0059
0,010	0,0005	0,6377	0,3623	0,0005	0,9963	0,0037
0,020	0,0010	0,7582	0,2418	0,0011	0,9977	0,0023
0,050	0,0026	0,8631	0,1369	0,0027	0,9987	0,0013
0,100	0,0051	0,9122	0,0878	0,0054	0,9992	0,0008
0,200	0,0102	0,9442	0,0558	0,0108	0,9995	0,0005
0,500	0,0253	0,9697	0,0303	0,0266	0,9997	0,0003
1,000	0,0496	0,9810	0,0190	0,0520	0,9998	0,0002
2,000	0,0954	0,9883	0,0117	0,0997	0,9999	0,0001

Величину [% O] в правой части уравнения (5) можно выразить через отношение $\left(K_{(5)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe)}^2 f_{O(Fe)}^3}{[\% B]^2} \right)$.

При [% O] $\rightarrow 0$ $f_O \rightarrow 1$. В связи с малостью величины [% O] можно принять $\left(K_{(5)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe)}^2 f_{O(Fe)}^3}{[\% B]^2} \right) \approx \left(K_{(5)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe)}^2}{[\% B]^2} \right)$. Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [8]. Тогда уравнение (8) примет вид:

$$\lg [\% O]_{Fe} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(5)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \right. \\ \left. - (2e_{B(Fe)}^B + 3e_{O(Fe)}^B) [\% B] - (3e_{O(Fe)}^O + 2e_{B(Fe)}^O) \times \right. \\ \left. \times \left(K_{(5)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe)}^2}{[\% B]^2} \right) \right\}. \quad (8a)$$

Полученные для 1873 К значения [% O]_{Fe} приведены в табл. 2.

Система Ni–B–O. Данные о термодинамике растворов бора в жидком никеле в литературе отсутствуют. В работе [9], на основе теории о параметрах взаимодействия элементов $\left(\varepsilon_i^j = \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial X_j} \right)$ [10], предложена методика оценки значений параметров взаимодействия в никеле методом их пересчета в железе. Приведены формулы пересчета:

$$e_{i(Ni)}^j = K_T \frac{M_{Ni}}{M_{Fe}} \left(e_{i(Fe)}^j + e_{Ni(Fe)}^{Ni} - e_{i(Fe)}^{Ni} - e_{j(Fe)}^{Ni} \right) + \\ + \frac{1}{230} \left(K_T \frac{M_{Ni}}{M_{Fe}} - 1 \right) \left(\frac{M_{Ni}}{M_j} - 1 \right); \\ e_{i(Ni)}^i = K_T \frac{M_{Ni}}{M_{Fe}} \left(e_{i(Fe)}^i + e_{Ni(Fe)}^{Ni} - 2e_{i(Fe)}^{Ni} \right) + \\ + \frac{1}{230} \left(K_T \frac{M_{Ni}}{M_{Fe}} - 1 \right) \left(\frac{M_{Ni}}{M_i} - 1 \right); \\ 1 - \frac{1873}{\tau_{Fe}} \\ K_T = \frac{\tau_{Ni}}{1 - \frac{1873}{\tau_{Fe}}} = 0,983,$$

где τ – критическая температура, равная $4T_{пл}$; $\tau_{Fe} = 7248$ К; $\tau_{Ni} = 6904$ К.

Значения параметров $e_{O(Fe)}^B$, $e_{B(Fe)}^O$, $e_{B(Fe)}^B$ приведены выше, значения параметров $e_{Ni(Fe)}^{Ni} = 0,0007$ [5], $e_{O(Fe)}^{Ni} = 0,006$ [5], $e_{B(Fe)}^{Ni} = -0,0021$ [11] приведены в литературе. Расчет по приведенным выше формулам дает: $e_{O(Ni)}^B = -0,323$, $e_{B(Ni)}^O = -0,22$, $e_{B(Ni)}^B = 0,363$.

При взаимодействии бора и кислорода, растворенных в жидком никеле, оксидная фаза, помимо B_2O_3 , содержит NiO, поэтому следует рассматривать реакцию

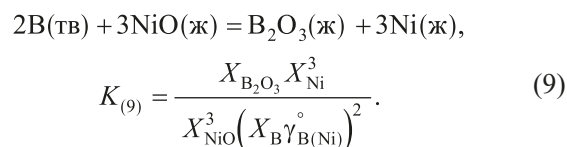


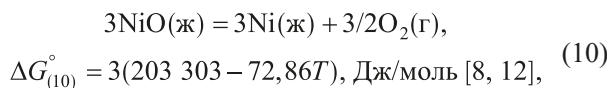
Таблица 2

Равновесные концентрации бора и кислорода в расплавах системы Fe–Ni при 1873 К

Table 2. Equilibrium concentrations of boron and oxygen in Fe–Ni melts at 1873 K

[B], %	[O], %					
	Fe	Fe–20 % Ni	Fe–40 % Ni	Fe–60 % Ni	Fe–80 % Ni	Ni
0,001	0,2286	0,2119	0,1465	0,0825	0,0409	0,0191
0,002	0,1893	0,1694	0,1123	0,0599	0,0278	0,0121
0,005	0,1251	0,1086	0,0699	0,0360	0,0159	0,0066
0,010	0,0849	0,0730	0,0465	0,0237	0,0103	0,0041
0,020	0,0560	0,0478	0,0304	0,0153	0,0066	0,0026
0,050	0,0318	0,0271	0,0171	0,0086	0,0036	0,0014
0,100	0,0209	0,0177	0,0111	0,0055	0,0023	$9,1 \cdot 10^{-4}$
0,200	0,0142	0,0119	0,0074	0,0037	0,0015	$5,8 \cdot 10^{-4}$
0,500	0,0094	0,0077	0,0047	0,0022	$9,0 \cdot 10^{-4}$	$3,3 \cdot 10^{-4}$
1,000	0,0083	0,0065	0,0037	0,0017	$6,6 \cdot 10^{-4}$	$2,3 \cdot 10^{-4}$
2,000	0,0100	0,0072	0,0038	0,0016	$5,5 \cdot 10^{-4}$	$1,8 \cdot 10^{-4}$

Реакция (9) может быть представлена как сумма реакции (2) и реакции



откуда для реакции (9) при 1873 К $\Delta G_{(9)}^\circ = -635\,487$ Дж/моль, $K_{(9)} = 5,522 \cdot 10^{17}$.

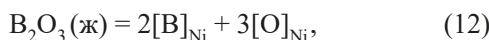
В приближении совершенных растворов для оксидной фазы для реакции (9) можно записать

$$\frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}{X_{\text{NiO}}^3} = \frac{K_{(9)}(X_{\text{B}}\gamma_{\text{B(Ni)}}^\circ)^2}{X_{\text{Ni}}^3}, \quad (11)$$

$$X_{\text{B}_2\text{O}_3} + X_{\text{NiO}} = 1.$$

При 1873 К $\gamma_{\text{B(Ni)}}^\circ = 0,011$ [9]. Рассчитанные по уравнению (11) значения мольной доли оксида бора в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплаве приведены в табл. 1.

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в жидком никеле



$$K_{(12)} = \frac{([\% \text{B}]\gamma_{\text{B(Ni)}}^\circ)^2([\% \text{O}]\gamma_{\text{O(Ni)}}^\circ)^3}{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}, \quad (12a)$$

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций

$$2\text{B(тв)} = 2[\text{B}]_{1\%(\text{Ni})},$$

$$\Delta G_{(13)}^\circ = 2RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{B(Ni)}}^\circ M_{\text{Ni}}}{M_{\text{B}} \cdot 100} \right); \quad (13)$$

$$3/2\text{O}_2(\text{г}) = 3[\text{O}]_{1\%(\text{Ni})},$$

$$\Delta G_{(14)}^\circ = 3RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{O(Ni)}}^\circ M_{\text{Ni}}}{M_{\text{O}} \cdot 100} \right). \quad (14)$$

Для реакции (12) при 1873 К $\Delta G_{(12)}^\circ = 399\,544$ Дж/моль, а $\lg K_{(12)} = -11,155$. Зная величины $e_{\text{B(Ni)}}^\text{B}$, $e_{\text{O(Ni)}}^\text{B}$, $e_{\text{B(Ni)}}^\text{O}$, $e_{\text{O(Ni)}}^\text{O} = 0$ [13], можно рассчитать равновесную концентрацию кислорода с заданным содержанием бора

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Ni}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{B}_2\text{O}_3} - 2 \lg[\% \text{B}] - \right.$$

$$\left. - (2e_{\text{B(Ni)}}^\text{B} + 3e_{\text{O(Ni)}}^\text{B})[\% \text{B}] - (3e_{\text{O(Ni)}}^\text{O} + 2e_{\text{B(Ni)}}^\text{O})[\% \text{O}] \right\}. \quad (15)$$

Как показано выше, величину $[\% \text{O}]$ в правой части уравнения (15) можно выразить через отношение $\left(K_{(12)} \frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3} f_{\text{B(Ni)}}^2}{[\% \text{B}]^2} \right)$, тогда уравнение (15) примет вид

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Ni}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{B}_2\text{O}_3} - 2 \lg[\% \text{B}] - \right.$$

$$\left. - (2e_{\text{B(Ni)}}^\text{B} + 3e_{\text{O(Ni)}}^\text{B})[\% \text{B}] - (3e_{\text{O(Ni)}}^\text{O} + 2e_{\text{B(Ni)}}^\text{O}) \times \right.$$

$$\left. \times K_{(12)} \frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3} f_{\text{B(Ni)}}^2}{[\% \text{B}]^2} \right\}. \quad (15a)$$

Полученные для 1873 К значения $\lg[\% \text{O}]_{\text{Ni}}$ приведены в табл. 2.

Система Fe–Ni–B–O. Для расплавов системы Fe–Ni значения коэффициента активности $\gamma_{i(\text{Fe–Ni})}^\circ$ рассчитывали по уравнению [14]

$$\ln \gamma_{i(\text{Fe–Ni})}^\circ = X_{\text{Fe}} \ln \gamma_{i(\text{Fe})}^\circ + X_{\text{Ni}} \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ +$$

$$+ X_{\text{Fe}} X_{\text{Ni}} \left[X_{\text{Ni}} (\ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Fe})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Ni})}^{\text{Fe}}) + \right.$$

$$\left. + X_{\text{Fe}} (\ln \gamma_{i(\text{Fe})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Fe})}^{\text{Ni}}) \right],$$

а молекулярной массы по формуле [15]

$$M_{\text{Fe–Ni}} = M_{\text{Fe}} X_{\text{Fe}} + M_{\text{Ni}} X_{\text{Ni}}.$$

В расчетах использовали следующие значения параметров взаимодействия: $\varepsilon_{\text{B(Fe)}}^{\text{Ni}} = -0,57$ [11]; $\varepsilon_{\text{B(Ni)}}^{\text{Fe}} = 1,0$ [9]; $\varepsilon_{\text{O(Fe)}}^{\text{Ni}} = 0,270$ [16]; $\varepsilon_{\text{O(Ni)}}^{\text{Fe}} = -5,179$ [16], где ε_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в мольных долях.

Результаты расчета приведены ниже:

Ni, %	$M_{\text{Fe–Ni}}$	X_{Fe}	X_{Ni}	γ_{B}°	γ_{O}°
0	55,847	1,000	0	0,0220 [5]	0,0103 [5]
20	56,393	0,808	0,192	0,0197	0,0128
40	56,950	0,612	0,388	0,0176	0,0214
60	57,519	0,412	0,588	0,0155	0,0457
80	58,098	0,208	0,792	0,0133	0,1171
100	58,6934	0	1,000	0,011 [9]	0,337 [13]

Коэффициент активности при бесконечном разбавлении γ_i° характеризует силу связи между растворенным элементом и основой расплава. Зависимости величин γ_{B}° и γ_{O}° от состава сплава при 1873 К приведены выше и на рис. 1. От железа к никелю коэффициент γ_{B}° снижается в два раза, а коэффициент γ_{O}° возрастает больше, чем на порядок, поскольку сродство к кислороду у никеля существенно ниже, чем у железа. На рис. 1 приведены для сравнения также зависимости от состава сплава при 1873 К величин γ_i° для марганца, хрома, углерода, ниобия, ванадия, алюминия, титана, кремния и циркония [15, 17, 18].

Взаимодействие бора с оксидами железа и никеля может быть представлено реакциями (1) и (9). В приближении совершенных растворов для оксидной фазы для реакций (1) и (9) можно записать

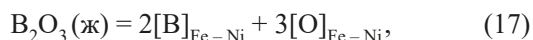
$$\frac{X_{B_2O_3}}{X_{FeO}^3} = \frac{K_{(1)} (X_B \gamma_{B(Fe)}^\circ)^2}{X_{Fe}^3},$$

$$\frac{X_{B_2O_3}}{X_{NiO}^3} = \frac{K_{(9)} (X_B \gamma_{B(Ni)}^\circ)^2}{X_{Ni}^3},$$

$$X_{B_2O_3} + X_{FeO} + X_{NiO} = 1. \quad (16)$$

Рассчитанные по уравнению (16) значения мольных долей B_2O_3 , FeO и NiO в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплавах системы $Fe-Ni$ при 1873 К приведены в табл. 3. Зависимости мольной доли оксида бора в оксидной фазе от содержания бора и никеля в расплаве приведены на рис. 2. В случае расплава железа при низких содержаниях бора мольная доля оксида бора составляет $\sim 0,1$. По мере увеличения в расплавах содержания никеля и бора мольная доля оксида бора в оксидной фазе возрастает и в случае чистого никеля близка к единице (см. табл. 1).

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в расплавах системы $Fe-Ni$



$$K_{(17)} = \frac{([\% B] f_{B(Fe-Ni)})^2 ([\% O] f_{O(Fe-Ni)})^3}{X_{B_2O_3}}, \quad (17a)$$

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций

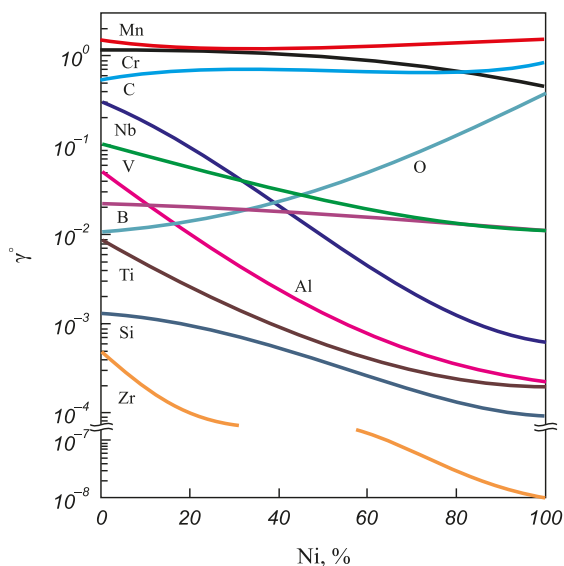


Рис. 1. Зависимость величины коэффициента активности при бесконечном разбавлении γ° в расплавах системы $Fe-Ni$ для бора, кислорода, марганца, хрома, углерода, ниобия, ванадия, алюминия, титана, кремния, циркония от содержания никеля при 1873 К

Fig. 1. Dependence of the activity coefficients at infinite dilution γ° in $Fe-Ni$ melts for boron, oxygen, manganese, chromium, carbon, niobium, vanadium, aluminum, titanium, silicon, zirconium on the nickel content at 1873 K

$$2B(TB) = 2[B]_{1\% (Fe-Ni)},$$

$$\Delta G_{(18)}^\circ = 2RT \ln \left(\frac{\gamma_{B(Fe-Ni)}^\circ M_{Fe-Ni}}{M_B \cdot 100} \right); \quad (18)$$

$$3/2O_2(г) = 3[O]_{1\% (Fe-Ni)},$$

$$\Delta G_{(19)}^\circ = 3RT \ln \left(\frac{\gamma_{O(Fe-Ni)}^\circ M_{Fe-Ni}}{M_O \cdot 100} \right). \quad (19)$$

Рассчитанные для реакции (17) значения $\Delta G_{(17)}^\circ$ и $\lg K_{(17)}$ при 1873 К для сплавов различного состава приведены ниже:

Ni, %	$\Delta G_{(17)}^\circ$	$\lg K_{(17)}$	e_B^B	e_O^B	e_B^O	e_O^O
0	254 313	-7,100	0,038 [5]	-0,31 [5]	-0,21 [5]	-0,17 [5]
20	261 793	-7,309	0,098	-0,313	-0,212	-0,139
40	283 017	-7,902	0,160	-0,315	-0,214	-0,106
60	315 222	-8,801	0,225	-0,318	-0,216	-0,072
80	355 258	-9,918	0,293	-0,320	-0,218	-0,037
100	399 544	-11,155	0,363	-0,323	-0,220	0 [13]

Зависимость константы равновесия реакции (17) от содержания в расплаве бора и никеля при 1873 К приведена на рис. 3. Как видно из приведенных данных, константа равновесия реакции (17) уменьшается по мере увеличения в расплаве содержания никеля, что говорит о повышении раскислительной способности бора. На рис. 3 показаны для сравнения также зависи-

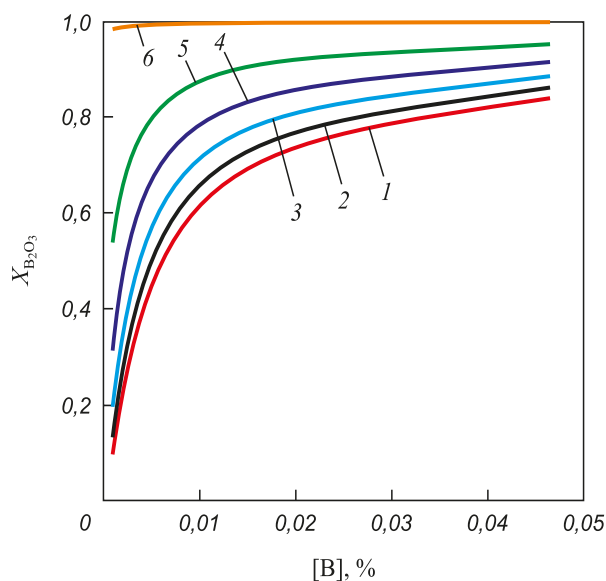


Рис. 2. Зависимость мольной доли оксида бора в оксидной фазе от содержания бора и никеля в расплаве при 1873 К при Ni, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Fig. 2. Dependence of the mole fraction of boron oxide in the oxide phase on boron and nickel contents in the melt at 1873 K at Ni, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Таблица 3

Равновесный состав оксидной фазы при раскислении бором расплавов системы Fe–Ni при 1873 К

Table 3. Equilibrium composition of the oxide phase in the boron deoxidation of Fe–Ni melts at 1873 K

[B], %	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{FeO}	X_{NiO}	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{FeO}	X_{NiO}
	Fe – 20 % Ni				Fe – 40 % Ni			
0,001	0,0409	0,1346	0,8642	0,0012	$5,3 \cdot 10^{-5}$	0,1984	0,7987	0,0029
0,002	0,0278	0,2933	0,7057	0,0010	0,0001	0,3755	0,6223	0,0022
0,005	0,0159	0,5321	0,4673	0,0006	0,0003	0,6030	0,3956	0,0014
0,010	0,0103	0,6802	0,3194	0,0004	0,0005	0,7331	0,2659	0,0010
0,020	0,0066	0,7884	0,2113	0,0003	0,0011	0,8252	0,1742	0,0006
0,050	0,0036	0,8809	0,1189	0,0002	0,0026	0,9023	0,0974	0,0003
0,100	0,0023	0,9238	0,0761	0,0001	0,0053	0,9377	0,0621	0,0002
0,200	0,0015	0,9517	0,0482	$6,6 \cdot 10^{-5}$	0,0105	0,9606	0,0393	0,0001
0,500	$9,0 \cdot 10^{-4}$	0,9737	0,0262	$3,6 \cdot 10^{-5}$	0,0258	0,9786	0,0213	$7,8 \cdot 10^{-5}$
1,000	$6,6 \cdot 10^{-4}$	0,9836	0,0163	$2,2 \cdot 10^{-5}$	0,0505	0,9866	0,0133	$4,8 \cdot 10^{-5}$
2,000	$5,5 \cdot 10^{-4}$	0,9898	0,0101	$1,4 \cdot 10^{-5}$	0,0971	0,9917	0,0082	$3,0 \cdot 10^{-5}$
	Fe – 60 % Ni				Fe – 80 % Ni			
0,001	$5,3 \cdot 10^{-5}$	0,3152	0,6792	0,0056	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,5390	0,4512	0,0098
0,002	0,0001	0,4977	0,4982	0,0041	0,0001	0,6854	0,3079	0,0067
0,005	0,0003	0,6952	0,3023	0,0025	0,0003	0,8187	0,1774	0,0039
0,010	0,0005	0,7989	0,1995	0,0016	0,0005	0,8829	0,1146	0,0025
0,020	0,0011	0,8697	0,1292	0,0011	0,0011	0,9251	0,0733	0,0016
0,050	0,0027	0,9278	0,0716	0,0006	0,0027	0,9589	0,0402	0,0009
0,100	0,0053	0,9541	0,0455	0,0004	0,0054	0,9740	0,0254	0,0006
0,200	0,0106	0,9710	0,0288	0,0002	0,0107	0,9836	0,0160	0,0004
0,500	0,0260	0,9843	0,0156	0,0001	0,0263	0,9911	0,0087	0,0002
1,000	0,0510	0,9902	0,0097	$7,9 \cdot 10^{-5}$	0,0515	0,9945	0,0054	0,0001
2,000	0,0980	0,9939	0,0060	$4,9 \cdot 10^{-5}$	0,0988	0,9966	0,0033	$7,3 \cdot 10^{-5}$

мости величины константы равновесия реакций взаимодействия с кислородом для хрома, марганца, ниобия, ванадия, кремния, углерода, титана, циркония и алюминия при 1873 К [15, 17, 18]. Значения констант равновесия приведены для реакций взаимодействия раскислителя с одним атомом кислорода, растворенного в расплаве, что позволяет сделать сравнение данных зависимостей более наглядным. Как видно из приведенных данных, значения константы равновесия реакций взаимодействия элементов с кислородом по мере увеличения содержания никеля в расплавах для всех элементов снижаются, и, следовательно, снижаются равновесные концентрации кислорода в расплавах. Это можно объяснить существенным ослаблением сил связей атомов кислорода в расплавах по мере повышения содержания никеля ($\gamma_{O(Fe)}^\circ = 0,0103$; $\gamma_{O(Ni)}^\circ = 0,337$).

Концентрация кислорода в расплавах системы Fe–Ni, равновесная с заданным содержанием бора, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg [\% O]_{Fe-Ni} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(17)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \right. \\ \left. - (2e_{B(Fe-Ni)}^B + 3e_{O(Fe-Ni)}^B) [\% B] - \right. \\ \left. - (3e_{O(Fe-Ni)}^O + 2e_{B(Fe-Ni)}^O) [\% O] \right\}. \quad (20)$$

Как показано выше, величину [% O] в правой части уравнения (20) можно выразить через отношение $\left(K_{(17)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe-Ni)}^2}{[\% B]^2} \right)$, тогда уравнение (20) примет вид:

$$\lg [\% O]_{Fe-Ni} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(17)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \right. \\ \left. - (2e_{B(Fe-Ni)}^B + 3e_{O(Fe-Ni)}^B) [\% B] - \right. \\ \left. - (3e_{O(Fe-Ni)}^O + 2e_{B(Fe-Ni)}^O) \left(K_{(17)} \frac{X_{B_2O_3} f_{B(Fe-Ni)}^2}{[\% B]^2} \right) \right\}. \quad (20a)$$

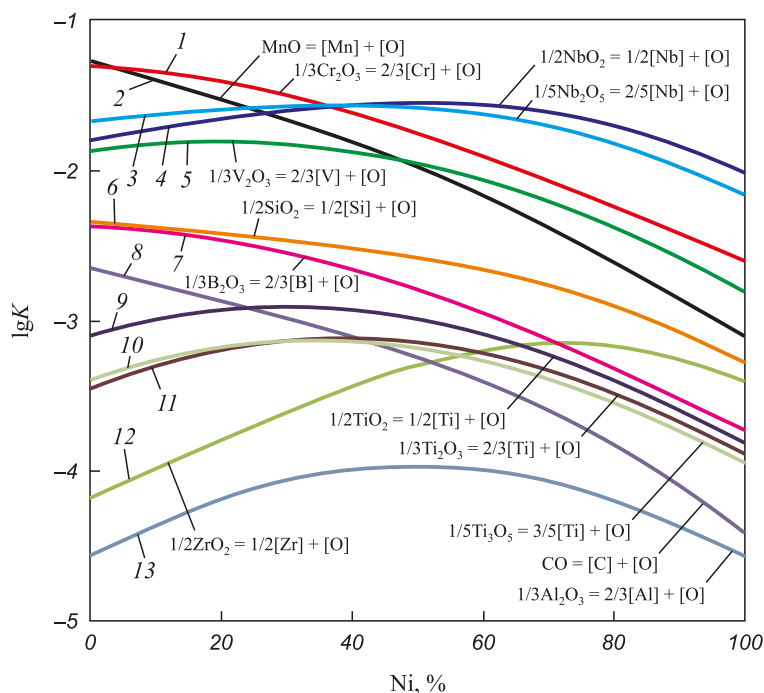


Рис. 3. Зависимость констант равновесия реакций раскисления расплавов системы Fe–Ni хромом (1), марганцем (2), ниобием (3, 4), ванадием (5), кремнием (6), бором (7), углеродом (8), титаном (9 – 11), цирконием (12) и алюминием (13) от состава сплава при 1873 K

Fig. 3. Dependence of the equilibrium constants for deoxidation reactions of Fe–Ni melts with chromium (1), manganese (2), niobium (3 – 4), vanadium (5), silicon (6), boron (7), carbon (8), titanium (9 – 11), zirconium (12) and aluminum (13) on the alloy composition at 1873 K

Поскольку расплавы системы Fe–Ni характеризуются незначительными отклонениями от идеального поведения [19], использованные в расчетах значения параметров взаимодействия $\varepsilon_{i(\text{Fe-Ni})}^j$ вычисляли по уравнению [15]

$$\varepsilon_{i(\text{Fe-Ni})}^j = \varepsilon_{i(\text{Fe})}^j X_{\text{Fe}} + \varepsilon_{i(\text{Ni})}^j X_{\text{Ni}}.$$

Зависимости равновесной концентрации кислорода в расплавах системы Fe–Ni от содержания бора и никеля при 1873 K приведены в табл. 2 и на рис. 4. Как видно из приведенных данных, раскислительная способность бора существенно возрастает по мере увеличения содержания никеля в расплаве. Кривые растворимости кислорода проходят через минимум, значение которого смещается в сторону меньших содержаний бора по мере повышения содержания никеля в расплаве. Дальнейшие присадки бора приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве.

Содержания бора, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [20]

$$[\% R]' = -\frac{m}{2,3(me_R^R + ne_O^R)}, \quad (21)$$

где m и n – коэффициенты в формуле оксида $R_m O_n$. В случае оксида бора B_2O_3 уравнение (21) примет вид:

$$[\% B]' = -\frac{2}{2,3(2e_B^B + 3e_O^B)}. \quad (21a)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (21a) значения содержаний бора в точках минимума и соот-

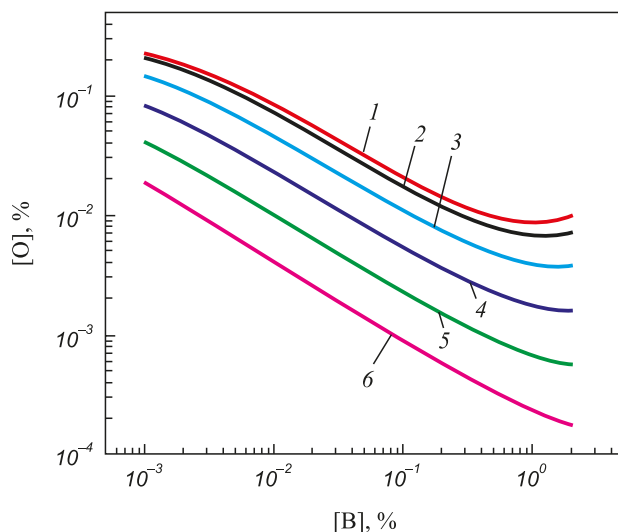


Рис. 4. Зависимость концентрации кислорода в расплавах системы Fe–Ni от содержания бора и никеля при 1873 K при Ni, %:
1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Fig. 4. Dependence of the oxygen concentration in Fe–Ni melts on the boron and nickel contents at 1873 K at Ni, %:
1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

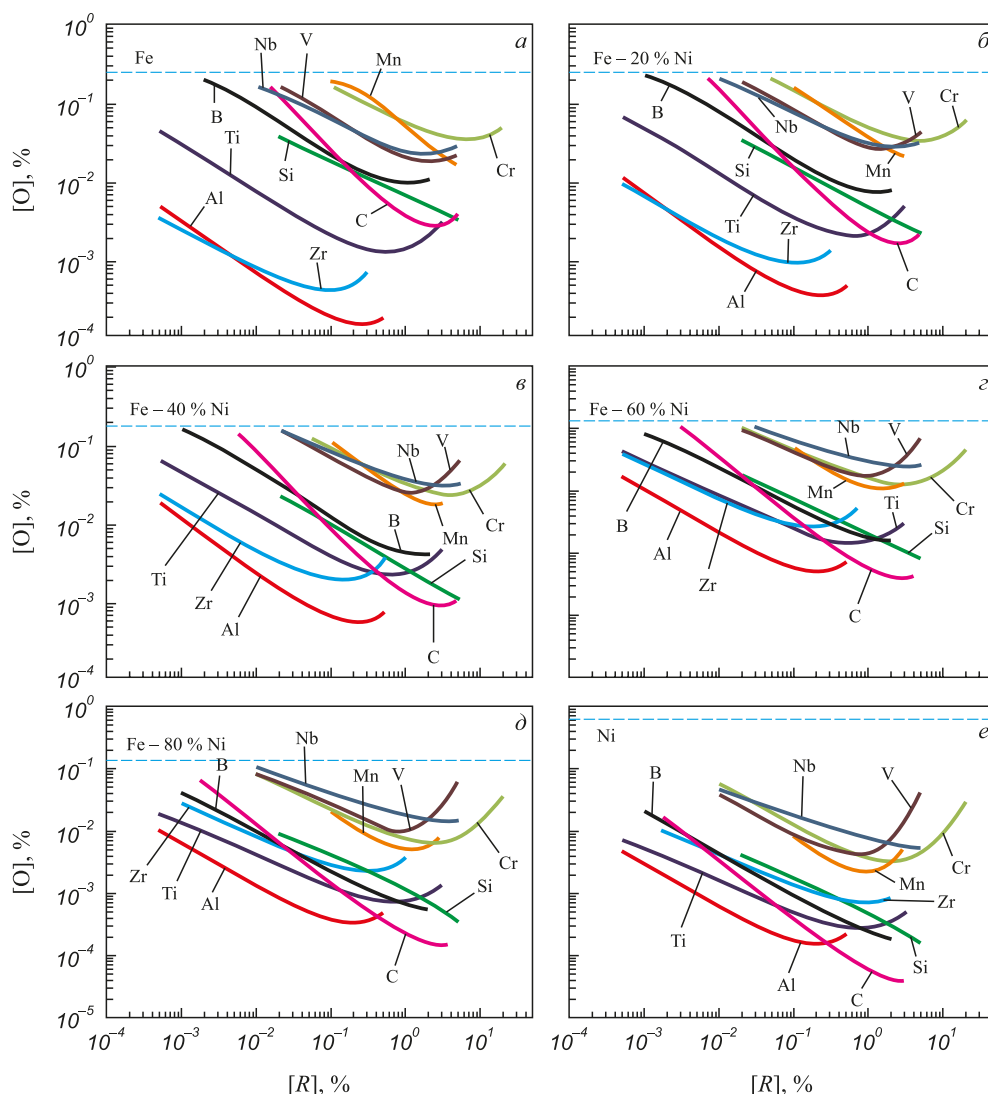


Рис. 5. Зависимость концентрации кислорода в расплавах системы Fe–Ni от содержания элемента-раскислителя при 1873 К

Fig. 5. Dependence of the oxygen concentration in Fe–Ni melts on the element-deoxidizer content at 1873 K

ветствующие им минимальные концентрации кислорода:

Ni, %	[% B]'	[% O] ^{min}
0	1,018	$8,25 \cdot 10^{-3}$
20	1,173	$6,40 \cdot 10^{-3}$
40	1,393	$3,62 \cdot 10^{-3}$
60	1,731	$1,57 \cdot 10^{-3}$
80	2,317	$5,50 \cdot 10^{-4}$
100	3,578	$1,59 \cdot 10^{-4}$

Зависимости концентрации кислорода от содержания бора для расплавов системы Fe–Ni различного состава при 1873 К показаны на рис. 5, где изображены также аналогичные зависимости для хрома, марганца, ванадия, ниобия, кремния, углерода, титана, циркония и алюминия [15, 17, 18].

Выводы. В железоникелевых расплавах бор характеризуется высоким сродством к кислороду. Раскисли-

тельная способность бора существенно возрастает по мере увеличения содержания никеля в расплаве. В чистом никеле она почти на два порядка выше, чем в чистом железе.

При взаимодействии бора с кислородом, растворенным в расплавах системы Fe–Ni, оксидная фаза, помимо B_2O_3 , содержит FeO и NiO. В случае расплава железа при низких содержаниях бора мольная доля оксида бора составляет ~0,1. По мере увеличения в расплавах содержания никеля и бора мольная доля оксида бора возрастает и близка к единице в случае чистого никеля.

Кривые растворимости кислорода в железоникелевых расплавах, содержащих бор, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более высоких содержаний бора по мере увеличения никеля в расплаве. Определено содержание бора в точках минимума на кривых растворимости кислорода и соответствующие им минимальные концентрации кислорода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шлямнев А.П. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: Справочник. – М.: Интермет-Инжиниринг, 2000. – 232 с.
2. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
3. Бокштейн С.З., Василенок Л.Б., Каблов Е.Н. и др. Микролегирование бором и структурная стабильность никелевых сплавов // Металлы. 1986. № 6. С. 137 – 141.
4. Horton J.A., McKamey C.G., Miller M.K. etc. Microstructural characterization of superalloy 718 with boron and phosphorus additions // Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives. E.A. Loria (Ed.). TMS. 1997. P. 401 – 408.
5. Steelmaking Data Sourcebook. – N.Y. – Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. – 325 p.
6. Slag Atlas. – Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995. – 634 p.
7. Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.
8. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
9. Белянчиков Л.Н. Универсальный метод пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории регулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электрометаллургия. 2009. № 2. С. 29 – 38.
10. Вагнер К. Термодинамика сплавов. – М.: Металлургиздат, 1957. – 179 с.
11. Снитко Ю.П., Суровой Ю.Н., Лякишев Н.П. О связи параметров взаимодействия с атомными характеристиками компонентов // Доклады Академии наук. 1983. Т. 286. № 5. С. 1154 – 1156.
12. Куликов И.С. Термодинамика оксидов. – М.: Металлургия, 1986. – 344 с.
13. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. P. 104 – 110.
14. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulfur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd. 1990. Vol. 81. No. 7. P. 513 – 518.
15. Дашевский В.Я. Физико-химические основы раскисления железоникелевых сплавов. – М.: Физматлит, 2011. – 152 с.
16. Chiang T., Chang Y.A. The activity coefficient of oxygen in binary liquid metal alloys // Metall. Trans. 1976. Vol. 7B. P. 453 – 457.
17. Александров А.А., Дашевский В.Я. Влияние циркония на растворимость кислорода в жидком никеле и расплавах системы Ni-Fe // Металлы. 2016. № 5. С. 61 – 68.
18. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe-Ni, содержащих ниобий // Металлы. 2012. № 4. С. 3 – 10.
19. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T. etc. Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys. – Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals. 1973. – 1435 p.
20. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe-Co, содержащих марганец // Металлы. 2014. № 1. С. 3 – 11.

Поступила 25 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 3, pp. 201–210.

THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN BORON-CONTAINING Fe – Ni MELTS

A.A. Alexandrov¹, V.Ya. Dashevskii^{1,3}, L.I. Leont'ev^{1,2,3}

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

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

³ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Fe–Ni alloys are widely used in modern technology. Boron is one of the alloying components in these alloys. Oxygen is one of the harmful impurities in Fe–Ni alloys, it presents in the metal in dissolved form or in the form of oxide nonmetallic inclusions. The presence of oxygen in these alloys degrades their service properties. The study of thermodynamics of the oxygen solution in boron-containing Fe–Ni melts is of considerable interest for the practice of such alloys production. Thermodynamic analysis of oxygen solutions in boron-containing Fe–Ni melts has been carried out. The equilibrium constant of interaction of boron and oxygen dissolved in the Fe–Ni melts, the activity coefficients at infinite dilution, and the interaction parameters characterizing these solutions were determined for melts of different composition. In the interaction of boron with oxygen in Fe–Ni melts, the oxide phase, in addition to B₂O₃, contains FeO and NiO. Values of the mole fractions of B₂O₃, FeO and NiO in the oxide phase for different boron concentrations in Fe–Ni melts were calculated at 1873 K. In the case of an iron melt at low boron contents, the mole fraction of boron oxide is ~0.1. As the content of nickel and boron increases in the melts, the mole fraction of boron oxide in the oxide phase increases and, in the case of pure nickel, is close to unity. Dependences of the oxygen solubility on the contents of nickel and boron in the studied melts were calculated. With increasing nickel content in melt deoxidation ability of chromium increases significantly. The oxygen solubility

curves in boron-containing Fe–Ni melts pass through a minimum whose position shifts to the higher boron content with an increase in the nickel content in melt. Boron contents in minimum points on the oxygen solubility curves and the corresponding minimum oxygen concentrations were determined.

Keywords: iron-nickel melts, oxygen, boron, thermodynamic analysis, interaction parameters, oxide phase, mole fraction.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-201-210

REFERENCES

1. Shlyamnev A.P. *Korroziionnostoikie, zharostoikie i vysokoprochnye stali i splavy. Spravochnik* [Corrosion-resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys]. Moscow: Intermet-Inzhiniring, 2000, 232 p. (In Russ.).
2. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p. (In Russ.).
3. Bokshtein S.Z., Vasilenok L.B., Kablov E.N., Radin I.V., Ryabova G.G. Microalloying with boron and the structural stability of nickel alloys. *Russian metallurgy. Metally*. 1986, no. 6, pp. 142–146.
4. Horton J.A., McKamey C.G., Miller M.K., Cao W.D., Kennedy R.L. Microstructural characterization of superalloy 718 with boron and phosphorus additions. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. Loria E.A. ed. TMS. 1997, pp. 401–408.
5. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y.-Tokyo: Gordon-Breach Science Publ., 1988, 325 p.
6. *Slag Atlas*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995, 634 p.
7. Turkdogan E.T. *Physical chemistry of high-temperature processes*. Academic Press, 1980, 447 p. (Russ. ed. Turkdogan E.T. *Fizicheskaya khimiya vysokotemperaturnykh protsessov*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 344 p.).

8. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 504 p. (In Russ.).
9. Belyanchikov L.N. Universal method for recalculating interaction parameters of elements in changing the matrix of alloys using the quasi-regular solution theory. Part II. Estimating the interaction parameters of elements in nickel-based alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 2, pp. 29–38. (In Russ.).
10. Wagner Carl. *Thermodynamics of alloys*. Cambridge, Addison-Wesley press, 1952. (Russ.ed.: Wagner C. *Termodinamika splavov*. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 179 p.).
11. Snitko Yu.P., Surovoi Yu.N., Lyakishev N.P. On connection of interaction parameters with the atomic characteristics of components, *Doklady Akademii Nauk*. 1983, vol. 286, no. 5, pp. 1154–1156. (In Russ.).
12. Kulikov I.S. *Termodinamika oksidov* [Thermodynamics of oxides]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 344 p. (In Russ.).
13. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The Thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Metallurgical Soc. CIM*. 1977, Annual Volume, pp. 104–110.
14. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulfur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K. *Z. Metallkd*. 1990, vol. 81, no. 7, pp. 513–518.
15. Dashevskii V.Ya. *Fiziko-khimicheskie osnovy raskisleniya zhelezonikelevykh splavov* [Physicochemical basis of iron-nickel melts deoxidation]. Moscow: Fizmatlit, 2011, 152 p. (In Russ.).
16. Chiang T., Chang Y.A. The activity coefficient of oxygen in binary liquid metal alloys. *Metall. Trans.* 1976, vol. 7B, pp. 453–457.
17. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in chromium-containing Ni–Co melts. *Russian Metallurgy Metally*. 2016, no. 7, pp. 642–648.
18. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in niobium-containing Fe–Ni melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, no. 7, pp. 559–566.
19. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Gleiser M., Kelley K.K. *Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys*. Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals. 1973, 1435 p.
20. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in manganese-containing Fe–Co melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014, no. 1, pp. 1–7.

Acknowledgements. The work was performed according to the state task no. 007-00129-18-00.

Information about the authors:

A.A. Alexandrov, Cand. Sci.(Eng.), Senior Researcher
(a.a.aleksandrov@gmail.com)

V.Ya. Dashevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, Head of the Laboratory (vdashev@imet.ac.ru)

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

Received April 25, 2017

УДК 621.791:624

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ WO_3 УГЛЕРОДОМ И КРЕМНИЕМ

Бендре Ю.В., к.х.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин

им. проф. В.М. Финкеля (bendre@list.ru)

Горюшкин В.Ф., д.х.н., профессор кафедры естественнонаучных дисциплин

им. проф. В.М. Финкеля (koax@sibsiu.ru)

Крюков Р.Е., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного

и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения,

литейного и сварочного производства (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Бащенко Л.П., к.т.н., старший преподаватель кафедры теплоэнергетики

и экологии (luda.baschenko@gmail.com)

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

Аннотация. Для практического применения с целью ресурсосбережения представляет интерес технология дуговой наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителей используются оксид вольфрама WO_3 и вещества, содержащие восстановители (углерод и кремний). Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания 21 реакции в стандартных условиях по табличным термодинамическим данным реагентов в интервале температур 1500 – 3500 К. Этот интервал включает в себя температуры на периферии дуги и в верхних слоях наплавочной ванны. В числе реакций – реакции прямого восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом и кремнием, косвенного восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом, реакции соединения вольфрама с углеродом и кремнием с образованием карбидов и силицидов вольфрама. В качестве возможных продуктов реакций рассматривали W, WC, W_2C , WSi_2 , W_5Si_3 , CO, CO_2 , SiO, SiO_2 . Реакции восстановления оксида записывали на 1 моль O_2 , а реакции соединения вольфрама с углеродом и кремнием – на 2/3 моль вольфрама W. Вероятность протекания реакций оценивали по стандартной энергии Гиббса реакций. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были выбраны состояния: W(тв), WO_3 (тв, ж) с фазовым переходом при 1745 К; WC(тв), W_2C (тв), C(тв), CO(г), CO_2 (г), WSi_2 (тв, ж) с фазовым переходом при 2433 К; W_5Si_3 (тв, ж) с фазовым переходом при 2623 К; Si(тв, ж) с фазовым переходом при 1690 К; SiO(г), SiO_2 (тв, ж) с фазовым переходом при 1996 К. С целью оценки степени влияния на термодинамические свойства реакций возможного испарения в дуге оксида вольфрама WO_3 ($T_{кип} = 1943$ К) рассчитывали термодинамические характеристики двух реакций, в которых в качестве стандартного состояния в том же интервале температуры выбрано состояние WO_3 (г). Термодинамический анализ восстановления оксида вольфрама WO_3 показывает, что температура расплава, наряду с составом порошковой проволоки, способны повлиять на состав и служебные свойства наплавленного слоя. В рассматриваемой системе при высоких температурах расплава (более 2500 К) вероятно образование вольфрама, силицидов вольфрама и карбидов. Протекание реакций существенно изменяет состав газовой фазы, но не шлаковую фазу наплавочной ванны. При температурах менее 1500 К наиболее вероятно образование силицидов вольфрама и вольфрама за счет восстановления WO_3 кремнием, при этом шлаковая фаза становится более кислой за счет образующегося оксида кремния SiO_2 . Однако эта область температур находится ниже температуры плавления оксида вольфрама WO_3 (1745 К). В интервале температур 1500 – 2500 К протекает целый ряд конкурирующих реакций восстановления, в результате которых в металлическом расплаве образуются как вольфрам, так и его силициды и карбиды. Реакции соединения вольфрама с кремнием и углеродом с образованием силицидов и карбидов менее вероятны, чем реакции восстановления. Испарение оксида вольфрама WO_3 в дуге увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций восстановления, но в большей степени при низкой температуре.

Ключевые слова: термодинамический анализ, энергия Гиббса реакции, порошковая проволока, оксид вольфрама, дуговая наплавка, наплавочная ванна, вольфрам, восстановление, силициды вольфрама, карбиды вольфрама.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-211-216

Развитие технологии восстановления деталей машин горно-металлургического комплекса с применением порошковой проволоки ведет к разработке и исследованию новых материалов для наплавки как в Российской Федерации, так и за рубежом [1 – 17].

Широкое распространение для наплавки сталей, обладающих наивысшей износостойкостью, получили порошковые проволоки с вольфрамом, в которых в

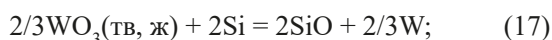
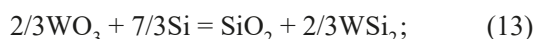
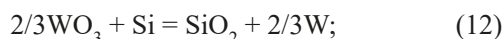
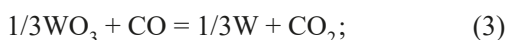
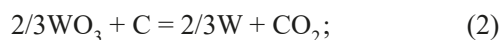
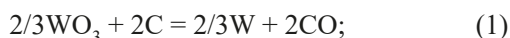
качестве наполнителя служит восстановленный вольфрам в виде ферросплавов, лигатур и металлического порошка различной степени чистоты [18 – 20]. Кроме того, для придания определенных служебных свойств могут быть использованы силициды и карбиды вольфрама.

Необходимость применения ресурсосберегающих технологий, а именно, рациональное использование

вольфрама в связи с его высокой стоимостью и дефицитностью, является одним из актуальных направлений в настоящее время. Для практического применения представляет интерес технология наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителя используются с одной стороны оксид вольфрама, а с другой – восстановители. В таких процессах химические соединения вольфрама с неметаллами-восстановителями могут образоваться при дуговом разряде в процессе наплавки.

Настоящая работа посвящена сравнительной термодинамической оценке возможности протекания процессов восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом и кремнием при дуговом разряде при наплавке порошковой проволокой.

Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания следующих реакций:



Все реакции по характеру химического взаимодействия между компонентами можно условно разделить на три типа: (3), (8), (9) – реакции косвенного восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом; (4), (5) и (15), (16) – реакции соединения вольфрама с углеродом и с кремнием; все остальные – реакции прямого восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом и крем-

нием. Реакции восстановления оксида записывали на 1 моль кислорода O_2 , а реакции соединения вольфрама с углеродом и кремнием – на 2/3 моль вольфрама W, поскольку именно в этом максимальном количестве вольфрам образуется в реакциях восстановления оксида. Вероятность протекания реакций (1) – (19) оценивали по стандартной энергии Гиббса.

Необходимые для оценки восстановительных свойств углерода и кремния по отношению к оксиду вольфрама WO_3 термодинамические характеристики реакций (1) – (19) в стандартных условиях $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r S^\circ(T), \text{ а затем } \Delta_r G^\circ(T)]$ рассчитывали известными методами [21] в интервале температур 1500 – 3500 К по термодинамическим свойствам $[[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ К})], S^\circ(T), \Delta_r H^\circ(298, 15 \text{ К})]$ реагентов WO_3 , W, C, CO, CO_2 , Si, SiO, SiO_2 [22] и WSi_2 , W_5Si_3 [23, 24].

Термодинамические свойства карбидов вольфрама WC и W_2C в зависимости от температуры в форме таблиц, принятых в работах [22, 23], рассчитывали дополнительно с использованием необходимых для этого исходных данных из справочников [24, 25]. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были выбраны состояния: W(тв); WO_3 (тв, ж) с фазовым переходом при 1745 К; WC(тв), W_2C (тв), C(тв), CO(г), CO_2 (г), WSi_2 (тв, ж) с фазовым переходом при 2433 К; W_5Si_3 (тв, ж) с фазовым переходом при 2623 К; Si(тв, ж) с фазовым переходом при 1690 К; SiO(г), SiO_2 (тв, ж) с фазовым переходом при 1996 К.

Для оценки степени влияния на термодинамические свойства реакций возможного испарения оксида вольфрама WO_3 в дуге рассчитывали термодинамические характеристики двух реакций, в которых в качестве стандартного во всем интервале температур для оксида вольфрама выбрано состояние WO_3 (г):



Химический состав и температуры плавления соединений вольфрама с кремнием определяли из диаграммы плавкости системы W–Si согласно данным справочников [26 – 28].

Стандартные энергии Гиббса рассматриваемых реакций (1) – (19) приведены в таблице и на рисунке. Начиная с температуры 2500 К и выше, графики группируются по трем секторам. Первый сектор – наиболее вероятных реакций (11), (10), (1a), (1), (18), (17a), (19), (17) (в порядке уменьшения вероятности их протекания). Это реакции прямого восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом до металла и карбидов с образованием газа CO, реакции прямого восстановления оксида вольфрама WO_3 кремнием до металла и силицидов с образованием газа SiO. Сразу же отметим, что испарение оксида вольфрама WO_3 увеличивает

термодинамическую вероятность протекания реакций восстановления (графики термодинамических свойств реакций (1a), (17a) находятся в этом секторе).

Второй сектор составляют графики $\Delta_r G^\circ = f(T)$ реакций со средней вероятностью протекания (13), (6), (7), (2), (14), (15), (12). Это реакции прямого восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом и кремнием с образованием вольфрама, карбидов и силицидов вольфрама и высших оксидов восстановителей (CO_2 , SiO_2) и реакция (15) образования силицида WSi_2 соединением вольфрама и кремния.

Третий сектор – маловероятные реакции (5), (4), (16), (3), (9), (8). Это реакции соединения вольфрама с кремнием и углеродом с образованием известных карбидов вольфрама и силицида W_5Si_3 , а также реакции косвенного восстановления оксида вольфрама WO_3 оксидом углерода (II). Можно отметить, что в случае оценки термодинамической вероятности протекания реакций (3), (9), (8), косвенного восстановления оксида вольфрама углеродом – по энергии Гиббса реакций $\Delta_r G$, вычисляемой по уравнению изотермы Вант-Гоффа с учетом равновесных парциальных давлений CO и CO_2 согласно реакции газификации углерода $C + CO_2 = 2CO$ [29],

Стандартная энергия Гиббса реакций (1) – (19) в зависимости от температуры

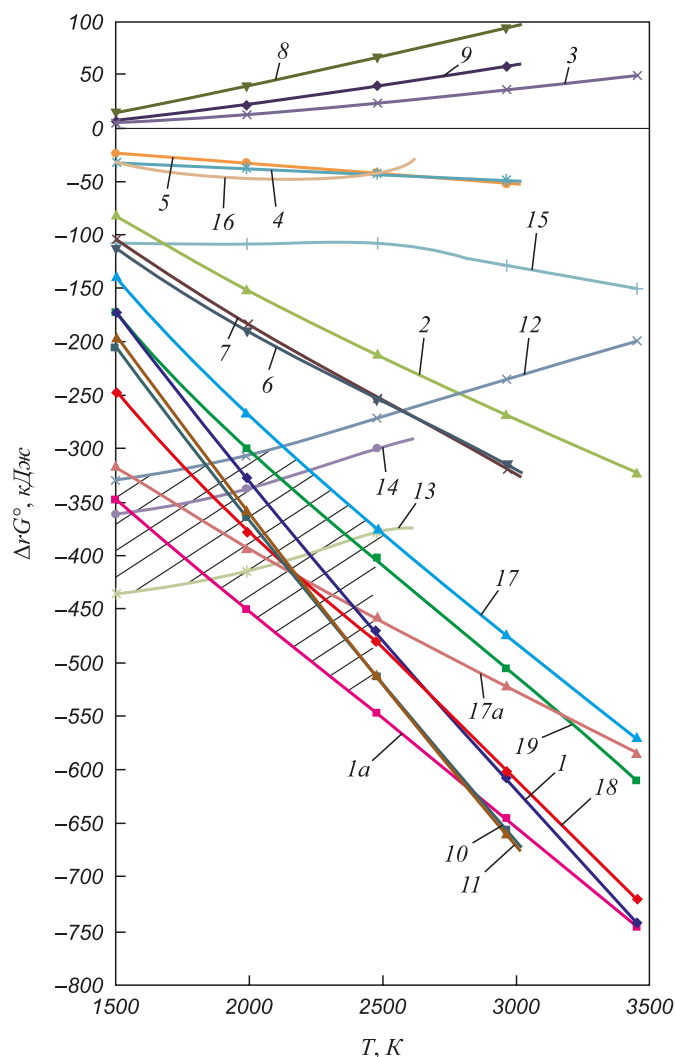
Standard Gibbs energy of reactions (1) – (19) depending on temperature

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T)$, кДж, при T , К				
	1500	2000	2500	3000	3500
1	-172,230	-326,830	-469,260	-607,390	-742,270
1a	-347,580	-449,500	-545,970	-644,870	-746,810
2	-81,040	-151,090	-210,610	-267,200	-321,740
3	5,080	12,320	24,020	36,490	49,400
4	-31,840	-36,647	-42,38	-48,893	–
5	-23,407	-31,847	-41,200	-51,247	–
6	-112,880	-187,740	-252,990	-316,100	–
7	-104,450	-182,940	-251,810	-318,450	–
8	14,660	39,430	66,790	94,080	–
9	7,350	22,020	39,880	57,920	–
10	-204,070	-363,480	-511,640	-656,290	–
11	-195,640	-358,680	-510,460	-658,640	–
12	-328,433	-305,668	-270,556	-234,836	-198,978
13	-435,490	-414,301	-377,616	–	–
14	-361,281	-337,117	-298,786	–	–
15	-107,057	-108,633	-107,060	-127,994	-149,732
16	-32,848	-31,449	-28,230	–	–
17	-139,948	-268,310	-373,169	-473,615	-570,770
17a	-315,291	-392,631	-457,241	-520,749	-583,703
18	-247,005	-376,943	-480,229	-601,610	-720,502
19	-172,796	-299,759	-401,399	-505,911	-609,540

графики $\Delta_r G = f(T)$ этих реакций перемещаются во второй сектор.

С понижением температуры происходит совмещение температурных зависимостей $\Delta_r G^\circ = f(T)$ в одну область, в которой наблюдается существенное изменение их относительного расположения. Например, при $T < 1500$ К наиболее вероятными становятся реакции (13), (14), (12) восстановления оксида вольфрама WO_3 кремнием с образованием высшего оксида восстановителя SiO_2 .

Для повышения качества термодинамической оценки следует учесть, что образующийся по реакциям (1), (1a), (2), (3), (17), (17a) вольфрам, а также вольфрам в качестве исходного вещества для реакций (4), (5), (15), (16) возможно будет находиться в состоянии растворенного компонента наплавочной ванны при температуре T . Термодинамическая оценка влияния такого состояния на свойства реакции производится по уравнению изотермы Вант-Гоффа



Стандартная энергия Гиббса реакций (1) – (19) в зависимости от температуры

Standard Gibbs energy of reactions (1) – (19) depending on temperature

$$\Delta_r G = \Delta_r G^\circ \pm vRT \ln \alpha_{[W]}, \quad (20)$$

где $\alpha_{[W]}$ – активность вольфрама в наплавочном металлическом растворе относительно стандартного состояния «чистый твердый вольфрам при температуре расплава T »; v – стехиометрический коэффициент перед вольфрамом в уравнении реакции; знак «+» ставим для реакций, в которых вольфрам – продукт, знак «–» – для реакций, в которых вольфрам – исходное вещество.

Для оценки тенденции уже достаточно вычислить второе слагаемое в уравнении (20) при $v = 2/3$ и постоянной температуре 2500 К (средняя температура интервала), чтобы увидеть степень влияния при различных вероятных активностях. Величина термодинамического вклада растворимости вольфрама в металле наплавочной ванны в энергию Гиббса реакций показана ниже:

$\alpha_{[W]}$	0,001	0,01	0,1
$\pm 2500 \cdot (2/3) R \ln \alpha_{[W]}, \text{ кДж}$	95,7	63,8	31,9

Оценка тенденции показывает, что растворение вольфрама увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций, идущих с его образованием: величина $\Delta_r G$ становится более отрицательной, чем $\Delta_r G^\circ$. И, наоборот, еще больше понизит вероятность протекания реакций (4), (5), (15), (16). В большей степени изменение $\Delta_r G$ по сравнению с $\Delta_r G^\circ$ ($\approx \pm 96 \text{ кДж}$) происходит при минимальных значениях активности вольфрама.

Вместе с тем, анализ графиков (см. рисунок) показывает, что учет растворения вольфрама в расплаве не оказывает существенного влияния на их относительное расположение. Каждая из реакций останется в своем секторе, о которых сказано выше. Лишь реакция (2) приблизится к границе сектора наиболее вероятных реакций.

Таким образом, можно сделать вывод, что температура расплава и дуги при наплавке, наряду с составом порошковой проволоки, являются факторами, способными повлиять на состав, а, следовательно, и на служебные свойства наплавленного слоя. В рассматриваемой системе при высоких ($> 2500 \text{ К}$) температурах расплава вероятно образование вольфрама (реакции (1), (1а), (17), (17а)), силицидов вольфрама (реакции (18), (19)), карбидов вольфрама (реакции (10), (11)). Протекание реакций существенно изменяет состав газовой фазы, но не шлаковую фазу в наплавочной ванне. При температурах менее 1500 К наиболее вероятно образование силицидов вольфрама (реакции (13), (14)) и вольфрама (реакция (12)) за счет восстановления оксида вольфрама WO_3 кремнием. При этом шлаковая фаза становится более кислой за счет образующегося оксида кремния SiO_2 . Отметим, однако, что эта область температуры находится ниже температуры плавления оксида вольфрама WO_3 (1745 К). В интервале темпе-

ратур 1500 – 2500 К (заштрихованная зона на рисунке) протекает целый ряд конкурирующих реакций, приводящих к образованию в металлическом расплаве как вольфрама, так и его силицидов и карбидов.

Выводы. Проведенный термодинамический анализ 21 реакции в стандартных состояниях (а для некоторых реакций и в условиях, отличных от стандартных) показывает, что присутствие в порошковой проволоке, используемой для наплавки, наряду с оксидом вольфрама WO_3 восстановителей углерода и кремния обязательно приведет к образованию силицидов и карбидов вольфрама, а возможно, и самого вольфрама. Карбиды могут не образоваться только при низких (менее 1500 К) температурах. При проведении процесса наплавки при низких температурах вероятно увеличение кислотности шлаковой фазы наплавочной ванны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Klimpel A., Lisiecki A., Janicki D. The study of properties of Ni–WC wires surfaced deposits // J. Mater Process Technol. 2005. No. 164 – 165. P. 299 – 302.
2. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell etc. Welding processes for wear resistant overlays // J. of Manufacturing Processes. 2014. Vol. 16. No. 1. P. 4 – 25.
3. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing // Mater Sci Eng: A. 2010. Vol. 527. No. 24 – 25. P. 6734 – 6740.
4. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T. etc. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing // Surf Coat Technol. 2010. Vol. 204. No. 15. P. 2459 – 2464.
5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide // Surf Coat Technol. 2008. Vol. 202. No. 24. P. 6016 – 6022.
6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion // Weld Int. 2009. Vol. 23. P. 706 – 716.
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits // J. Mater Process Technol. 2005. No. 164 – 165. P. 1056 – 1061.
8. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hard-facing alloys under abrasion and impact // Wear. 2008. No. 265. P. 772 – 779.
9. Chang C.-M., Chen Y.-C., Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy // Tribol Int. 2010. Vol. 43. No. 5 – 6. P. 929 – 934.
10. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying // Surf Coat Technol. 2009. No. 203. P. 3638 – 3646.
11. Buchanan V.E., Shipway P.H., Mc Cartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry // Wear. 2007. No. 263. P. 99 – 110.
12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys // Weld J. 2010. No. 89. P. 133 – 139.
13. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys // J. Alloys Compd. 2010. Vol. 505. No. 2. P. 598 – 603.
14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. – In book: Weld overlay for wear protection. – Edmonton: Canadian Welding Association, 2013.
15. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A. etc. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF

- // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. No. 1. P. 012033 1-9.
16. Kozyrev N A, Galevsky G V, Kryukov R E etc. New materials for welding and surfacing // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. No. 1. P. 012031 1-8.
 17. Kozyrev N.A., Galevskiy G.V., Titov D.A. etc. On quality of a weld bead using power wire 35V9H3SF (All-Russia Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions. 26–28 November 2015, Yurga, Russia) // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 125. P. 192 – 199.
 18. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
 19. Пацекин В.П., Рахимов К.З. Производство порошковой проволоки. – М.: Металлургия, 1979. – 80 с.
 20. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Металлургия, 1974. – 768 с.
 21. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справочник. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. С. 22.
 22. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0. Data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (дата доступа 19 апреля 2017 г.).
 23. Barin I., Knacke O., Kubaschewski O. Thermochemical Properties of Inorganic Substances – Supplement. – Berlin-Heidelberg-New York; Verlag Stahleisen, Düsseldorf: Springer-Verlag, 1977. – 861 p.
 24. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б.С. Равновесные превращения металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1975. – 416 с.
 25. Термические константы веществ: Справочник. Вып. 7 / Под ред. В.П. Глушко, В.А. Медведева и др. – М.: Наука, 1978. – 343 с.
 26. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. 2nd ed. – McGraw Hill, New York, 1958. – 1287 p.
 27. Massalski T.B. Binary alloy phase diagrams // American Society for Metals. Metals Park. Vol. 1, 2. – Ohio, 1986 – 1987. – 2224 p.
 28. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3-х т. Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
 29. Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф. и др. Термодинамика реакций восстановления WO_3 углеродом // Вестник СибГИУ. 2016. № 2 (16). С. 15 – 18.

Поступила 19 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 3, pp. 211–216.

THERMODYNAMIC ASSESSMENT OF WO_3 REDUCTION BY CARBON AND SILICON

Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, L.P. Bashchenko

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Technology of arc surfacing with flux-cored wire, in which tungsten oxide WO_3 and substances containing reducing agents: carbon and silicon are used as fillers, is of interest for implementation in terms of resource saving. Thermodynamic estimation of probability of 21 reactions proceeding under standard conditions was carried out with the use of tabular thermodynamic data for reagents in temperature range of 1500–3500 K. This interval includes temperatures at the arc periphery and in the upper layers of surfacing bath. Among the reactions are direct reduction of tungsten oxide WO_3 by carbon and silicon; indirect reduction of tungsten oxide WO_3 by carbon; reaction of tungsten combination with carbon and silicon with formation of tungsten carbides and silicides. W, WC, W_2C , WSi_2 , W_5Si_3 , CO, CO_2 , SiO, SiO_2 were regarded as possible reaction products. Oxidation reduction reactions were recorded for 1 mole of O_2 , and reactions of tungsten combination with carbon and silicon – for 2/3 moles of W. Probability of reactions proceeding was estimated based on the standard Gibbs energy of reactions. As a standard for reagent substances in the range of 1500 – 3500 K, the following states were selected: W(s), WO_3 (s, l) with phase transition at 1745 K, WC(s), W_2C (s), C(s), CO(g), CO_2 (g), WSi_2 (s, l) with phase transition at 2433 K, W_5Si_3 (s, l) with phase transition at 2623 K, Si(s, l) with phase transition at 1690 K, SiO(g), SiO_2 (s, l) with phase transition at 1996 K. To estimate the degree of influence of reactions of possible evaporation in WO_3 tungsten oxide arc ($T_{boil} = 1943$ K) on thermodynamic properties, thermodynamic characteristics of two reactions were calculated in which WO_3 (g) was chosen as a standard state in the same temperature interval. Thermodynamic analysis of WO_3 reduction shows that temperature of melt along with composition of flux-cored wire can affect composition and service properties of deposited layer. In the system under consideration, formation of tungsten, tungsten silicides and carbides is likely at high temperatures of melt (more than 2500 K). The flow of reactions significantly changes composition of gas phase, but not slag phase in surfacing bath. At temperatures below 1500 K, formation of tungsten and tungsten silicides is most likely due to reduction of WO_3 by silicon, with the slag phase becoming more acidic due to SiO_2 silicon

oxide formation. However, this temperature range is below the melting point of WO_3 tungsten oxide (1745 K). In the temperature range of 1500 – 2500 K, a number of competing reduction reactions occur, as a result of which both tungsten and its silicides and carbides are being formed in metallic melt. Reactions of tungsten combination with silicon and carbon with formation of silicides and carbides are less likely than reduction reactions. Evaporation of tungsten oxide WO_3 in the arc increases thermodynamic probability of reduction reactions occurrence, but more likely at low temperatures.

Keywords: thermodynamic analysis, Gibbs reaction energy, flux-cored wire, tungsten oxide, arc surfacing, surfacing bath, tungsten, reduction, tungsten silicides, tungsten carbides.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-211-216

REFERENCES

1. Klimpel A., Lisiecki A., Janicki D. The study of properties of Ni–WC wires surfaced deposits. *J. Mater Process Technol.* 2005, no. 164-165, pp. 299–302.
2. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood. Welding processes for wear resistant overlays. *J. of Manufacturing Processes.* 2014, vol. 16, no. 1, pp. 4–25.
3. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing. *Mater Sci Eng: A.* 2010, vol. 527, no. 24-25, pp. 6734–6740.
4. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T., Abe G., Nagaoka T., Fukusumi M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing. *Surf Coat Technol.* 2010, vol. 204, no. 15, pp. 2459–2464.
5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. *Surf Coat Technol.* 2008, vol. 202, no. 24, pp. 6016–6022.
6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion. *Weld Int.* 2009, vol. 23, pp. 706–716.
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *J. Mater Process Technol.* 2005, no. 164-165, pp. 1056–1061.

8. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hard-facing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008, no. 265, pp. 772–779.
9. Chang C.-M., Chen Y.-C., Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. *Tribol Int*. 2010, vol. 43, no. 5–6, pp. 929–934.
10. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surf Coat Technol*. 2009, no. 203, pp. 3638–3646.
11. Buchanan V.E., Shipway P.H., Mc Cartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007, no. 263, pp. 99–110.
12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Weld J*. 2010, no. 89, pp. 133–139.
13. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *J. Alloys Compd*. 2010, vol. 505, no. 2, pp. 598–603.
14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. In: *Weld overlay for wear protection*. Edmonton: Canadian Welding Association, 2013.
15. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovsky I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, no. 1, pp. 012033 1–9.
16. Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Kryukov R.E., Titov D.A., Shurupov V.M. New materials for welding and surfacing. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, no. 1, pp. 012031 1–8.
17. Kozyrev N.A., Galevskiy G.V., Titov D.A., Kolmogorov D.E., Gusarov D.E. On quality of a weld bead using power wire 35V9H3SF (All-Russian Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions 26–28 November 2015, Yurga, Russia). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 125, pp. 192–199.
18. Samsonov G.V., Vinnitskii I.M. *Tugoplavkie soedineniya* [Refractory compounds]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 560 p. (In Russ.).
19. Patsekin V.P., Rakhimov K.Z. *Proizvodstvo poroshkovoi provoloki* [Production of cored wire]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 80 p. (In Russ.).
20. *Tekhnologiya elektricheskoi svarki metallov i splavov plavleniem* [Technology of electrical welding of metals and alloys by melting]. Paton B.E. ed. Moscow: Metallurgiya, 1974, 768 p. (In Russ.).
21. *Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv. Spravochnik. T. 1. Kn. 1* [Thermodynamic properties of individual substances. Reference book. Vol. 1. Book 1]. Glushko V.P., Gurvich L.V. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978, p. 22. (In Russ.).
22. *NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0*. Data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Downey, Jr., D.J. Frurip, R.A. McDonald, and A.N. Syvernd. Available at URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (Accessed: 19 April, 2017).
23. Barin I., Knacke O., Kubaschewski O. *Thermochemical Properties of Inorganic Substances – Supplement*. Berlin-Heidelberg-New York: Verlag Stahleisen, Düsseldorf: Springer-Verlag, 1977, 861 p.
24. Ruzinov L.P., Gulyanitskii B. S. *Ravnovesnye prevrashcheniya metallurgicheskikh reaktsii* [Equilibrium transformations of metallurgical reactions]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 416 p. (In Russ.).
25. *Termicheskie konstanty veshchestv. Spravochnik. Vyp. 7* [Thermal constants of substances. Reference book. Vol. 7]. Glushko V.P., Medvedev V.A. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978, 343 p. (In Russ.).
26. Hansen M., Anderko K. *Constitution of binary alloys*. 2nd ed. New York: McGraw Hill, 1958, 1287 p.
27. Massalski T.B. *Binary Alloy Phase Diagrams*. American Society for Metals, Metals Park. Vol. 1, 2. Ohio, 1986–1987, 2224 p.
28. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskh sistem. Spravochnik: v 3 t. T. 1* [State diagrams of double metal systems. Reference book: in 3 vol. Vol. 1]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996, 992 p. (In Russ.).
29. Kozyrev N.A., Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Shurupov V.M., Kozyreva O.E. Thermodynamics of reactions of WO₃ reduction by carbon. *Vestnik SibGIU*. 2016, no. 2 (16), pp. 15–18. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.V. Bendre, Cand. Sci. (Chem.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (bendre@list.ru)
V.F. Goryushkin, Dr. Sci. (Chem.), Professor the Chair of Science named after V.M. Finkel (koax@sibsiu.ru)
R.E. Kryukov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (rek_nzrmk@mail.ru)
N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
L.P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair “Thermal Power and Ecology” (luda.baschenko@gmail.com)

Received April 19, 2017

УДК 669.184.14

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ВАННЕ КИСЛОРОДНОГО КОНВЕРТЕРА

Хисамутдинов Н.Е., д.т.н., профессор (nehis@yandex.ru)

Явойская О.В.¹, к.х.н., доцент кафедры технологии металлов
и ремонта машин (metal-olga@mail.ru)

Явойский А.В.², д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных
технологий и защиты металлов

Хисамутдинов С.Н.³, к.т.н.

¹ Уральский государственный аграрный университет
(620075, Россия, Екатеринбург, ул. Карла Либкнехта, 42)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

³ ООО «Сити Рапид»
(117335, Россия, Москва, ул. Архитектора Власова, 6)

Аннотация. Технология кислородно-конвертерного производства стали определяется процессами, протекающими в реакционной зоне конвертера, состоящей из «первичной» и «вторичной» зон. «Первичная» зона – это кратер, образовавшийся в результате соударения сверхзвуковой газовой струи с поверхностью расплавленного металла, заполненный каплями металла диаметром 0,1 – 2 мм. Окружающая ее «вторичная» зона состоит из расплава с огромным количеством газовых пузырьков диаметром 0,2 – 4 мм. Суммарная площадь поверхности капель и пузырьков на четыре порядка больше поверхности спокойного расплава, что говорит о важной роли, которую играют при производстве стали процессы, протекающие на межфазных границах. Структура реакционной зоны и распределение в ней температуры изучались методом «горячего» моделирования, когда расплавленный чугун продувался кислородом в прозрачном кварцевом тигле, через стенку которого проводилась фото- и киносъемка. Помимо распределения температуры, отснятые материалы позволили также изучить гидродинамику ванны непосредственно в зоне продувки. Самым неожиданным результатом «горячего» моделирования оказалось движение пузырьков во «вторичной» зоне. Они двигались по нормальям к поверхности кратера, т.е. почти горизонтально, вместо того, чтобы всплывать вертикально, как это было при «холодном» моделировании на воде. Это явление обусловлено неоднородностью поверхностного натяжения расплава, вследствие чего пузыри перемещались в направлении более высоких температур. В жидкости с градиентом температуры поверхностное натяжение перед и за пузырьком различны. Силы, сжимающие пузырек позади него больше, чем спереди, что «выталкивает» его в сторону уменьшения поверхностного натяжения. Неоднородность поверхностного натяжения обусловлена градиентом температуры (до 1200 °С в пределах «вторичной» зоны) и изменением концентрации компонентов расплава, в особенности кислорода. Поверхностное натяжение железоуглеродистых расплавов с увеличением температуры изменяется неоднозначно. С повышением температуры до 1550 °С поверхностное натяжение растет, но при достижении 1550 – 1600 °С происходит перегиб, после чего оно начинает уменьшаться. Чем ниже содержание углерода в расплаве, тем выше точка перегиба. Движение газовых пузырей и инородных фаз в сторону уменьшения поверхностного натяжения начинается от изотермы 1550 °С, которая, таким образом, является внешней границей «вторичной» зоны, отделяющей ее от остальной ванны. Внутри нее результирующий вектор поверхностных сил толкает газовые пузырьки и частицы шлака вместе с массой расплавленного металла двигаться с ускорением горизонтально в сторону кратера. Это явление определяет всю гидродинамику сталеплавильной ванны и связанное с ней перераспределение кислорода по различным частям ванны и, следовательно, процесс рафинирования в целом.

Ключевые слова: «первичная» реакционная зона, «вторичная» реакционная зона, «горячее» моделирование, градиент температуры, поверхностное натяжение, расплавленный металл, газовые пузырьки, капли металла, гидродинамика ванны.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-217-222

Технология кислородно-конвертерного производства стали в значительной степени определяется процессами, протекающими в реакционной зоне конвертера, состоящей из «первичной» и «вторичной» зон [1, 2]. «Первичная» зона представляет собой кратер, образовавшийся в результате соударения сверхзвуковой кислородной струи с расплавленным металлом, заполненный каплями расплава диаметром 0,1 – 2,0 мм. Окружающая кратер «вторичная» зона состоит из огромного количества газовых пузырьков диаметром до 4 мм. Образованию пузырьков в расплаве способству-

ет интенсивное акустическое воздействие со стороны сверхзвукового дутья, вызывающее возникновение кавитационных полостей, которые заполняются газообразными продуктами реакции окисления углерода. Суммарная площадь поверхности капель и пузырьков на четыре порядка больше площади спокойного расплава. Это говорит о той роли, которую играют процессы, протекающие на межфазных границах, в конвертерном производстве стали.

Структура реакционной зоны и распределение в ней температуры изучались методом «горячего» моделиро-

вания [3]. Как показали лабораторные эксперименты на «горячих» моделях, реакционная зона имеет значительный перегрев по сравнению с объемом конвертерной ванны. Наибольшая яркость свечения наблюдается в «первичной» реакционной зоне. Выделение тепла происходит за счет реакций окисления примесей и, предполагая, что все полученное тепло идет на нагрев продуктов реакции, температура в подфурменной зоне достигла бы:

– при окислении углерода до двуокиси – около 3000 °С;

– при окислении железа – 4200 – 4400 °С.

Реальная температура этой зоны существенно ниже и составляет 2500 – 2700 °С. Это происходит из-за высокой скорости теплообмена между продуктами реакций с окружающими массами металла и шлака, а также расхода тепла на процессы испарения железа и диссоциации оксидов железа внутри наиболее высокотемпературной части «первичной» реакционной зоны. Предельная температура «первичной» зоны определяется условиями кипения железа и составляет 2735 °С. Эксперименты показали, что яркость свечения различных участков реакционной зоны и части конвертерной ванны, примыкающей к ней, не одинакова. Поэтому немаловажно было определить не столько температуру реакционной зоны, сколько характер распределения яркости свечения в подфурменной зоне [4, 5]. На рис. 1 показаны изотермы зоны продувки – штриховые линии. Сплошная линия соответствует границе, разделяющей «первичную» зону от «вторичной». Линия, соответствующая температуре 1550 °С, является внешней границей «вторичной» зоны, отделяющей ее от остальной конвертерной ванны.

На рис. 1 определено положение изотермы 2500 °С, но внутри этой изотермы рост температуры продолжается и может достигать максимальной величины 2735 °С.

Существует ошибочное мнение, сложившееся из-за публикаций, в которых применялось «холодное» моделирование на воде [6, 7], что металл и пузыри во «вторичной» реакционной зоне перемещаются вверх, увлекаемые обратным газовым потоком и пузырьками, всплывающими под действием архимедовых сил. В этом случае расплав верхней части «вторичной» зоны должен был продолжать нагреваться за счет теплового воздействия «первичной» реакционной зоны и тепла экзотермических реакций, протекающих внутри него. Однако расплав верхней части зоны нагрет до меньшей температуры, чем нижней. Это может происходить только в том случае, если металл во «вторичной» зоне перемещается не вверх, а в направлении, перпендикулярном поверхности кратера. В этом же направлении, как показал эксперимент, перемещаются пузырьки окиси углерода, которые сильно вспенивают металл. Кислородная струя и обратный газовый поток активно срывают этот металл с поверхности кратера, превращая его в капли, чему особенно способствует нестационарный характер их взаимодействия. Освободившееся место непрерывным потоком занимают новые порции расплава, находящиеся

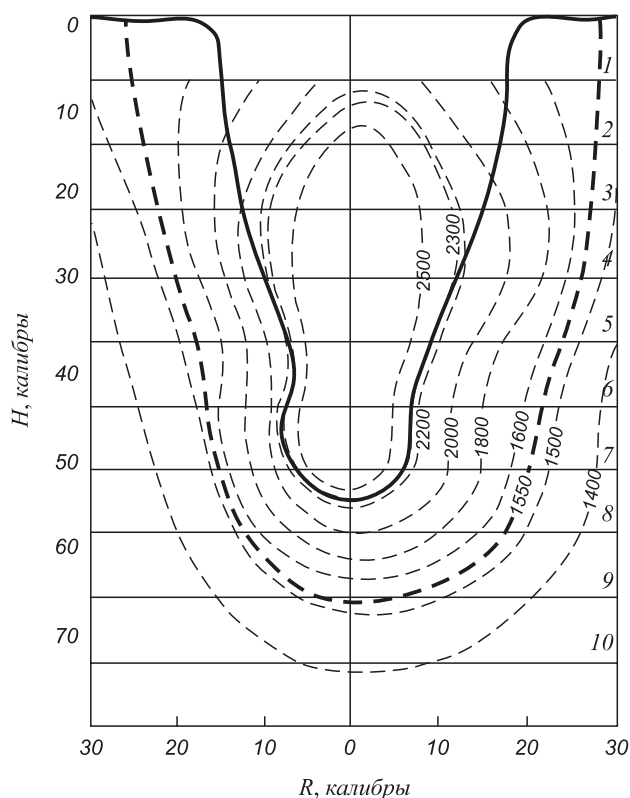


Рис. 1. Изотермы зоны продувки: цифры 1 – 10 у горизонтальных линий обозначают сечения, в которых проводилось фотометрирование; H – глубина в калибрах; R – радиус тигля в калибрах; — — — условная граница, отделяющая «первичную» реакционную зону от «вторичной»; - - - - - условная граница, отделяющая «вторичную» реакционную зону от основной массы металла; - - - - - изотермы

Fig. 1. Blowing zone isotherms
Horizontal lines: numbers 1 – 10 indicate cross-sections after photometric measurement; H – depth in calibers; R – crucible radius in calibers; — — — conditional border between primary and secondary zones; - - - - - conditional border separating secondary zone from the main metal mass; - - - - - isotherms

вблизи «вторичной» реакционной зоны, формируя циркуляционные потоки, практически совпадающие с направлением движения пузырей. Часть капель расплава, выносимых из кратера, попадают в струю окислительного дутья, насыщаются кислородом и, разгоняясь, внедряются во «вторичную» зону, поставляя в нее кислород.

При высоком содержании углерода в расплаве реакционная зона крайне неустойчива, поэтому на кинофрагментах границы, разделяющие «первичную» и «вторичную» реакционные зоны от основной массы металла, несколько размыты. Однако при содержании углерода ниже 0,2 % кратер становится более стабильным, хорошо видны границы зон, отчетливо наблюдается зарождение и дрейф газовых пузырей внутри «вторичной» реакционной зоны. Они двигаются, вопреки сложившимся представлениям, не вверх, а в направлении, перпендикулярном поверхности кратера. Такое движение пузырьков в расплаве объясняется градиентом сил поверхностного натяжения, возникающего за

счет температурного градиента, а также градиента концентраций примесей расплава.

Эксперименты показали, что пузыри в такой жидкости перемещаются в направлении более высоких температур [8]. Природа такого движения заключена в том, что по мере роста температуры жидкости, силы ее поверхностного натяжения уменьшаются. При попадании газового пузыря в жидкость с градиентом температуры поверхностное натяжение до и после пузырька будет различным. Силы, сжимающие пузырек, позади него будут больше, чем спереди и атомы жидкости начнут обтекать пузырек, заставляя его двигаться в сторону уменьшения поверхностного натяжения. Взаимосвязь между поверхностным натяжением до пузырька σ_1 и после σ_2 очевидно будет равна [9,10]:

$$\sigma_2 = \sigma_1 + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) \left(\frac{\partial t}{\partial x} \right) 2r, \text{ Н/м}, \quad (1)$$

где: $\frac{\partial \sigma}{\partial t}$ – температурный коэффициент поверхностного натяжения, Н/(м·град); $\frac{\partial t}{\partial x}$ – градиент температуры, град/м; r – радиус пузыря, м.

Скорость движения инородных фаз определяется из следующего выражения [9]:

$$U = \frac{2r_0}{300(2\mu_1 + 3\mu_2)} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) \left(\frac{\partial t}{\partial x} \right), \text{ м/с}, \quad (2)$$

где: U – скорость перемещения газового пузыря (капли) в жидкости, м/с; μ_1 – динамическая вязкость жидкости, Н·с/м²; μ_2 – динамическая вязкость среды внутри пузыря или капли, Н·с/м².

С увеличением температуры поверхностное натяжение жидкости уменьшается, а температурный коэффициент натяжения жидкости отрицателен $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial t} < 0 \right)$, поэтому движение пузырька будет направлено в сторону увеличения температуры. Для газового пузырька, находящегося в жидкости, $\mu_1 > \mu_2$, тогда формулу (2) можно записать в упрощенном виде:

$$U = \frac{r}{300\mu_1} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) \left(\frac{\partial t}{\partial x} \right), \text{ м/с}. \quad (3)$$

В связи с тем, что температура металла на поверхности кратера составляет 2300 °С, а остальной ванны – 1400 °С, скорость движения пузырей за счет градиента температуры может существенно влиять на траекторию их движения внутри «вторичной» реакционной зоны. Выявленное в ходе экспериментов на «горячей» модели направление движения говорит о значительно меньшей величине вертикальной составляющей скорости по сравнению с составляющей, вызываемой градиентом температуры.

Закономерность распределения температуры во «вторичной» реакционной зоне описывается следующим математическим выражением:

$$t = 1400 + 2,5 \frac{x^2}{d_{\text{кр}}^2}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (4)$$

где: x – расстояние от изотермы 1400 °С до пузыря во «вторичной» реакционной зоне, м, тогда градиент температуры будет равен

$$\frac{\partial t}{\partial x} = \frac{5}{d_{\text{кр}}^2} x, \text{ град/м}. \quad (5)$$

Подставив это значение в формулу (3), получим

$$U = \frac{r_0}{300\mu_1} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) \left(\frac{5X}{d_{\text{кр}}^2} \right), \text{ м/с}, \quad (6)$$

где: X – расстояние в калибрах (безразмерная величина).

Однако для железоуглеродистых расплавов поверхностное натяжение с увеличением температуры изменяется неоднозначно. Представляет интерес изучение характера изменения поверхностного натяжения железоуглеродистых сплавов при различной степени нагрева (рис. 2.) [11 – 14].

Таким образом, с повышением температуры до 1550 °С поверхностное натяжение растет, что говорит об ослаблении поверхностной активности углерода. Однако при достижении 1550 – 1600 °С происходит перегиб (значение Δ максимально), после которого поверхностное натяжение начинает уменьшаться, как

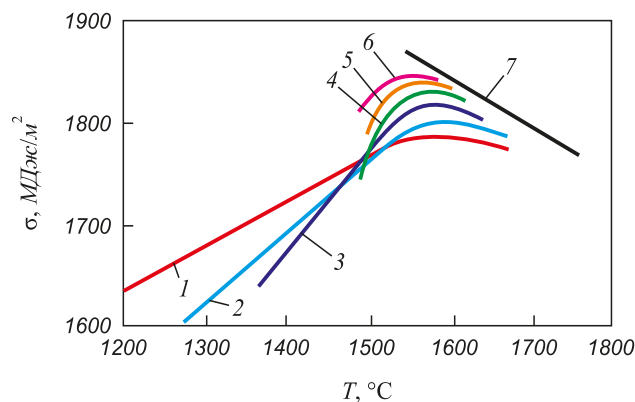


Рис. 2. Зависимость поверхностного натяжения железоуглеродистых расплавов от температуры при следующем химическом составе расплавов, %:

1 – 4,15 [C], 0,0005 [O]; 2 – 3,15 [C], 0,0007 [O]; 3 – 2,25 [C], 0,0006 [O]; 4 – 1,24 [C], 0,0007 [O]; 5 – 0,72 [C], 0,0004 [O]; 6 – 0,50 [C], 0,0007 [O]; 7 – <0,002 [C], 0,001 [O]

Fig. 2. Temperature dependence of iron-carbon melts surface tension.

Melts chemical composition:

1 – 4.15[C], 0.0005[O]; 2 – 3.15[C], 0.0007[O]; 3 – 2.25[C], 0.0006[O]; 4 – 1.24[C], 0.0007[O]; 5 – 0.72[C], 0.0004[O]; 6 – 0.50[C], 0.0007[O]; 7 – 0.002[C], 0.001[O]

у чистого железа (см. рис. 2, кривая 7). При этом, чем меньше содержание углерода в расплаве, тем выше точка перегиба. Это является подтверждением тезиса о заметном влиянии его на поверхностное натяжение. Характер изменения поверхностной активности компонентов сталеплавильной ванны хорошо изучен для температур не более 1700 – 1750 °С, а при температурах реакционной зоны изучен мало и требует дополнительных исследований, хотя тенденции изменения поверхностного натяжения и для высоких значений температуры, несомненно, сохраняются. Для реальных железоуглеродистых расплавов характер изменения поверхностного натяжения с увеличением температуры аналогичен [15 – 17]. Температурный коэффициент поверхностного натяжения, характеризующий наклон касательной к кривым изменения поверхностного натяжения, до 1550 °С положителен ($\frac{\partial \sigma}{\partial t} > 0$), а после отрицателен ($\frac{\partial \sigma}{\partial t} < 0$) и приближается к значению, равному для чистого железа $\frac{\partial \sigma}{\partial t} = -0,43$ Н/(м·град). Поэтому движение инородных фаз начинается от изотермы 1550 °С в сторону уменьшения поверхностного натяжения, и она, несомненно, является внешней границей «вторичной» реакционной зоны, отделяющей ее от остальной ванны. Внутри «вторичной» реакционной

зоны находится большое количество пузырьков и кавитационных полостей, и жидкость будет стремиться вытеснить их в сторону увеличения температуры.

На рис. 3 представлен график изменения скорости движения газовых пузырьков радиусом 0,1 – 2,0 мм в зависимости от места их положения внутри «вторичной» реакционной зоны как для горячей модели, так и для 160-т конвертера Нижнетагильского металлургического комбината (НТМК). За начало отсчета положения пузырька принята изотерма 1400 °С, положению 7 калибров соответствует начало вторичной зоны (изотерма 1550 °С), на расстоянии 19 калибров от точки отсчета находится поверхность кратера (изотерма 2300 °С). Из графика видно, что наибольшей скоростью пузыри обладают в момент выхода на поверхность кратера. Промышленные эксперименты с использованием пульсирующего дутья, проведенные на конвертере НТМК, выявили наличие во «вторичной зоне» газовых пузырьков радиусом от 1,5 до 4,5 мм с частотой собственных колебаний 525 – 600 Гц. Скорость всплывания пузырей (вертикальная составляющая) в металле, по данным многочисленных авторов, практически не зависит от объема пузырька и может быть определена по уравнению Франк-Каменецкого [18,19]

$$\omega = 4 \sqrt{\frac{4g^2 \sigma_m}{a^2(\rho_{\text{ж}} - \rho_{\text{г}})}}, \text{ м/с}, \quad (7)$$

где a – коэффициент сопротивления среды ($a \approx 1,3$).

Величина скорости всплывания пузырька, рассчитанная по этой формуле, для стали равна 0,26 м/с. Она меньше скорости, вызываемой изменением поверхностного натяжения в расплаве «вторичной зоны», и поэтому не может заметно влиять на траекторию движения пузырьков радиусом 1 мм вблизи поверхности кратера. На рис. 4 произведено сложение вертикальной и горизонтальной составляющих скорости пузырьков диаметром 0,1 и 1 мм.

Результирующий вектор для пузырька диаметром 0,1 мм направлен под углом 16°, а диаметром 1 мм – под углом 1,6°, что приводит к их слиянию в результате перекрещивающихся траекторий движения.

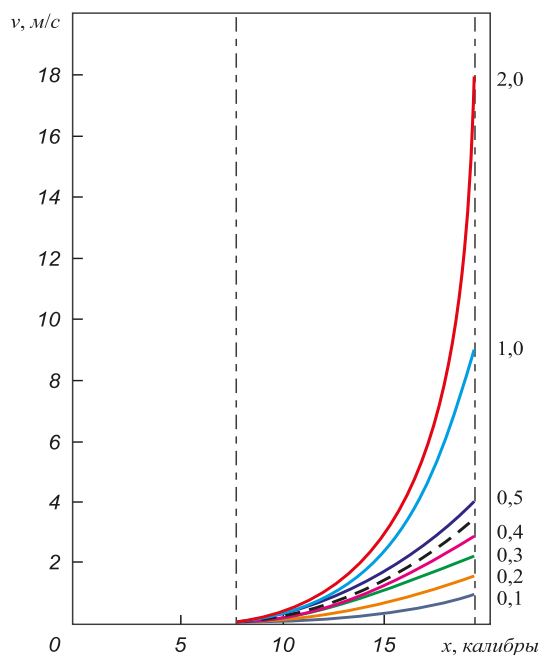


Рис. 3. Скорость перемещения пузырьков во вторичной зоне: цифры у кривых – радиус пузырьков (мм); начало отсчета (0) – изотерма 1400 °С; --- – границы вторичной зоны (изотермы 1550 и 2300 °С)

Fig. 3. Bubbles movement velocity in secondary reaction zone: curves numerals mean the bubble radius (mm); isotherm 1400 °С is the beginning of indication; --- – secondary zone borders (isotherms 1500 and 2300 °С, respectively)

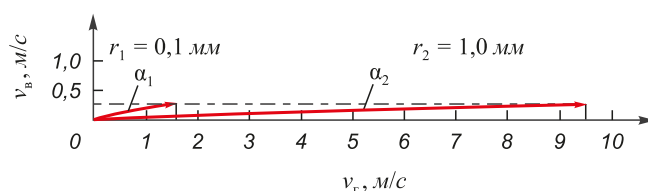


Рис. 4. Сложение вертикального и горизонтального векторов составляющих скорости пузырьков радиусом 0,1 и 1 мм: $\sin \alpha_1 = 0,26/0,95 = 0,27$; $\alpha_1 = 16^\circ$; $\sin \alpha_2 = 0,26/9,5 = 0,027$; $\alpha_2 = 1,6^\circ$

Fig. 4. Addition of vertical and horizontal vectors' velocities components of bubbles of 0.1 mm and 1 mm in radius: $\sin \alpha_1 = 0.26/0.95 = 0.27$; $\alpha_1 = 16^\circ$; $\sin \alpha_2 = 0.26/9.5 = 0.027$; $\alpha_2 = 1.6^\circ$

Необходимо отметить, что низ «вторичной» зоны существенно перегрет по отношению к ее верхней части. Поэтому вертикальный градиент температуры будет способствовать уменьшению вертикального вектора. На величину горизонтального вектора может повлиять существенное изменение содержания примесей в пределах «вторичной» реакционной зоны.

Изменение поверхностного натяжения в пределах «вторичной» зоны, вызываемое каждой примесью расплава, составит [9, 20, 21]:

$$\sigma_{[C]} \approx +25 \text{ мДж/м}^2;$$

$$\sigma_{[Si]} \approx +15 \text{ мДж/м}^2;$$

$$\sigma_{[Mn]} \approx +30 \text{ мДж/м}^2;$$

$$\sigma_{[O]} \approx -(500 \div 600) \text{ мДж/м}^2;$$

$$\Sigma \Delta \sigma \approx -(430 \div 530) \text{ мДж/м}^2.$$

Из приведенных значений видно, что совокупное влияние на поверхностное натяжение расплава во «вторичной» реакционной зоне таких примесей чугуна, как углерод, кремний и марганец даже в начале продувки значительно меньше, чем влияние кислорода, который способствует увеличению горизонтального вектора.

Таким образом, определен характер распределения температуры в подфурменной зоне кислородного конвертера. Градиент температур и концентраций примесей в расплаве «вторичной» зоны приводит к возникновению капиллярных сил (из-за градиента поверхностного натяжения), которые приводят к быстрой эвакуации инородных фаз (в том числе газовых) в сопутствующем потоке самого расплава из этой зоны в направлении, практически перпендикулярном поверхности кратера и изотермам зоны продувки. Это в корне отличается от известной точки зрения, согласно которой инородные включения всплывают вверх внутри «вторичной» зоны под действием архимедовых сил в сопутствующем потоке расплава. Эксперименты на установке «горячего» моделирования показали ошибочность таких воззрений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Явойский В.И., Дорофеев Г.А., Повх И.Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. – М.: Металлургия, 1974. – 496 с.

2. Баптизмандский В.И., Охотский В.Б. Физико-химические основы кислородно-конвертерного процесса. – Киев-Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1981. – 184 с.
3. Хисамутдинов Н.Е., Явойский А.В., Гребенюк Н.А. Термокапиллярные явления при продувке металлических расплавов // Изв. АН СССР. Расплавы. 1989. Т. 3. № 2. С. 3 – 8.
4. Явойская О.В., Явойский А.В., Хисамутдинов Н.Е., Хисамутдинов С.Н. Температура реакционной зоны кислородного конвертера // Тр. XI Российской конф. «Строение и свойства металлических расплавов». – Екатеринбург – Челябинск: ЮрГУ, 2004. Т. 2. С. 248 – 250.
5. Явойский В.И., Явойский А.В. Научные основы современных процессов производства стали. – М.: Металлургия, 1987. – 184 с.
6. Баптизмандский В.И. Механизм и кинетика процессов в конвертерной ванне. – М.: Металлургиздат, 1960. – 283 с.
7. Суринов В.А., Назаров Н.Н. Массо- и теплообмен, гидродинамика металлической ванны. – М.: Металлургия, 1993. – 352 с.
8. Явойская О.В., Хисамутдинов Н.Е., Явойский А.В., Хисамутдинов С.Н. Термокапиллярные явления в кислородно-конвертерном процессе // Тр. XIII Российской конф.: «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. 2. «Экспериментальное изучение жидких и аморфных металлических систем». – Екатеринбург: УрОРАН, 2011. С. 186 – 189.
9. Адамсон А. Физическая химия поверхностей / Пер. с англ. – М.: Мир, 1979. – 568 с.
10. Джейкок М., Парфит Дж. Химия поверхностей раздела фаз / Пер. с англ. – М.: Мир, 1984. – 269 с.
11. Попель С.И. Поверхностные явления в процессах производства стали. В сб.: «Физико-химические основы процессов производства стали». – М.: Наука, 1979. С. 71 – 79.
12. Попель С.И. Поверхностные явления в расплавах. – М.: Металлургия, 1994. – 440 с.
13. Еланский Г.Н., Кудрин В.А. Строение и свойства жидкого металла – технология плавки – качество стали. – М.: Металлургия, 1984. – 239 с.
14. Нижненко В.И., Флока Л.И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно- и двухкомпонентные системы): Справочник. – М.: Металлургия, 1981. – 208 с.
15. Марч Н.Г. Жидкие металлы / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 128 с.
16. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Свойства металлических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
17. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.
18. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. 2-е изд. – М.: Наука, 1967. – 492 с.
19. Взаимодействие расплавленного металла с газом и шлаком / С.И. Попель, Ю.П. Никитин, Л.А. Бармин и др. – Свердловск: Изд-во УПИ им. С.М. Кирова, 1975. – 184 с.
20. Вилсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 247 с.
21. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.

Поступила 13 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 217–222.

SURFACE PHENOMENA PECULIARITIES IN THE BOF STEELMAKING BATH

N.E. Khisamutdinov, O.V. Yavoiskaya¹, A.V. Yavoiskii²,
S.N. Khisamutdinov³

¹ Urals State Agrarian University, Ekaterinburg, Russia

² National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

³ LLC “Siti Rapid”, Moscow, Russia

Abstract. BOF steelmaking technology is largely determined with processes taking place in the LD-converter reaction zone, which consists of “primary” and “secondary” sub-zones. The “primary” zone is a crater formed as result of supersonic gas stream impact on metal melt sur-

face, fulfilled with metal droplets of 0.1 – 2 mm in diameter. Surrounding in the “secondary” zone consists of the large amount of gas bubbles of 0.2 – 4 mm in diameter. The total surface area of droplets and bubbles is by four orders of magnitude larger as compared with the stable metal surface of magnitude larger as compared with the stable metal surface place. This suggests important role of interface phenomena at steel refining processes. The reaction zone structure and its temperature distribution were studied with “hot” modeling method, where molten cast iron was blown with oxygen in transparent quartz crucible. Each blow was accomplished with photo- and cinema filming through crucible wall. Besides temperature distribution obtained material also allowed study of metal bath hydrodynamics directly in blowing zone. The most unexpected result here was the motion trajectory of bubbles in the “secondary” zone. They moved normally to the crater surface, i.e. almost in a horizontal direction instead of vertical float as it was noticed at “cold” modeling with water. This very important phenomenon is caused by surface tension in homogeneity, due to which the bubbles are moved at higher temperatures direction. Surface tension forces in front of and behind gas bubble in liquid with temperature gradient are different. Because contact forces behind bubble are larger as compared that in front, it is pushed out in direction of surface tension decrease. Surface tension inhomogeneity is generated with temperature (up to 1200 °C) and oxygen concentration gradients in the “secondary” reaction zone. Iron-carbon surface tension changes with temperature rise inconsistently. Surface tension increases with temperature rise up to 1550 °C. At reaching 1550 – 1600 °C there is a bend, which after surface tension begin to decrease. This bend point is as higher as lower carbon concentration in alloy gas bubbles and heterogeneous phase’s motion in surface decrease direction starts from 1550 °C isotherm. So it is outward border of “secondary” reaction zone, which separates it from main metal bath. Inside it resulting surface tension forces push gas bubbles and slag particles into accelerating motion with mass of metal melt in horizontal direction to the crater. This phenomenon determines whole steelmaking bath hydrodynamics with oxygen redistribution between molten metal components and hence the steel refining process in general.

Keywords: “primary” reaction zone, “secondary” reaction zone, temperature gradient, surface tension, metal melt, gas bubbles, metal droplets, bath hydrodynamics.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-217-222

REFERENCES

1. Yavoiskii V.I., Dorofeev G.A., Povkh I.L. *Teoriya produvki staleplavil'noi vannы* [Theory of steelmaking bath blow]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 496 p. (In Russ.).
2. Baptizanskii V.I., Okhotskii V.B. *Fiziko-khimicheskie osnovy kislorodno-konverternogo protsessа* [Physico-chemical foundations of steelmaking process]. Kiev-Donetsk: Vishcha shkola, 1981, 184 p. (In Russ.).
3. Khisamutdinov N.E., Yavoiskii A.V., Grebenyuk N.A. Thermocapillarity phenomena at metal melts blow. *Izv. AN SSSR. Rasplavy*. 1989, vol. 3, no. 2, pp. 3–8. (In Russ.).
4. Yavoiskaya O.V., Yavoiskii A.V., Khisamutdinov N.E., Khisamutdinov S.N. Temperature of BOF reaction zone. In: *Trudy 11 Rossiiskoi konferentsii “Stroenie i svoistva metallicheskih rasplavov”*, t. 2 [Proceedings of 11-th Russian Conf. “Structure and properties of metal melts”]. Vol. 2]. Ekaterinburg – Chelyabinsk: YurGU, 2004, pp. 248–250. (In Russ.).
5. Yavoiskii V.I., Yavoiskii A.V. *Nauchnye osnovy sovremennykh protsessov proizvodstva stali* [Scientific foundation of modern steel-making processes]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 184 p. (In Russ.).
6. Baptizanskii V.I. *Mekhanizm i kinetika protsessov v konverternoi vanne* [Mechanism and kinetics of converter bath processes]. Moscow: Metallurgizdat, 1960, 283 p. (In Russ.).
7. Surin V.A., Nazarov N.N. *Masso- i teploobmen, gidrodinamika metallicheskoй vannы* [Mass- and heat exchange, hydrodynamics of metal bath]. Moscow: Metallurgiya, 1993, 352 p. (In Russ.).
8. Yavoiskaya O.V., Khisamutdinov N.E., Yavoiskii A.V., Khisamutdinov S.N. Thermocapillarity phenomenon at BOF process. In: *Trudy 13 Rossiiskoi konferentsii “Stroenie i svoistva metallicheskih i shlakovykh rasplavov”*. Vol. 2: *Eksperimental'noe izuchenie zhidkikh i amorfnykh metallicheskih sistem* [Proceedings of 13-th Russian Conf. “Structure and properties of metal and slag melts”, Vol. 2 Experimental study of liquid and amorphous metal systems]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2011, pp. 186–189. (In Russ.).
9. Adamson A.W. *Physical Chemistry of Surfaces*. New York: J. Wiley, 1982, 664 p. (Russ.ed.: Adamson A. *Fizicheskaya khimiya poverkhnostei*. Moscow: Mir, 1997, 352 p.).
10. Jaycock M.J., Parfitt G.D. *Chemistry of interfaces*. New York: Ellis Horwood Ltd., 1981, 279 p. (Russ.ed.: Jaycock M.J., Parfitt G.D. *Khimiya poverkhnostei razdela faz*. Moscow: Mir, 1984, 269 p.).
11. Popel' S.I. Surface phenomena at steelmaking processes. In: sb.: *Fiziko-khimicheskie osnovy protsessov proizvodstva stali* [Collected articles: Physical-chemical foundation of steelmaking processes]. Moscow: Nauka, 1979, pp. 71–79. (In Russ.).
12. Popel' S.I. *Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh* [Surface phenomena in melts]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 440 p. (In Russ.).
13. Elanskii G.N., Kudrin V.A. *Stroenie i svoistva zhidkogo metalla – tekhnologiya plavki – kachestvo stali* [Liquid metal structure and properties – melting technology – steel quality]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 239 p. (In Russ.).
14. Nizhenko V.I., Floka L.I. *Poverkhnostnoe natyazhenie zhidkikh metallov i splavov (odno- i dvukhkompontentnye sistemy). Spravochnik* [Surface tension of metals and alloys (mono – and two component systems). Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 208 p. (In Russ.).
15. March N.H. *Liquid metals*. New York: Pergamon, 1968, 133 p. (Russ.ed.: March N.H. *Zhidkie metally*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 128 p.).
16. Ershov G.S., Bychkov Yu.B. *Svoistva metallicheskih rasplavov i ikh vzaimodeistvie v staleplavil'nykh protsessakh* [Metal melts properties and their interaction at steelmaking processes]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 216 p. (In Russ.).
17. Arsent'ev P.P., Koledov L.A. *Metallicheskie rasplavy i ikh svoistva* [Metal melts and their properties]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 376 p. (In Russ.).
18. Frank-Kamenetskii D.A. *Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Nauka, 1967, 492 p. (In Russ.).
19. Popel' S.I., Nikitin Yu.P., Barmin L.A. etc. *Vzaimodeistvie rasplavlennogo metalla s gazom i shlakom* [Metal melt interaction with gas and slag]. Sverdlovsk: UPI, 1975, 184 p. (In Russ.).
20. *The Structure of Liquid Metals and Alloys*. Wilson J.R. ed. London: The Institute of Metals Publ., 1966, 232 p. (Russ.ed.: Wilson J.R. *Struktura zhidkikh metallov i splavov*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 247 p.).
21. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V. etc. *Zhidkaya stal'* [Liquid steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 208 p. (In Russ.).

Information about the authors:

N.E. Khisamutdinov, Dr. Sci. (Eng.), Professor (nehis@yandex.ru)
O.V. Yavoiskaya, Cand. Sci. (Chem.), Assist. Professor of the Chair of Metal Technology and Repair of Machines (metal-olga@mail.ru)
A.V. Yavoiskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection
S.N. Khisamutdinov, Cand. Sci. (Eng.)

Received March 13, 2017

УДК 531.01

ВОЗМОЖНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ОТ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ К НЕОБРАТИМОЙ

*Алюшин Ю.А., д.т.н., профессор кафедры теоретической, прикладной механики
и сопротивления материалов (alyushin@isis.ru)*

Горбатюк С.М., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Инжиниринг технологического оборудования»

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

Аннотация. Физически наблюдаемые механизмы перехода от обратимой деформации к необратимой не имеют адекватной математической модели в механике деформируемого твердого тела. В работе предпринята попытка описать наблюдаемые явления на основе энергетических принципов механики. Рассмотрено две модели, первая из которых предусматривает двухэтапную картину равномерной по объему деформации при линейном растяжении однородного образца с изотропными свойствами. На первом этапе использованы общепринятые уравнения движения в форме Лагранжа, соотношение между продольными и поперечными деформациями определяет коэффициент Пуассона. После достижения критического состояния деформация остается равномерной с уравнениями движения, подобными принятым на первом этапе, но отношение поперечных и продольных деформаций изменяется, способствуя возврату объема частиц к их исходному значению. При этом энергия частиц, определяемая изменением их объема и формы, уменьшается, избыточная часть выделяется в виде тепла в окружающее пространство. Во второй модели материал деформируемого тела предполагается идеальной жесткопластической средой, для которой исходное недеформированное состояние переходит в пластическое при достижении касательными напряжениями критического значения. Положение плоскостей сдвига определено из экстремальных принципов теории пластичности. Наиболее вероятным является скольжение по плоскостям, нормали к которым ориентированы под углом 45° к оси максимального нормального напряжения. Показано, что за счет изменения схемы напряженного состояния после образования первичных полос скольжения возможно последовательное образование нескольких других семейств плоскостей скольжения. При этом сдвиг по второму, а затем третьему и прочим семействам требует меньших энергетических затрат. Однако одновременное существование нескольких плоскостей скольжения невозможно, так как снижение усилий приводит к прекращению скольжения по начальной плоскости. Тепловые источники на плоскостях скольжения приводят к диссипации энергии и снижению усилий. Для дальнейшего развития деформации требуется увеличение усилий до критического значения, соответствующего началу первого этапа. Обе модели согласуются с экспериментально наблюдаемыми механизмами необратимой деформации, в частности при статическом растяжении в условиях плоской деформации разрушение образцов чаще всего происходит под углом около 21° .

Ключевые слова: уравнения движения, кинематически возможные поля скоростей, энергия деформации, диссипация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-223-229

Из всего многообразия фактически наблюдаемых механизмов обратимой и необратимой деформации в качестве основных [1 – 4] обычно рассматривают скольжение и двойникование. Избирательность плоскостей скольжения объясняют наличием линейных микродефектов, называемых дислокациями. Теория дислокаций оказалось весьма плодотворной, в том числе для объяснения изгиба и скручивания плоскостей скольжения.

Однако, из-за несоответствия теоретических и фактически наблюдаемых значений напряжений, требуемых для развития дислокаций, к началу 80-х годов прошлого века перешли от простых дислокационных моделей к более сложным. Сформировалась идея двухуровневого подхода к описанию пластичности с использованием автоволн локализованного пластического течения. В работе [5] обоснован релаксационный характер пластической деформации с перераспределением напряжений и снижением их общего уровня за счет сдвиговых процессов, которые активируют смежные объемы с зарождением новых очагов, определяя в об-

щем ее автокаталитический характер, когда конечный результат возвращает систему в исходное состояние с последующим повторением аналогичных циклов.

Сходные механизмы обнаружены и в монокристаллах [6 – 7], в том числе трансляционное скольжение, когда одни слои атомов кристалла скользят по другим слоям с перемещениями, кратными межатомным расстояниям. Механизмы деформации одинаковы для любых реальных материалов [8 – 10], однако общепринятой физической модели до сих пор нет.

Не существует адекватной математической модели и на основе механики деформируемого твердого тела. Более того, в современной теории пластичности нет общепринятой методики учета истории нагружения от исходного состояния до критического. Существует ряд противоречий, например, о равномерном напряженном и деформированном состояниях в элементарных объемах и возможности скачков касательной компоненты на поверхностях разрыва скорости в модели идеальной пластичности.

С энергетической точки зрения [11 – 12] необратимые деформации могут возникать, когда объемная плотность энергии, возрастающая под влиянием упругой деформации, при достижении критических значений способствует запуску релаксационных процессов. В результате энергия уменьшается и может вернуться к своему исходному устойчивому значению при существенном изменении размеров частиц с учетом действующей нагрузки.

В частности, при линейном растяжении энергия накапливается на этапе упругого нагружения за счет изменения объема и формы. Возврат объема к исходному значению возможен только при дополнительной деформации с уменьшением размеров в поперечном направлении и одновременном увеличении размера в направлении внешних усилий. Накопленная энергия должна быть не меньше критической, которая необходима для запуска механизма необратимой деформации. Процесс должен сопровождаться снижением энергетического потенциала частиц и выделением избыточной части энергии в виде тепла.

Рассмотрим возможный двухэтапный механизм пластической деформации на примере линейного растяжения в направлении оси x . На первом этапе $0 \leq t \leq t_s$ происходит упругая деформация $0 \leq \varepsilon_x \leq \varepsilon_s$ с отношением поперечных и продольных деформаций $\left| \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \right| = \mu$ в соответствии с уравнениями движения (параметром времени является деформация ε_x)

$$x = \alpha \exp(\varepsilon_x); y = \beta \exp(-\mu \varepsilon_x); z = \gamma \exp(-\mu \varepsilon_x), \quad (1)$$

где $\alpha = x_0$, $\beta = y_0$, $\gamma = z_0$ – начальные координаты (переменные Лагранжа). Поскольку предполагается анализ как обратимых, так и необратимых деформаций, уравнения движения записаны с учетом логарифмической меры деформации Генки $\varepsilon = \ln \left(\frac{l}{l_0} \right)$ в отличие от меры

Коши $\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$, где l и l_0 – текущая и начальная длина [13 – 14]. Производные $x_{i,p} \equiv \frac{\partial x_i}{\partial \alpha_p}$ от переменных Эйлера $x_i \in (x, y, z)$ по переменным Лагранжа $\alpha_p \in (\alpha, \beta, \gamma)$

$$\frac{\partial x}{\partial \alpha} \equiv x_\alpha = \exp(\varepsilon_x), \quad \frac{\partial y}{\partial \beta} \equiv y_\beta = z_\gamma = \exp(-\mu \varepsilon_x) \quad (2)$$

определяют относительное изменение объема R , среднюю длину ребер e , основной энергетический инвариант Γ_e^2 , а также среднеквадратическое отклонение Γ длин ребер бесконечно малого параллелепипеда от их среднего значения e [15]:

$$R = \frac{\delta V}{\delta V_0} = |x_{i,p}|; \quad e = \frac{e_\alpha + e_\beta + e_\gamma}{3}; \quad e_p^2 = x_p^2 + y_p^2 + z_p^2; \quad (3)$$

$$\Gamma_e^2 = x_{i,p} x_{i,p} = x_\alpha^2 + x_\beta^2 + x_\gamma^2 + y_\alpha^2 + \dots + z_\gamma^2; \quad \Gamma^2 = \Gamma_e^2 - 3e^2.$$

Накопленная энергия может привести к самопроизвольной деформации $\Delta \varepsilon_x \geq 0$, которая отличается от деформации на первом этапе отношением поперечных и продольных деформаций $\left| \frac{\Delta \varepsilon_y}{\Delta \varepsilon_x} \right| = \mu'$ и обеспечивает на втором этапе $t_s \leq t \leq t_k$ возврат объема частиц к исходному значению при одновременном росте деформации в направлении растяжения с увеличением среднеквадратического отклонения длин ребер бесконечно малого параллелепипеда от их среднего значения:

$$x = \alpha \exp(\Delta \varepsilon_x), y = \beta \exp(-\mu' \Delta \varepsilon_x),$$

$$z = \gamma \exp(-\mu' \Delta \varepsilon_x). \quad (4)$$

Чтобы сохранить в уравнениях (4) единую с (1) систему отсчета времени, а, следовательно, и деформаций, достаточно воспользоваться принципом суперпозиции [11], заменив переменные Лагранжа в уравнениях (1) выражениями для соответствующих переменных Эйлера системы (4) при $\varepsilon_x = \varepsilon_s = \text{const}$:

$$x = \alpha \exp(\varepsilon_s + \Delta \varepsilon_x), y = \beta \exp(-\mu \varepsilon_s - \mu' \Delta \varepsilon_x),$$

$$z = \gamma \exp(-\mu \varepsilon_s - \mu' \Delta \varepsilon_x). \quad (5)$$

С учетом фактических значений производных (2) в начале второго этапа для инвариантных характеристик (3) получаем (окончательные значения приведены для $\mu = 0,25$):

$$R = \exp[\varepsilon_s(1 - 2\mu)] = \exp\left(\frac{\varepsilon_s}{2}\right) = 0,5\varepsilon_s + \frac{\varepsilon_s^2}{8};$$

$$3e = 3 + \varepsilon_s(1 - 2\mu) + 0,5\varepsilon_s^2(1 + 2\mu^2) = 3 + \frac{\varepsilon_s}{2} + \frac{9\varepsilon_s^2}{16}; \quad (6)$$

$$\Gamma_e^2 = 3 + 2\varepsilon_s(1 - 2\mu) + 2(1 + 2\mu)\varepsilon_s^2 = 3 + \varepsilon_s + 3\varepsilon_s^2;$$

$$\Gamma^2 = x_\alpha^2 + y_\beta^2 + z_\gamma^2 - 3e^2 = \frac{2}{3}[\varepsilon_s(1 + \mu)^2] = \frac{50}{48}\varepsilon_s^2.$$

На втором этапе при значении $\varepsilon_x = \varepsilon_s = \text{const}$ и росте $\Delta \varepsilon_x$ с учетом производных

$$x_\alpha = \exp(\varepsilon_s + \Delta \varepsilon_x), y_\beta = z_\gamma = \exp(-\mu \varepsilon_s - \mu' \Delta \varepsilon_x) \quad (7)$$

инвариантные характеристики (3) составят:

$$R = \exp[\varepsilon_s(1 - 2\mu) + \Delta \varepsilon_x(1 - 2\mu')];$$

$$3e = 3 + \varepsilon_s(1 - 2\mu) + 0,5\varepsilon_s^2(1 + 2\mu^2) + \Delta \varepsilon_x(1 - 2\mu') +$$

$$+ 0,5\varepsilon_s^2[1 + 2(\mu')^2];$$

$$\Gamma_e^2 = 3 + 2\varepsilon_s(1 - 2\mu) + 2\Delta \varepsilon_x(1 - 2\mu') +$$

$$+ 2(\varepsilon_s + \Delta \varepsilon_x)^2 + 4(\mu \varepsilon_s + \mu' \Delta \varepsilon_x)^2; \quad (8)$$

$$\Gamma^2 = \frac{2}{3}[\varepsilon_s(1 + \mu) + \Delta \varepsilon_x(1 + \mu')]^2.$$

Различным сочетаниям значений параметров, входящих в уравнения движения и характеризующих свойства среды, будут соответствовать различные степени восстановления объема и доли выделяемой энергии. Объем частицы возвращается к своему исходному значению, если дополнительная деформация удовлетворяет условию

$$\Delta \varepsilon_x = -\frac{\varepsilon_s(1-2\mu)}{1-2\mu'}.$$

Чтобы она оставалась положительной (в этом случае продолжается растяжение образца), должно выполняться условие $\mu' > 0,5$. Конечно, полное восстановление объема не является обязательным и диапазон возможного изменения отношения μ' на втором этапе может быть достаточно широким. Восстановление объема зависит также от отношения деформаций $\frac{\Delta \varepsilon_x}{\varepsilon_s}$. Вариант полного восстановления объема возможен, например, при равенстве деформаций на первом и втором этапах $\varepsilon_s = \Delta \varepsilon_x$, тогда $\mu' = 1 - \mu$. При таких значениях из (8) с учетом $e_\alpha = x_\alpha = \exp(2\varepsilon_s)$, $e_\beta = e_\gamma = \exp(-\varepsilon_s)$ получаем

$$R = 1; e = 1 + \varepsilon_s^2; \Gamma_e^2 = 3 + 12\varepsilon_s^2; \Gamma^2 = 6\varepsilon_s^2.$$

В итоге объем возвращается к исходному значению при существенном изменении размеров частицы, среднеквадратическое отклонение Γ^2 возрастает почти в 6 раз.

Используя напряжения τ_{pi} и деформации $x_{i,p}$ Лагранжа [11, 14], с учетом $\tau_{pi} = \phi x_{i,p}$ общее приращение энергии частицы в конце первого этапа составит

$$E_{\text{деф}} = \phi \varepsilon_s (1 + 3\varepsilon_s).$$

Разгрузка на втором этапе в соответствии с уравнениями (5), когда объем возвращается к исходному значению, приводит к уменьшению удельной энергии частиц до $E_\phi = 6\phi \varepsilon_s^2$, работа внешних сил практически полностью преобразуется в тепловую и переходит в окружающее пространство [15–16]

$$E_{\text{дисс}} = \phi \varepsilon_s (1 - 3\varepsilon_s).$$

Если учесть, что второй этап должен сопровождаться выделением тепла, тогда отношение деформаций на этом этапе (для изотропного материала) будет $\mu' = 1$, так как деформации от повышения температуры во всех направлениях одинаковы, $\Delta \varepsilon_y = \Delta \varepsilon_x$. В этом случае, уже при $\Delta \varepsilon_x = 0,5\varepsilon_s$, возможно полное восстановление исходного объема с диссипацией накопленной энергии.

Описанный механизм предусматривает изменение характера перемещений на втором этапе, допуская даже однородную деформацию, по аналогии с упругой областью. Это усложняет понимание механизма дисси-

пации, который обычно связывают с линиями Чернова-Людерса [1, 10]. Действительно, являясь точечными тепловыми источниками, такие сдвиги способствуют диссипации накопленной энергии и циклическому развитию процессов пластического течения в прилегающих объемах.

Для построения простейшей энергетической модели локализации зон пластической деформации можно воспользоваться свойствами идеальной жесткопластической среды и экстремальным принципом [11, 16], в соответствии с которым мощность, требуемая для деформации при любом кинематически возможном поле скоростей, всегда превышает реализуемую в действительном процессе деформации. Это позволяет найти верхнюю оценку мощности или усилий деформации, а также поле скоростей, приближенное к фактически возникающему в реальных условиях.

Кинематически возможными для жесткопластических сред называют поля скоростей, которые удовлетворяют условию постоянства объема и граничным условиям для скоростей [16]. Особенность идеальной жесткопластической среды состоит в том, что при интенсивности касательных напряжений $\tau_e = k$ материал может находиться как в жестком, так и в пластическом состояниях. При деформации материала с такими свойствами внутри тела могут возникать поверхности разрыва скорости (рис. 1, 2), по обеим сторонам которых материал остается жестким. Эти поверхности аналогичны поверхностям контакта двух перемещающихся относительно друг друга жестких тел, однако действующие на них касательные напряжения должны соответствовать условию перехода материала в пластическое состояние и составляют $\tau_{\max} = k$.

Например, при растяжении образца прямоугольного сечения $h \times b$ можно предположить, что сдвиг происходит по плоскости $ABCD$ (рис. 1) с углами α и β . Из условия компланарности векторов AB , AC и AD [17]

$$\begin{vmatrix} x & y & z \\ b & 0 & b \tan \alpha \\ b & h & b \tan \alpha + h \tan \beta \end{vmatrix} = 0$$

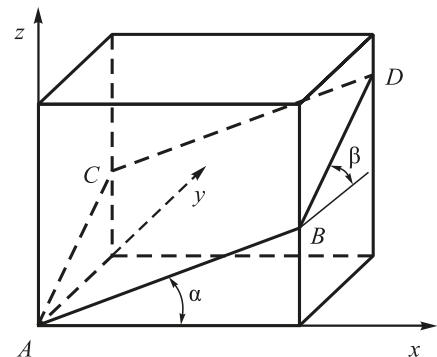


Рис. 1. Поверхность сдвига при линейном растяжении

Fig. 1. Plane of sliding under linear tension

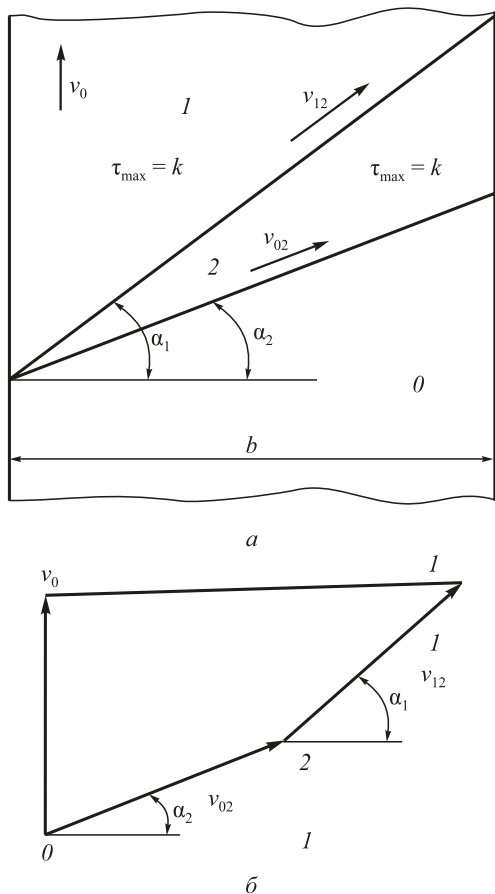


Рис. 2. Схема предшествующей и последующей полос скольжения: а – физическая плоскость; б – годограф скоростей

Fig. 2. Scheme of pre- and post-sliding bands: а – physical plane; б – velocity hodograph

находим уравнение плоскости сдвига $ABCD$

$$x \operatorname{tg} \alpha + y \operatorname{tg} \beta - z = 0$$

и ее площадь при размерах поперечного сечения $f_0 = bh$

$$f_{12} = bh(1 + \operatorname{tg}^2 \alpha + \operatorname{tg}^2 \beta)^{1/2}.$$

Объем образца ниже плоскости $ABCD$ остается неподвижным. Для соблюдения условия сплошности скорость перемещения верхней части относительно нижней $\vec{v}_{12} = u\vec{i} + v\vec{j} + w\vec{k}$ должна быть параллельной плоскости сдвига при соотношении между компонентами

$$w = v_0 = u \operatorname{tg} \alpha + v \operatorname{tg} \beta$$

и скорости относительного перемещения точек на двух сторонах поверхности $ABCD$

$$v_{12} = \sqrt{u^2 + v^2 + (u \operatorname{tg} \alpha + v \operatorname{tg} \beta)^2}.$$

При касательных напряжениях $\tau_{\max} = k$ на деформацию сдвига потребуется мощность $W_{12} = k f_{12} v_{12}$, ко-

торая должна поступать от внешнего источника. При удельных усилиях на верхнем торце q из условия равенства мощностей внешних и внутренних сил

$$q b h v_0 = k f_{12} v_{12}$$

находим

$$\frac{q}{k} = \frac{\sqrt{1 + \operatorname{tg}^2 \alpha + \operatorname{tg}^2 \beta}}{\operatorname{tg} \alpha + \psi \operatorname{tg} \beta} \sqrt{1 + \psi^2 + (\operatorname{tg} \alpha + \psi \operatorname{tg} \beta)^2}, \quad (9)$$

где величина $\psi = v/u$ характеризует отношение скоростей перемещения верхней части в направлениях осей y и x соответственно.

При любых значениях ψ, α, β поле скоростей является кинематически возможным. Поскольку эти параметры независимы, их значения могут быть определены из условия минимума удельных усилий:

$$\frac{\partial q}{\partial \alpha} = 0; \quad \frac{\partial q}{\partial \beta} = 0; \quad \frac{\partial q}{\partial \psi} = 0.$$

При выполнении условий

$$\psi \operatorname{tg} \alpha = \operatorname{tg} \beta, \quad \operatorname{tg}^2 \alpha + \operatorname{tg}^2 \beta = 1 \quad (10)$$

удельные усилия (9) составляют $q = 2k$, в том числе для плоского деформированного состояния при $\alpha = 45^\circ, \beta = 0, \psi = 0$. Если свойства в направлениях x и y одинаковы (среда изотропна), тогда при соизмеримых размерах $b \approx h$ можно принять $\psi = 1$ и из второго уравнения (10) находим $\alpha = \beta = 35^\circ 16' 20''$. Именно этот результат подтверждается экспериментальными данными [18 – 20].

После появления поверхности сдвига схема нагружения изменяется. Теперь нижняя часть находится под действием касательных напряжений $\tau_{\max} = k$ на плоскости $ABCD$, которую для простоты графического представления будем характеризовать наклоном ее нормали по отношению к вертикали (растягивающему усилию) углом α_1 . При этом не исключается появление новой плоскости сдвига с углом α_2 . Схема и годограф скоростей на рис. 2 показывают скорость подвижной зоны 2 между зонами 0 и 1 при равенстве нормальных компонент скорости на всех плоскостях сдвига. Касательные напряжения $\tau_{12} = \tau_{\max} = k$ на поверхности f_{12} между зонами 1 и 2 образуют силу $F_{12} = \frac{k b h}{\cos \alpha_1}$, направленную под углом α_1 к горизонтали. Мощность определим скалярным произведением векторов силы и скорости с углом между ними $(\alpha_1 - \alpha_2)$:

$$W_{12} = k v_{02} \left(\frac{b}{\cos \alpha_1} \right) \cos(\alpha_1 - \alpha_2).$$

Потребляемая на поверхности новой плоскости мощность составляет

$$W_{02} = kv_{02} \left(\frac{b}{\cos \alpha_2} \right).$$

Деформация с образованием вторичной системы скольжения возможна, если $W_{12} \geq W_{02}$ или

$$\tau_{12} v_{02} \left(\frac{b}{\cos \alpha_1} \right) \cos(\alpha_1 - \alpha_2) \geq \tau_{02} v_{02} \left(\frac{b}{\cos \alpha_2} \right).$$

При $\tau_{12} = \tau_{02} = k$ этому условию удовлетворяют любые значения углов $0 \leq \alpha_2 \leq \alpha_1$, иначе говоря, вторичные полосы могут быть от параллельных до горизонтальных. Наиболее вероятными будут такие, для которых требуемая мощность будет минимальна. Положение таких плоскостей определяет условие минимума отношения

$$\theta = \frac{\cos(\alpha_1 - \alpha_2) \cos \alpha_2}{\cos \alpha_1}.$$

Из условия $\frac{d\theta}{d\alpha_2} = 0$ получаем

$$\sin(\alpha_1 - \alpha_2) \cos \alpha_2 - \cos(\alpha_1 - \alpha_2) \sin \alpha_2 = 0,$$

откуда $\sin(\alpha_1 - 2\alpha_2) = 0$ или $\alpha_2 = \frac{\alpha_1}{2}$.

Поскольку анализ выполнен для произвольных значений углов α_1 и α_2 , этот результат может быть распространен на любые последующие поверхности разрыва скорости.

Расчеты показывают, что сдвиг по плоскостям последующих систем возможен, при этом мощность сдвига на предшествующем семействе превышает требуемую почти на 17,2 % для второй (с углом наклона 22,50), всего на 4 % для третьей (с углом наклона 11,250), и только на 1 % для четвертой (с углом наклона 5,6250) систем скольжения.

Таким образом, каждая предшествующая система скольжения может породить последующую, однако их одновременное существование невозможно. Действующих в зоне 1 удельных усилий $q = 2k$ недостаточно даже для поддержания скольжения на двух первых семействах полос скольжения. Действительно, с учетом скоростей скольжения v_{02} и v_{12} на поверхностях f_{02} и f_{12} с углами наклона α_2 и α_1 эти удельные усилия производят мощность

$$W_q = qbh(v_{02} \sin \alpha_2 + v_{12} \sin \alpha_1), \quad (11)$$

тогда как расходуемая (при напряжениях сдвига k) мощность составляет

$$W_k = W_{02} + W_{12} = kbh \left(\frac{v_{02}}{\cos \alpha_2} + \frac{v_{12}}{\cos \alpha_1} \right). \quad (12)$$

Обозначим отношение скоростей $\psi = \frac{v_{02}}{v_{12}}$, тогда условие равенства мощностей (11) и (12) можно записать в виде

$$qv_{12}(\psi \sin \alpha_2 + \sin \alpha_1) = kv_{12} \left(\frac{\psi}{\cos \alpha_2} + \frac{1}{\cos \alpha_1} \right).$$

При $q = 2k$ и значениях $\alpha_1 = 45^\circ$, $\sin \alpha_1 = \cos \alpha_1 = \frac{1}{\sqrt{2}}$,

$2 \sin \alpha_1 = \frac{1}{\cos \alpha_1}$ для первого семейства равенство

$$2(\psi \sin \alpha_2 + \sin \alpha_1) = \frac{\psi}{\cos \alpha_2} + \frac{1}{\cos \alpha_1}$$

выполняется только при $\psi = 0$ или $\alpha_2 = \alpha_1 = 45^\circ$.

Таким образом, при достижении удельных усилий $q = 2k$ появляется первичная система скольжения с углом наклона $\alpha_1 = 45^\circ$. В расположенном ниже этой плоскости объеме образца предпочтительной становится деформация сдвига по плоскости с углом наклона $\alpha_2 = 22,5^\circ$, так как в возникших условиях такая деформация требует меньшей мощности. Не исключено возникновение и последующих полос скольжения, вплоть до горизонтальных. Но внешние силы не могут поддерживать одновременное существование двух семейств и поэтому сдвиг по поверхности между зонами 0 и 1 прекращается.

Снижение мощности деформации на вторичной плоскости скольжения на 17,2 % приводит к падению нагрузки и появлению «зуба текучести» на диаграмме «усилие – перемещение», который наблюдается экспериментально [10, 20]. При статическом растяжении в условиях плоской деформации разрушение образцов чаще всего происходит под углом около 21° [20 – 22]. Следовательно, сдвиги по второму семейству более значимы, чем по первому.

Обе предложенные модели подтверждаются экспериментальными данными на различных материалах и позволяют количественно определить степень диссипации энергии при переходе от обратимой деформации к необратимой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
2. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 316 с.
3. Де Вит Р. Континуальная теория дисклиаций. – М.: Мир, 1977. – 208 с.
4. Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V. Equipment and methods of mechanical hardening of the surface of rolling rolls // Metallurgist. 2012. No. 56 (3 – 4). P. 279 – 283.
5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

6. Николаева Е. Сдвиговые механизмы пластической деформации монокристаллов. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2011. – 51 с.
7. Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Автоволновая деформация монокристаллов легированного аустенита // Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. № 8. С. 65 – 69.
8. Gorbatyuk S.M., Pavlov S.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experimental study of rotary rolling mills for deformation of refractory metals // Metallurgist. 1998. No. 42 (5 – 6). P. 178 – 183.
9. Олемской А.И., Хоменко А.В. Синергетика пластической деформации // Успехи физики металлов. 2001. Т. 2. № 1. С. 189 – 263.
10. Zuev L.B. On the waves of plastic flow localization in pure metals and alloys // Ann. Phys. 2007. Vol. 16. No. 4. P. 286 – 310.
11. Алюшин Ю.А. Энергетические основы механики. – LAP Lambert Academic Publishing, 2016. – 281 с.
12. Алюшин Ю.А. Энергетическая модель обратимых и необратимых деформаций в пространстве переменных Лагранжа // Прогрессивные технологии пластической деформации. – М.: НИТУ МИСИС, 2009. С. 44 – 67.
13. Алюшин Ю.А., Скрипаленко М.М. Энергетические особенности и ускорения при обратимых и необратимых деформациях // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 40 (2). С. 154 – 160.
14. Алюшин Ю.А. Обобщенная модель обратимых и необратимых деформаций при описании процессов в форме Лагранжа // Кузнечно-штамповочное производство. 1997. № 6. С. 2 – 5.
15. Алюшин Ю.А. Механика процессов деформации в пространстве переменных Лагранжа. – М.: Машиностроение, 1997. – 136 с.
16. Томленов А.Д. Механика процессов обработки металлов давлением. – М.: Машгиз, 1963. – 236 с.
17. Алюшин Ю.А. Теория обработки металлов давлением. – Ростов-на-Дону: Изд-во РИСХМ, 1977. – 88 с.
18. Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. – М.: Мир, 1969. – 864 с.
19. Meyers M.A., Nesterenko V.F., LaSalvia J.C., Qing Xue. Shear localization in dynamic deformation of materials: microstructural evolution and self-organization // Mater. Sci. and Engineering. 2001. Vol. A317. No. 1. P. 204 – 225.
20. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Физика прочности и экспериментальная механика. – Новосибирск: Наука, 2011. – 350 с.
21. Белл Д. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. – М.: Наука, 1984. – 600 с.
22. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч. 1. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение, 1974. – 472 с.

Поступила 22 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 3, pp. 223–229.

POSSIBLE MECHANISMS OF ENERGY DISSIPATION IN THE TRANSITION FROM REVERSIBLE DEFORMATION TO IRREVERSIBLE

Yu.A. Alyushin, S.M. Gorbatyuk

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

Abstract. Physically observed mechanisms of transition from reversible deformation to irreversible do not have an adequate mathematical model in the mechanics of a deformed solid. An attempt is made to describe the observed phenomena on the basis of the energy principles of mechanics. Two models are considered, the first of which provides for a two-stage picture of a uniform strain with linear stretching of a homogeneous sample with isotropic properties. At the first stage, the generally accepted equations of motion in the form of Lagrange are used, the relationship between longitudinal and transverse deformations determines the Poisson's ratio. After reaching the critical state, the deformation remains uniform with the equations of motion similar to those adopted in the first stage, but the ratio of transverse and longitudinal deformations varies, facilitating the return of the volume of particles to their original value. In this case, the energy of the particles, determined by the change in their volume and shape, decreases, the excess part is released as heat to the surrounding space. In the second model, the material of the deformable body is assumed to be an ideal rigid-plastic medium, for which the initial undeformed state becomes plastic when the tangential stresses reach a critical value. The position of the shear planes is determined from the extreme principles of the theory of plasticity. The most probable is sliding along planes, the normals to which are oriented at an angle of 45° to the axis of maximum normal stress. It is shown that, due to the change in the stress state scheme after the formation of primary slip bands, several other families of slip planes can be successively formed. Moreover, a shift in the second, and then in the third and other families, requires less energy. But the simultaneous existence of several slip planes is impossible, since a reduction in effort leads to the termination of sliding along the initial plane. Thermal sources on slip planes result in energy dissipation, reduction in effort and further development of deformation requires an increase in effort to a critical value corresponding to the beginning of the first stage. Both

models are consistent with the experimentally observed mechanisms of irreversible deformation, in particular when static stretching under the conditions of planar deformation, fracture of samples most often occurs at an angle of about 21°.

Keywords: motion equations, kinematically possible velocity fields, strain energy, dissipation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-223-229

REFERENCES

1. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Edward Arnold Ltd., 2nd. ed., 1984, 483 p. (Russ. ed.: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Moscow: Mir, 1972, 408 p.).
2. Cottrell A.H. *Dislocation and plastic flow in crystals*. Oxford: Clarendon press, 1953. (Russ. ed.: Cottrell A.H. *Dislokatsii i plasticheskoe techenie v kristallakh*. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 267 p.).
3. De Vit R. *Kontinual'naya teoriya disklinatsii* [Continuum theory of disclinations]. Moscow: Mir, 1977, 208 p. (In Russ.).
4. Gorbatyuk S.M., Kochanov A.V. Equipment and methods of mechanical hardening of the surface of rolling rolls. *Metallurgist*. 2012, no. 56 (3-4). pp. 279–283.
5. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Fizika makrolokalizatsii plasticheskogo techeniya* [Physics of macrolocalization of plastic flow]. Novosibirsk: Nauka, 2008, 328 p. (In Russ.).
6. Nikolaeva E. *Sdvigovye mekhanizmy plasticheskoi deformatsii monokristallov* [Shifting mechanisms of plastic deformation of single crystals]. Izd-vo Perm. gos. tekhn. un-ta, 2011, 51 p. (In Russ.).
7. Barannikova S.A., Zuev L.B. Autowave deformation of single crystals of alloyed austenite. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2002, no. 8, pp. 65-69. (In Russ.).
8. Gorbatyuk S.M., Pavlov S.M., Shapoval A.N., Gorbatyuk M.S. Experimental study of rotary rolling mills for deformation of refractory metals. *Metallurgist*. 1998, no. 42 (5-6), pp. 178–183.
9. Olemskoi A.I., Khomenko A.V. Synergetics of plastic deformation. *Uspekhi fiziki metallov*. 2001, vol. 2, no. 1, pp. 189–263. (In Russ.).

10. Zuev L.B. On the waves of plastic flow localization in pure metals and alloys. *Ann. Phys.* 2007, vol. 16, no. 4, pp. 286–310.
11. Alyushin Yu.A. *Energeticheskie osnovy mekhaniki* [Energy foundations of mechanics]. LAP Lambert Academic Publishing, 2016, 281 p. (In Russ.).
12. Alyushin Yu.A. Energy model of reversible and irreversible deformations in the space of Lagrange variables. In: *Progressivnye tekhnologii plasticheskoi deformatsii* [Progressive technologies of plastic deformation]. Moscow: MISiS, 2009, pp. 44–67. (In Russ.).
13. Alyushin Yu.A., Skripalenko M.M. Energy features and accelerations with reversible and irreversible deformations. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin.* 2011, no. 40 (2), pp. 154–160. (In Russ.).
14. Alyushin Yu.A. Generalized model of reversible and irreversible deformations in the description of processes in the form of Lagrange. *Kuznechno – shtampovnoye proizvodstvo.* 1997, no. 6, pp. 2–5. (In Russ.).
15. Alyushin Yu.A. *Mekhanika protsessov deformatsii v prostranstve peremennykh Lagranzha* [Mechanics of deformation processes in the space of Lagrange variables]. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 136 p. (In Russ.).
16. Tomlenov A.D. *Mekhanika protsessov obrabotki metallov davleniem* [Mechanics of metal forming processes]. Moscow: Mashgiz, 1963, 236 p. (In Russ.).
17. Alyushin Yu.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Rostov-on-Don: Izd-vo RISKhM, 1977, 88 p. (In Russ.).
18. Nadai A.L. *Theory of flow and fracture of solids*. New York, McGraw-Hill, 1950. (Russ. ed.: Nadai A. *Plastichnost' i razrushenie tverdykh tel.* Moscow: Mir, 1969, 864 p.).
19. Meyers M.A., Nesterenko V.F., LaSalvia J.C., Qing Xue. Shear localization in dynamic deformation of materials: microstructural evolution and self-organization. *Mater. Sci. and Engineering.* 2001, vol. A317, no. 1, pp. 204–225.
20. Zuev L.B., Barannikova S.A. *Fizika prochnosti i eksperimental'naya mekhanika* [Physics of strength and experimental mechanics]. Novosibirsk: Nauka, 2011, 350 p. (In Russ.).
21. Bell J.F. *Mechanics of Solids*. Vol. I: *The Experimental Foundations of Solid Mechanics*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 1973. (Russ. ed.: Bell J. *Eksperimental'nye osnovy mekhaniki deformiruemyykh tverdykh tel.* Moscow: Nauka, 1984, 600 p.).
22. Fridman Ya.B. *Mekhanicheskie svoystva metallov. Ch. 1. Deformatsiya i razrushenie* [Mechanical properties of metals. Part. 1. Deformation and destruction]. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 472 p. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.A. Alyushin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Theoretical and Applied mechanics and resistance of materials”
(alyushin@misis.ru)

S.M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Engineering of Technological Equipment”

Received March 22, 2017

УДК 669.15-196:669.13

МИКРОЛИКВАЦИЯ КРЕМНИЯ В ЧУГУНАХ

Баженов В.Е., к.т.н., доцент кафедры «Литейные технологии
и художественная обработка материалов» (v.e.bagenov@gmail.com)

Пикунов М.В., д.т.н., профессор кафедры «Литейные технологии
и художественная обработка материалов»

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

Аннотация. В литературе представлены противоречивые данные о ликвации кремния в чугунах. Авторы ранее опубликованных работ изучали микроликвацию кремния в дендритной ячейке, состоящей из первичного аустенита и нарастающего на поверхности первичного аустенита эвтектического аустенита. Поскольку содержание кремния в аустените влияет на температуру и полноту протекания фазовых превращений в процессе охлаждения и термообработки, отсутствие данных о ликвации кремния не позволяет правильно предсказывать возможную микроструктуру чугуна в литом состоянии и после термообработки. Методами микрорентгеноспектрального анализа и расчетами неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc изучена микроликвация кремния в сером чугуне состава Fe + 3,11 % C + 1,6 % Si + 0,4 % Mn. Экспериментально обнаружить микроликвацию кремния в первичном аустените чугуна не удалось. Содержание кремния в первичном аустените изучаемого чугуна составило $\approx 2\%$ и оказалось выше, чем в эвтектическом аустените $\approx 1,5\%$. По результатам расчетов неравновесной кристаллизации в указанных чугунах ликвация кремния в первичном аустените незначительна. Путем расчетов неравновесной кристаллизации тройных сплавов железо – кремний – углерод [Fe + 1,5 % Si + X % C], где X = 1,5; 2,8; 3,7 показано, что при 1,5 % C кристаллизуется только первичный аустенит и микроликвация будет прямой (содержание кремния в центре дендритных ячеек меньше, чем на их периферии). В сплаве, содержащем 2,8 % C, микроликвация кремния в первичном аустените также будет прямой, но при кристаллизации аустенитно-графитной эвтектики на кристаллах первичного аустенита будет нарастать эвтектический аустенит, в котором содержание кремния будет снижаться, т. е. наблюдаться так называемая двойная ликвация с образованием ободка (максимальное содержание кремния – на границе между первичным и эвтектическим аустенитом). При содержании углерода 3,7 % доля первичных кристаллов аустенита в сплаве будет незначительной, поэтому большая часть дендритной ячейки будет состоять из эвтектического аустенита, содержание кремния в котором по ходу кристаллизации будет снижаться. В этом случае должна наблюдаться так называемая обратная микроликвация кремния.

Ключевые слова: микроликвация кремния, серый чугун, белый чугун, неравновесная кристаллизация, Thermo-Calc.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-230-236

Работы по изучению микроликвации кремния в чугунах ведутся более 60 лет. Однако единого мнения по этому вопросу до сих пор нет [1 – 14]. В ранних работах с помощью травления пикратом натрия и частичной аустенизации структуры образцов и позже с применением микрорентгеноспектрального анализа было показано, что в серых чугунах и некоторых сталях наблюдается обратная микроликвация кремния, при которой содержание кремния в центре дендритных ячеек больше, чем по границам этих ячеек [1 – 8]. Термин обратная микроликвация введен для противопоставления прямой микроликвации кремния в сталях, где содержание кремния в центре дендритных ячеек меньше, чем на их периферии. Позже в чугунах была обнаружена двойная ликвация кремния, выражающаяся в наличии в периферийных (по диаметру) участках дендритных ветвей высококремнистого ободка, при этом в центре ветви и в аустените графитной эвтектики содержание кремния пониженное [4, 5, 8, 15].

На тип микроликвации кремния основное влияние оказывает общее содержание этого элемента. В сталях имеет место прямая микроликвация Si, в малоуглеро-

дистых чугунах ($< 2,8 - 3\%$ C)¹ выявляется двойная микроликвация Si, в высокоуглеродистых чугунах ($> 3\%$ C) обратная микроликвация Si [4]. Такую сложную картину микроликвации кремния в сплавах системы Fe–C–Si связывают с коэффициентом распределения кремния. Утверждается, что в ходе первичной кристаллизации аустенита коэффициент распределения кремния меняет свой знак с $k_{Si} < 1$ на $k_{Si} > 1$ [7, 16].

В белых чугунах наблюдается прямая микроликвация кремния, т. е. центральные участки дендритных ветвей аустенита обеднены, а аустенит эвтектических колоний обогащен кремнием [5]. Такое различие в кристаллизации белых и серых чугунов связывают с различием коэффициентов распределения кремния между жидкостью и аустенитом в стабильной ($k_{Si} > 1$) и метастабильной ($k_{Si} < 1$) диаграмме Fe–C–Si [16 – 18].

В современных работах с помощью термодинамических расчетов показано, что в серых чугунах содержание кремния в центральных участках дендритных

¹ Здесь и далее, если не указано иное, соотношение фаз в сплавах выражено в массовых долях, а содержание элементов в массовых процентах.

ветвей первичного аустенита меньше, чем в периферийных, т. е. непосредственно в дендритной ячейке должна наблюдаться прямая ликвация [13, 14].

Представленные в литературе расчетные и экспериментальные данные не позволяют однозначно сказать о направлении ликвации кремния в чугунах. Известно, что содержание кремния в аустените влияет на температуру и полноту протекания фазовых превращений в процессе охлаждения и термообработки. Это означает, что отсутствие данных о ликвации кремния не позволяет правильно предсказывать возможную микроструктуру чугуна в литом состоянии и после термообработки.

Цель данной работы заключается в попытке выработать точку зрения на микроликвацию кремния в чугунах, основываясь на ранее полученных и опубликованных экспериментальных результатах, собственных экспериментальных исследованиях и термодинамических расчетах в программе Thermo-Calc.

Выплавку чугуна производили в индукционной печи с магнетитовой набивной футеровкой. Расплав заливали в формы из шамота-легковеса для обеспечения малой скорости охлаждения. Получали отливку диаметром 50 мм и высотой 80 мм. Из геометрического центра отливки вырезали образец для химического и микрорентгеноспектрального анализа.

Химический анализ сплава проводили методом атомно-эмиссионной спектроскопии на спектрометре QSN 750 фирмы OBLF (Германия). Содержание серы и углерода определяли методом ИК-спектроскопии с помощью газоанализатора LECO CS144 (США). Химический состав выплавленного чугуна представлен в табл. 1.

Металлографический и микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 SBH (Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford (США).

Расчеты неравновесной кристаллизации по Шейлю производили в программе Thermo-Calc [19] с использованием термодинамической базы TCFe7 (база данных сталей и сплавов на основе железа версии 7) [20].

Коэффициенты диффузии элементов в аустените при температуре 1000 °С представлены в табл. 2. Видно, что коэффициент диффузии углерода на 2 – 5 порядков выше, чем коэффициент диффузии остальных элемен-

тов, входящих в состав чугуна. Расчет неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc позволяет задать равновесные условия кристаллизации для элементов с высоким коэффициентом диффузии. В работе таким элементом считали углерод, т. е. коэффициент диффузии углерода как в твердой, так и в жидкой фазе стремится к бесконечности, а коэффициент диффузии остальных элементов в твердой фазе принят равным нулю.

Для экспериментально выплавленного чугуна, состав которого представлен в табл. 1, была рассчитана кривая неравновесной кристаллизации (рис. 1). Видно, что первично кристаллизуется аустенит γ . Доля первичного аустенита в выплавленном чугуне составляет $f_\gamma = 0,28$. При понижении температуры вместе с аустенитом по эвтектической реакции начинает образовыв-

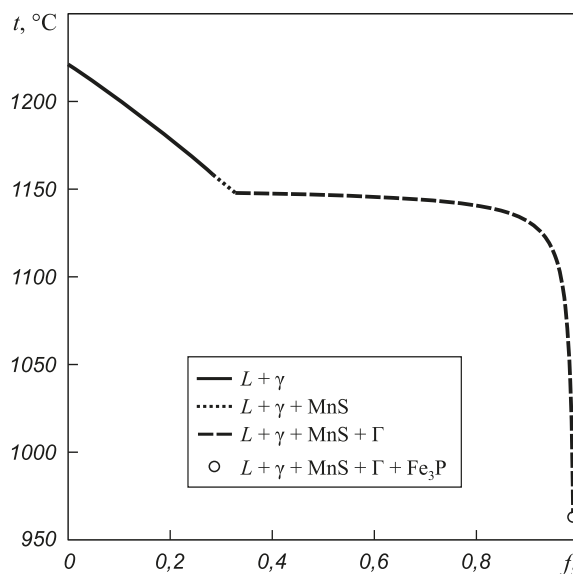


Рис. 1. Кривая неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна, рассчитанная в программе Thermo-Calc, f_s – доля твердой фазы

Fig. 1. Nonequilibrium solidification pathway of the melted cast iron, calculated in Thermo-Calc Software, f_s – fraction of solid

Таблица 2

**Коэффициенты диффузии Fe, C, Si, Mn, S, P
в аустените при 1000 °С**

Table 2. Diffusion coefficients of Fe, C, Si, Mn, S, P in austenite at 1000 °C

Элемент	Q, Дж/моль	D_0 , см ² /с	D^{1000} , см ² /с	Источник
Fe	0,18	269 000	$1,6 \cdot 10^{-12}$	[21]
C	0,15	135 000	$4,3 \cdot 10^{-7}$	[21]
Si	–	–	$8,7 \cdot 10^{-12}$	[22]
Mn	0,497	276 329	$2,3 \cdot 10^{-12}$	[23]
S	1,35	202 000	$6,9 \cdot 10^{-9}$	[21]
P	28,3	293 000	$2,7 \cdot 10^{-11}$	[21]

Таблица 1

Содержание элементов в выплавленном чугуне

Table 1. Concentration of elements in melted cast iron

Легирующие элементы, %				Примеси, %	
Fe	C	Si	Mn	P	S
Остальное	3,11	1,60	0,40	0,11	0,08

ваться сульфид марганца MnS . При $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ начинается кристаллизация тройной эвтектики ($\gamma + MnS + \Gamma$). Ниже $963\text{ }^{\circ}\text{C}$ по другой эвтектической реакции образуется фосфид железа Fe_3P .

Содержание элементов в аустените при расчете неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна представлено на рис. 2. Горизонтальными пунктирными линиями обозначены границы фазовых областей. В ходе первичной кристаллизации аустенита (область $L + \gamma$), начинающейся выше $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, содержание углерода и кремния в нем увеличивается, а марганца и фосфора практически не изменяется. Содержание кремния в центре дендритной ячейки составляет $1,54\%$ (точка m), а на ее границе $1,78\%$ (точка n). Соответственно содержание углерода возрастает с $1,35\%$ (точка o) до $1,66\%$ (точка p). Кристаллизация эвтектики ($\gamma + MnS$) приводит к увеличению содержания кремния в аустените до $1,81\%$ (точка w) и углерода до $1,72\%$ (точка v). При кристаллизации эвтектики ($\gamma + MnS + \Gamma$) в интервале $1150 - 963\text{ }^{\circ}\text{C}$ содержание марганца в аустените, как и при первичной кристаллизации аустенита, не изменяется. Содержание фосфора в аустените при этой эвтектической реакции повышается до $0,60\%$ (точка r), а углерода и кремния снижается до $1,15\%$ (точка q) и до $0,62\%$ (точка u) соответственно. Заканчивается неравновесная кристаллизация чугуна ниже $963\text{ }^{\circ}\text{C}$ эвтектической реакцией в очень узком температурном интервале.

Микроструктура выплавленного чугуна и карта распределения элементов представлены на рис. 3, где видна дендритная ячейка аустенита, окруженная эвтек-

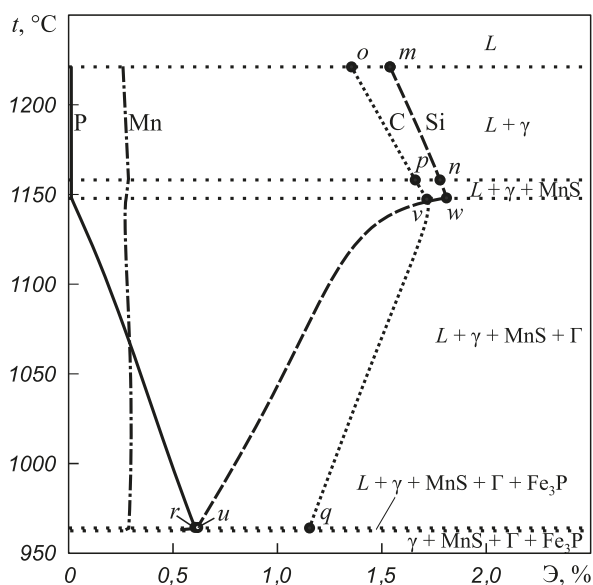


Рис. 2. Содержание элементов Э [C, Si, Mn, P, S] в аустените при неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна, рассчитанное в программе Thermo-Calc по стабильной диаграмме

Fig. 2. Concentration of elements El [C, Si, Mn, P, S] in austenite during solidification of melted cast iron, calculated in Thermo-Calc using stable phase diagram

тикой. Эвтектика представляет собой смесь аустенита, графита, MnS и Fe_3P . В микроструктуре чугуна присутствуют все фазы, предопределенные расчетом по модели Шейля.

Чтобы оценить распределение элементов в микроструктуре выплавленного чугуна количественно, был построен профиль распределения кремния и фосфора

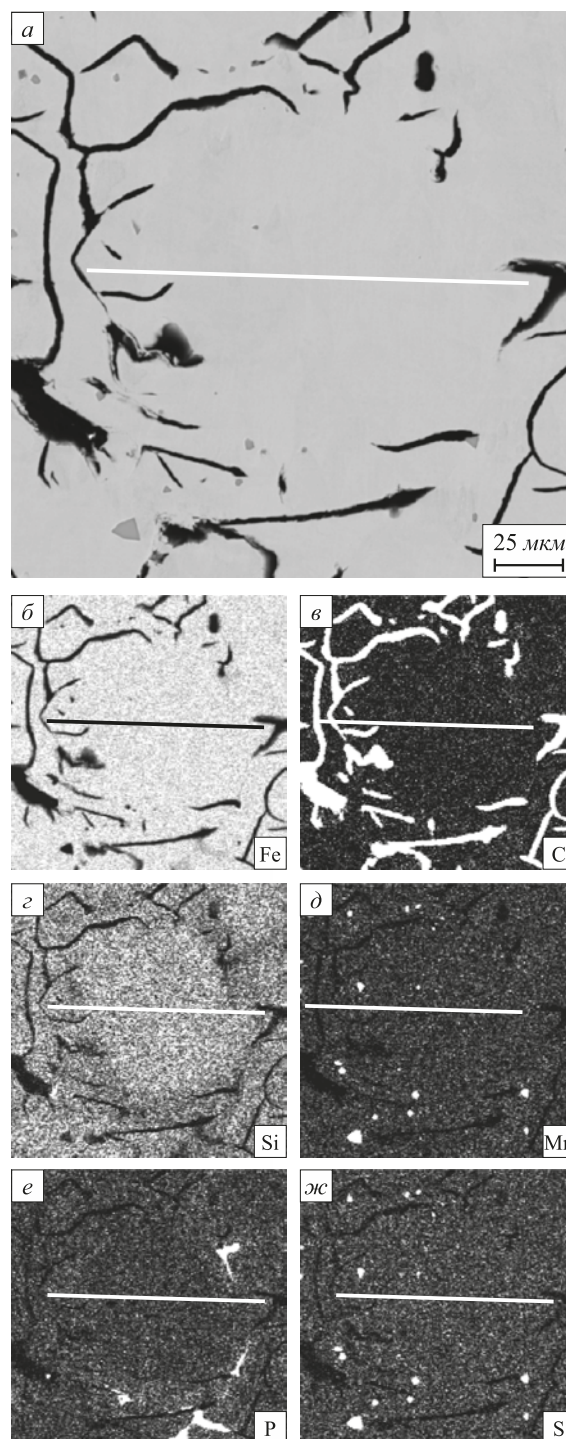


Рис. 3. Микроструктура выплавленного чугуна (а) и карты распределения Fe (б), C (в), Si (з), Mn (д), P (е), S (ж)

Fig. 3. Microstructure of the melted cast iron (a) and EDS maps of Fe (b), C (в), Si (з), Mn (д), P (е), S (ж)

по дендритной ячейке. Местоположение профиля на карте распределения элементов (рис. 3) показано линией. На рис. 4 представлено распределение кремния в микроструктуре выплавленного чугуна. Видно, что его содержание в первичном аустените составляет $\approx 2\%$, а в эвтектическом $\approx 1,5\%$. Содержание фосфора в первичном аустените составляет $\approx 0,05\%$, а в эвтектическом $\approx 0,2\%$. Хорошо видно, что вблизи линии профиля отсутствует фосфидная эвтектика ($\gamma + \text{Fe}_3\text{P}$) и повышенное содержание фосфора в эвтектическом аустените не связано с наличием фазы Fe_3P .

Полученные экспериментальные результаты не позволяют точно сказать о направлении микроликвации кремния в первичном аустените. Однако они дают возможность по-иному трактовать экспериментальные данные опубликованных работ.

В данном исследовании сделана попытка разграничить первичный и эвтектический аустенит путем сопоставления содержания элементов и привлечения термодинамических расчетов. Показано, что в исследованном сером чугуне содержание кремния по сечению дендритной ячейки первичного аустенита практически не меняется. Содержание кремния в эвтектическом аустените меньше, чем в первичном, что подтверждено экспериментальными и расчетными методами. Также удалось разграничить первичный и эвтектический аустенит по содержанию в нем фосфора. Содержание фосфора в первичном аустените меньше, чем в эвтектическом.

В программе Thermo-Calc рассчитана неравновесная кристаллизация сплавов с одинаковым содержа-

нием Si (1,5 %) при разном содержании углерода (1,5; 2,8; 3,7 %): Fe + 1,5 % C + 1,5 % Si (1,5 C), Fe + 2,8 % C + 1,5 % Si (2,8 C) и Fe + 3,7 % C + 1,5 % Si (3,7 C) по стабильной диаграмме состояния (в скобках указано обозначение сплавов).

В сплаве 1,5 C кристаллизуется только аустенит (рис. 5, а). В сплавах 2,8 C и 3,7 C после первичной кристаллизации аустенита происходит эвтектическое превращение с образованием графита. На рис. 5, б представлено изменение содержания кремния в аустените в зависимости от температуры в сплавах 1,5 C, 2,8 C и 3,7 C. Видно, что при понижении температуры при первичной кристаллизации сплава 1,5 C содержание кремния в аустените растет. В сплаве 2,8 C содержание кремния в первичном аустените также увеличивается с понижением температуры, но после начала эвтектического превращения ($L \rightarrow \gamma + \Gamma$) при 1155°C содержание кремния в эвтектическом аустените снижается. Следует отметить, что в данной системе эта эвтектическая реакция является моновариантной и протекает в интервале температур $1155 - 1154^\circ\text{C}$. В сплаве 3,7 C содержание кремния в первичных кристаллах аустенита при снижении температуры практически не меняется, а в эвтектическом аустените снижается также значительно, как в сплаве 2,8 C.

На рис. 5, в видно, что условиях неравновесной кристаллизации по Шейлю при доле твердой фазы, равной нулю, график показывает содержание кремния в центре дендритной ячейки аустенита, а при доле твердой фазы, равной единице, содержание кремния на границе этой ячейки или в случае реализации эвтектического превращения на границе аустенита в эвтектической колонии. Видно, что в сплаве 1,5 C содержание кремния в центре ячейки аустенита меньше, чем на границе ячейки. Это случай прямой микроликвации, характерной для сталей.

В сплаве 3,7 C (рис. 5, в), по своему составу, соответствующему эвтектическому чугуну, содержание кремния в первичном аустените, доля которого невелика, остается практически постоянным, а при кристаллизации эвтектики содержание кремния в эвтектическом аустените снижается. По всей видимости, при кристаллизации эвтектический аустенит нарастает на дендритах первичного аустенита и наблюдаемая в таком случае ячейка из первичного и эвтектического аустенита будет иметь тип микроликвации, который в работе [4] назван обратным.

Возникновение двойной микроликвации кремния, наблюдаемой в малоуглеродистых чугунах, можно объяснить следующим образом. В этом случае в центрах дендритных ячеек кремния мало, на периферии дендритных ячеек кремния много (так называемый «ободок» [4]), а в эвтектическом аустените (металлической матрице графитной эвтектики) концентрация кремния снова снижается [4]. Такой результат полностью соответствует результатам расчета, представ-

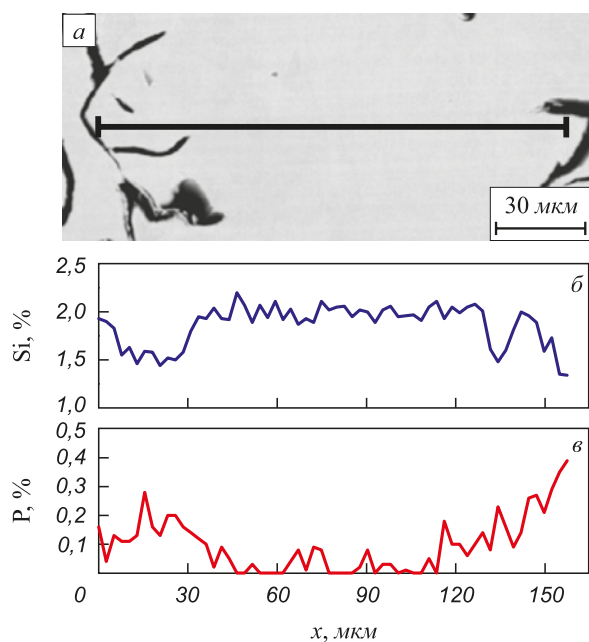


Рис. 4. Участок микроструктуры выплавленного чугуна (а) и распределение Si (б) и P (в) по линии

Fig. 4. Melted cast iron microstructure region (a) and distribution of Si (b) and P (c) along the line

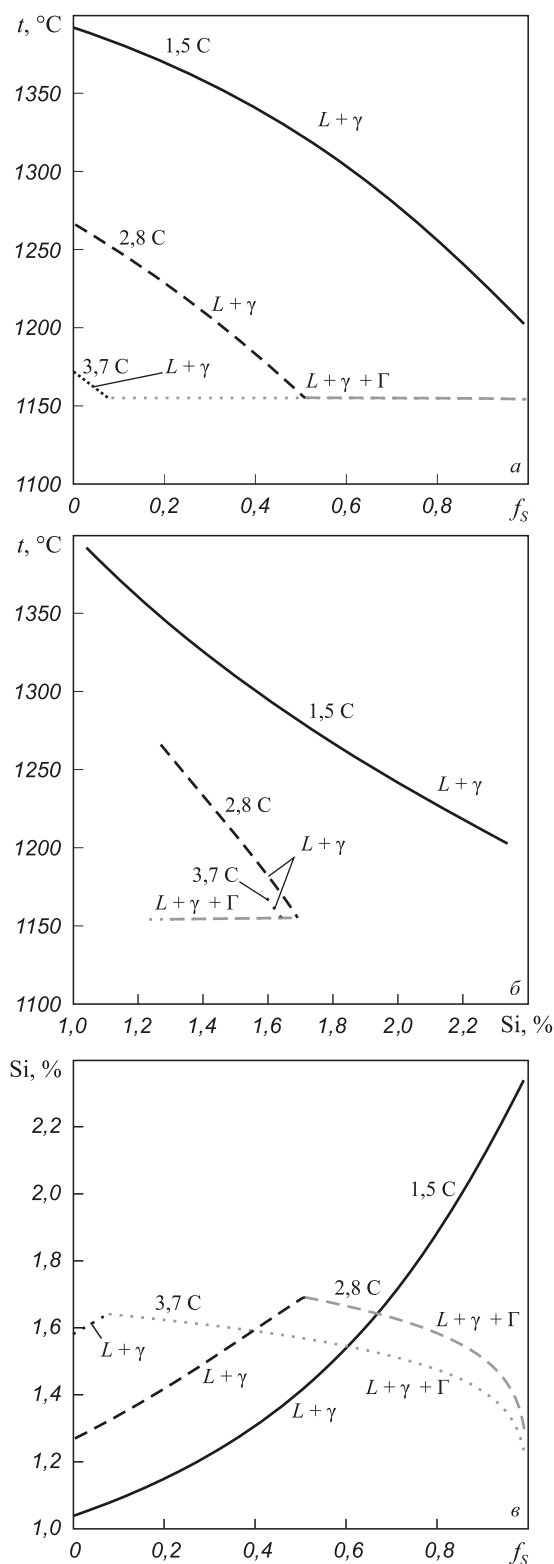


Рис. 5. Изменение массовой доли твердой фазы (а), содержания кремния в аустените в зависимости от температуры в сплавах 1,5 С, 2,8 С, 3,7 С (б), зависимость содержания кремния в аустените от доли твердой фазы в тех же сплавах при неравновесной кристаллизации по стабильной диаграмме состояния (в)

Fig. 5. Change of the solid fraction (a), Si content in austenite according to the temperature in alloys 1.5 C, 2.8 C, 3.7 C (b), relation between Si concentration in austenite and solid fraction in that alloys during non-equilibrium solidification calculated using stable phase diagram (c)

ленным на рис. 5, в для сплава 2,8 С. Как видно, по ходу первичной кристаллизации этого сплава содержание кремния в аустените увеличивается. В этом сплаве доли первичных кристаллов и эвтектики практически одинаковы. Прямая микроликвация в первичном аустените приводит к увеличению содержания кремния на границе дендритной ячейки, а последующая кристаллизация эвтектического аустенита вызывает снижение содержания кремния, в результате чего возникает максимум содержания кремния на границе раздела первичного и эвтектического аустенита, так называемый «ободок».

Авторы работы [8] связывают изменение направления ликвации кремния с изменением коэффициента распределения кремния с $k_{\text{Si}} < 1$ для сплавов с прямой микроликвацией, до $k_{\text{Si}} > 1$ для сплавов с обратной микроликвацией. Рассмотрим неравновесную кристаллизацию сплава 2,8 С (Fe – 2,8 % С – 1,5 % Si) по стабильной диаграмме состояния более подробно. На рис. 6 представлены кривые изменения содержания кремния в жидкой фазе (1), аустените (2), а также значение коэффициента распределения (3). В начале первичной кристаллизации содержание кремния в жидкой фазе превышает содержание кремния в аустените, и, следовательно, коэффициент распределения кремния меньше единицы ($k_{\text{Si}} < 1$). По ходу первичной кристаллизации содержание кремния в аустените значительно увеличивается, а в жидкости меняется значительно меньше, и при этом проходит через небольшой максимум. При температуре 1194 °С содержание кремния в жидкости и в аустените сравнивается, в этот момент

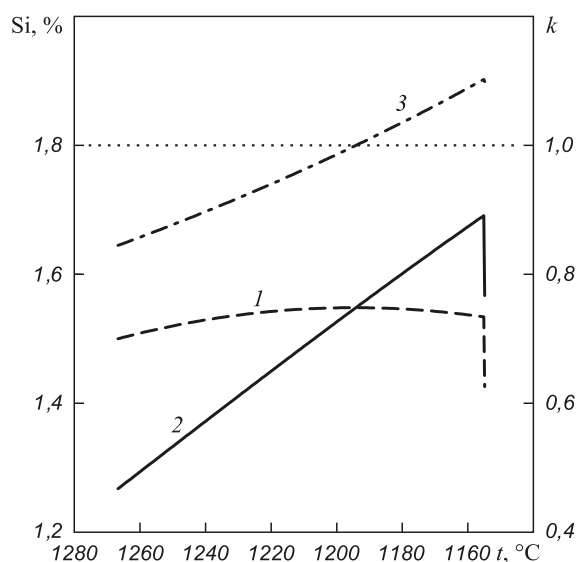


Рис. 6. Изменение содержания кремния в жидкой фазе (1) и аустените (2), а также вычисленный коэффициент распределения кремния k_{Si} (3) при неравновесной кристаллизации сплава 2,8 С (Fe – 2,8 % С – 1,5 % Si) по стабильной диаграмме состояния

Fig. 6. Change of Si concentration in the liquid phase (1) and austenite (2), and silicon partition coefficient k_{Si} (3) at non-equilibrium solidification of the alloy 2.8 C (Fe – 2.8 % C – 1.5 % Si) calculated using stable phase diagram

коэффициент распределения кремния равен единице ($k_{Si} = 1$). Ниже 1194 °С содержание кремния в аустените превышает содержание кремния в жидкости и $k_{Si} > 1$. При эвтектической кристаллизации происходит значительное снижение содержания кремния как в жидкой фазе, так и в аустените эвтектики, при этом коэффициент распределения $k_{Si} > 1$ (в данном случае речь идет не о всей твердой фазе, а только об аустените). Как было показано ранее (рис. 5, б), при таком ходе кристаллизации в дендритах первичного аустенита будет наблюдаться прямая микроликвация кремния. При нарастании на дендритах первичного аустенита кристаллов эвтектического аустенита микроанализ будет выявлять так называемый ободок с повышенным содержанием кремния. Следует подчеркнуть, что прохождение коэффициента распределения кремния через единицу не приводит к изменению направления микроликвации этого элемента в первичных кристаллах, хотя такое возможно и было обнаружено авторами в системе Cu–Ni–Mn [24].

Выводы. Методом микрорентгеноспектрального анализа исследована микроликвация кремния в сером чугунах и показано, что содержание кремния по сечению дендритной ячейки аустенита практически не изменяется. Понижение содержания кремния по границам дендритных ячеек связано с кристаллизацией эвтектического аустенита на поверхности дендритов первичного аустенита.

Расчетами неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc показано, что микроликвация кремния в первичном аустените чугунов может быть только прямой (содержание кремния в центрах дендритных ячеек ниже, чем на границах дендритных ячеек).

Обнаруживаемая рядом авторов обратная и двойная микроликвация кремния в серых чугунах по всей видимости связана с тем, что авторы этих работ наблюдали дендритную ячейку, в которой, помимо первичного аустенита, был эвтектический аустенит, обедненный кремнием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малиночка Я.Н. Фазовые состояния и внутрикристаллическая ликвация в Fe-C-Si сплавах // Литейное производство. 1957. № 10. С. 19 – 22.
2. Малиночка Я.Н. Дендритная ликвация кремния в сталях // Сталь. 1958. № 12. С. 1130 – 1132.
3. Малиночка Я.Н. О внутрикристаллической ликвации кремния в сером чугуне // Литейное производство. 1959. № 1. С. 32 – 36.
4. Малиночка Я.Н. Характер микроликвации кремния в сталях и чугунах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1962. № 7. С. 165 – 171.
5. Малиночка Я.Н., Масленков С.Б., Егоршина Т.В. Исследование микроликвации в чугуне с помощью электронного зонда // Литейное производство. 1963. № 1. С. 22 – 25.
6. Жуков А.А. Ликвация кремния в магниевом чугуне // Металловедение и термическая обработка металлов. 1968. № 5. С. 54 – 56.
7. Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – 2-е изд., перераб. – М.: Металлургия, 1979. – 232 с.
8. Костылева Л.В., Ильинский В.А. Ликвация кремния в сплавах Fe-C // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. № 12. С. 39 – 43.
9. Jiyang Z. Colour metallography of cast iron // China foundry. 2009. Vol. 6. No. 4. P. 336 – 374.
10. Owahdi A., Hedjazi J., Davami P. etc. Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron // Materials science and technology. 1997. Vol. 13. No.10. P. 813 – 817.
11. Pietrowski S., Gumienny G. Microsegregation in nodular cast iron with carbides // Archives of Foundry Engineering. 2012. Vol. 12. No. 4. P. 127 – 134.
12. Zhukov A.A. Thermodynamics of microsegregation and influence of elements on structure of unalloyed and alloyed cast iron // Metal Science. 1978. Vol. 12. No. 11. P. 521 – 524.
13. Lacaze J. Solidification of spheroidal graphite cast irons: III. Microsegregation related effects // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 14. P. 3779 – 3792.
14. Selig C., Lacaze A. Study of microsegregation buildup during solidification of spheroidal graphite cast iron // Metallurgical and Materials Transactions B. 2000. Vol. 31. No. 4. P. 827 – 836.
15. Swindells N., Burke J. Silicon microsegregation and first stag graphitization in white cast irons // Metallurgical Transactions. 1971. Vol. 2. P. 3257 – 3263.
16. Kagawa A., Okamoto T. Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification // Journal of materials science. 1984. Vol. 19. No. 7. P. 2306 – 2318.
17. Kagawa A., Iwata K., Nofal A.A., Okamoto T. Theoretical evaluation of equilibrium partition coefficients of solute elements in Fe-C-base quaternary and multicomponent systems // Materials Science and Technology. 1985. Vol. 1. P. 678 – 683.
18. Kagawa A., Okamoto T. Partition of silicon during eutectic solidification of iron-carbon-silicon alloy // Metal Science. 1980. Vol. 14. No. 11. P. 519 – 524.
19. Andersson J.O., Helander T., Höglund L. etc. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science // CALPHAD. 2002. Vol. 26. P. 273 – 312.
20. Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7.
21. Bhadeshia H., Honeycomb R. Steels: Microstructure and Properties. 3rd Edition. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. – 360 p.
22. Song E.-J. High Temperature Oxidation of Si-Containing Steel: Master thesis. Pohang: Pohang University of Science and Technology, 2011.
23. Герцикен С.Д., Дехтяр И.Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. – М.: ФИЗМАТГИЗ, 1960. – 564 с.
24. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Cheverikin V.V. The partition coefficients of components in Cu-Ni-Mn alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46. Issue 2. P. 843 – 850.

Поступила 16 января 2017 г.

MICROSEGREGATION OF SILICON IN CAST IRON

V.E. Bazhenov, M.V. Pikunov

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

Abstract. The literature presents contradictory data on the microsegregation of silicon in cast iron. Authors of the previous works have investigated silicon microsegregation in dendritic cell consisting both of primary austenite and eutectic austenite that grows on the primary austenite dendrites. Since the silicon content in austenite affects the temperature and completeness of the phase transitions during cooling and heat treatment, the absence of data on silicon microsegregation do not allow to predict the microstructure of cast iron in the as-cast condition and after heat treatment. The silicon microsegregation in gray cast iron with composition Fe + 3.11 % C + 1.6 % Si + 0.4 % Mn by the energy dispersive X-ray spectroscopy and calculation of the nonequilibrium solidification in the Thermo-Calc software were investigated. The silicon microsegregation in the primary austenite is not observed. The silicon content in the primary austenite was $\approx 2\%$ that is higher than silicon content in the eutectic austenite $\approx 1.5\%$. Due to the calculations results the microsegregation of silicon in primary austenite are negligible. By calculation the non-equilibrium solidification of ternary alloys Fe–Si–C [Fe + 1.5 % Si + X % C], at X = 1.5; 2.8; 3.7 it was shown that the only primary austenite solidified at 1.5 % C and microsegregation of silicon are positive (Si content in the center of the dendritic cells is lower than on its boundaries). For the alloy with 2.8 % C, the microsegregation of Si in the primary austenite is also positive, however the silicon content in the eutectic austenite, growing on the primary austenite during the austenite-graphite eutectic formation, will be lower and the “rim effect” (maximum Si content at the boundary between primary and eutectic austenite) should appear. At the 3.7 % of C in alloys the primary dendrites amount should be limited, so the major part of the dendritic cell should consist of the eutectic austenite, the Si content in which should be decreasing during the solidification. In this case the so-called negative microsegregation should occur.

Keywords: silicon microsegregation, gray cast iron, white cast iron, non-equilibrium solidification, Thermo-Calc.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-230-236

REFERENCES

1. Malinovichka Ya.N. Phase conditions and microsegregation in Fe–C–Si alloys. *Liteinoe proizvodstvo*. 1957, no. 10, pp. 19–22. (In Russ.).
2. Malinovichka Ya.N. Dendritic microsegregation of silicon in steels. *Stal'*. 1958, no. 12, pp. 1130–1132. (In Russ.).
3. Malinovichka Ya.N. On silicon microsegregation in gray cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1959, no. 1, pp. 32–36. (In Russ.).
4. Malinovichka Ya.N. Silicon microsegregation pattern in steels and cast irons. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1962, no. 7, pp. 165–171. (In Russ.).
5. Malinovichka Ya.N., Maslennikov S.B., Egorshina T.V. Investigation of microsegregation in cast iron using electron microprobe. *Liteinoe proizvodstvo*. 1963, no. 1, pp. 22–25. (In Russ.).
6. Zhukov A.A. Microsegregation of silicon in magnesium cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*. 1968, vol. 10, no. 5, pp. 382–385.
7. Zhukov A.A. *Geometricheskaya termodinamika splavov zheleza* [Geometrical thermodynamics of ferrous alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 232 p. (In Russ.).
8. Kostyleva L.V., Il'inskii V.A. Microsegregation of silicon in Fe–C alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1989, no. 12, pp. 39–43. (In Russ.).
9. Jiyang Z. Colour metallography of cast iron. *China foundry*. 2009, vol. 6, no. 4, pp. 336–374.
10. Owahdi A., Hedjazi J., Davami P., Fazli M., Shabestari J.M. Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron. *Materials science and technology*. 1997, vol. 13, no. 10, pp. 813–817.
11. Pietrowski S., Gumienny G. Microsegregation in nodular cast iron with carbides. *Archives of Foundry Engineering*. 2012, vol. 12, no. 4, pp. 127–134.
12. Zhukov A.A. Thermodynamics of microsegregation and influence of elements on structure of unalloyed and alloyed cast iron. *Metal Science*. 1978, vol. 12, no. 11, pp. 521–524.
13. Lacaze J. Solidification of spheroidal graphite cast irons: III. Microsegregation related effects. *Acta mater*. 1999, vol. 47, no. 14, pp. 3779–3792.
14. Selig C., Lacaze A. Study of microsegregation buildup during solidification of spheroidal graphite cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2000, vol. 31, no. 4, pp. 827–836.
15. Swindells N., Burke J. Silicon Microsegregation and First Stag Graphitization in White Cast Irons. *Metallurgical Transactions*. 1971, vol. 2, pp. 3257–3263.
16. Kagawa A., Okamoto T. Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification. *Journal of materials science*. 1984, vol. 19, no. 7, pp. 2306–2318.
17. Kagawa A., Iwata K., Nofal A.A., Okamoto T. Theoretical evaluation of equilibrium partition coefficients of solute elements in Fe–C–base quaternary and multicomponent systems. *Materials Science and Technology*. 1985, vol. 1, pp. 678–683.
18. Kagawa A., Okamoto T. Partition of silicon during eutectic solidification of iron–carbon–silicon alloy. *Metal Science*. 1980, vol. 14, no. 11, pp. 519–524.
19. Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B. *Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science*. CALPHAD. 2002, vol. 26, pp. 273–312.
20. *Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7*.
21. Bhadeshia H., Honeycomb R. *Steels: Microstructure and Properties*. 3rd Ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006, 360 p.
22. Song E.-J. *High Temperature Oxidation of Si-Containing Steel: Master thesis*. Pohang: Pohang University of Science and Technology, 2011.
23. Gertsriken S.D., Dekhtyar I.Ya. *Diffuziya v metallakh i splavakh v tverdoi faze* [Solid phase diffusion in metals and alloys]. Moscow: FIZMATGIZ, 1960, 564 p. (In Russ.).
24. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Cheverikin V.V. The partition coefficients of components in Cu–Ni–Mn alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015, vol. 46, Issue 2, pp. 843–850.

Information about the authors:

V.E. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Foundry technology and art processing of materials”
(v.e.bagenov@gmail.com)

M.V. Pikunov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Foundry technology and art processing of materials”

Received January 16, 2017

УДК: 669.14.018.5: 620.179.14

О ВЛИЯНИИ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ РАСПЛАВА СТАЛИ 35ХГФ*

Боровых М.А., аспирант кафедры физики

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

Цепелев В.С., д.т.н., профессор кафедры «Безопасность жизнедеятельности»

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

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

Аннотация. Исследовано влияние зеренной структуры, кристаллического строения, дефектов образцов стали 35ХГФ на характер температурной зависимости удельного электросопротивления расплава при температурах 1450 – 1720 °С. Зеренная структура, кристаллическое строение изменялись в результате термообработки – нормализации и отпуска. О характеристиках зеренной структуры, кристаллического строения, дефектов судили по результатам металлографического исследования. Металлографическое исследование выполняли методом дифракции обратно рассеянных электронов – EBSD-анализа. Области сканирования выбирали с включением дефектов металла технологического происхождения, а именно, микроскопических несплошностей, заполненных газом или шлаком. Результаты EBSD-анализа представлены в виде IPF-карт, где отражено текстурное состояние образцов с использованием метода назначения цветности. Микроструктура образца стали 35ХГФ после нормализации при 910 °С характеризуется наиболее мелкими кристаллитами (порядка 1 мкм) и наибольшей протяженностью зеренных границ. Все образцы имеют дефекты – несплошности размером порядка 1 мкм. Удельное электросопротивление образцов жидкой стали 35ХГФ измеряли методом вращающего магнитного поля в режиме нагрева и последующего охлаждения. Для образцов, предварительно нормализованных при 910 °С, обнаружено расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления и необратимое уменьшение температурного коэффициента удельного электросопротивления в режиме охлаждения расплава. Расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления и необратимое уменьшение температурного коэффициента удельного электросопротивления обсуждается в рамках представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов и явлении металлургической наследственности. Согласно представлениям о микронеоднородном строении металлических расплавов, при плавлении многофазного стального слитка не образуется сразу же однородный на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур сохраняется химически микронеоднородное состояние. Судя по ветвлению температурных зависимостей удельного электросопротивления, переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи температуры этого ветвления $T^* = 1640$ °С. Значение температуры T^* , согласно представлениям о явлении структурной металлургической наследственности, зависит от микроструктуры, фазового состава и кристаллического строения исходного образца. Наличие несплошностей приводит к появлению при расплавлении металла избыточного объема расплава, который частично сохраняется при охлаждении и кристаллизации. В этом случае температурный коэффициент удельного сопротивления в режиме охлаждения близок к нулю по абсолютной величине, даже при скоростях охлаждения слитка порядка 10 °С/с изменяются условия кристаллизации, в частности, повышается склонность металла к аморфизации.

Ключевые слова: сталь, микроструктура, кристаллическое строение, расплав, электросопротивление, микронеоднородности, температурный коэффициент сопротивления.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-237-243

При экспериментальном изучении температурной зависимости электросопротивления стали, как правило, ставится задача получения информации о строении металла, о температурах, при нагреве до которых происходят структурные изменения в твердом и жидком металле [1]. Абсолютная величина удельного электросопротивления при данной температуре, температурный коэффициент удельного электросопротивления сталей существенным образом зависят от зеренной структуры, кристаллического строения металла, наличия точечных дефектов и дислокаций [2]. Например,

растворяясь в железе, кремний сильно искажает кристаллическую решетку и повышает электросопротивление. При увеличении содержания кремния в стали до 4,8 % сопротивление достигает 0,7 Ом·мм²/м, т. е. увеличивается в 7 раз по сравнению с чистым железом. Влияние границ зерен и кристаллического строения на величину электросопротивления поликристаллических материалов исследовано весьма слабо. Изменение кристаллического строения стальных изделий достигается в результате термообработки. Известно, что в процессе отпуска электросопротивление стали будет снижаться в результате распада пересыщенного твердого раствора и изменения дисперсности образующихся фаз. Наибольшее влияние на электросопротивление при

* Работа поддержана в рамках научных исследований высших учебных заведений Российской Федерации по государственному заданию № 2014/236.

этом оказывают точечные дефекты (вакансии). Дислокации незначительно изменяют электросопротивление. Поэтому возврат, который предшествует рекристаллизации стали, практически полностью восстанавливает величину электросопротивления до исходного. Эта особенность позволяет оценивать величину образования вакансий в сталях при различных энергетических воздействиях. К таким воздействиям относят деформацию, закалку, облучение частицами высоких энергий.

Электросопротивление является структурно чувствительным свойством металлического расплава. В частности, известны многочисленные экспериментальные свидетельства того, что при температурах выше температуры ликвидус в многокомпонентном металлическом сплаве в течение длительного времени могут существовать микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава [3 – 6]. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры или иные энергетические воздействия, например, ультразвуковая кавитация. После такого воздействия расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микронеоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей удельного электросопротивления расплава. Обнаружено расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления расплава, соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политемпературного нагрева и охлаждения [7 – 10].

В данной работе исследовано влияние кристаллического строения образцов стали 35ХГФ на характер температурной зависимости удельного электросопротивления при температурах 1450 – 1720 °С. Кристаллическое строение образцов стали 35ХГФ изменялось в результате термообработки – нормализации и отпуска. О кристаллическом строении образцов стали 35ХГФ судили по результатам металлографического исследования, выполненного средствами EBSD-анализа.

Выбор в качестве объекта исследования жидкой стали определил выбор метода измерения электросопротивления [11 – 19]. В данной работе использован метод вращающего магнитного поля в его относительном варианте [14 – 19]. Удельное электросопротивление образцов стали 35ХГФ определяли по углу закручивания контейнера с исследуемым образцом, подвешенным на упругой нити, под действием вращающегося магнитного поля – методом Регеля [14 – 15]. А.Р. Регель [14 – 15] показал, что угол закручивания подвешенной системы φ пропорционален удельной проводимости металла, если радиус цилиндрического образца

r соизмерим с высотой H . Это соотношение является приближенным, поскольку при его выводе не учитывалось, в частности, влияние вязкости образца на величину действующего на него момента сил. Погрешность, вносимая принятыми приближениями, не поддается корректной оценке. Поэтому приводимые в ряде работ оценки его точности величинами в интервале 1 – 5 % представляются неоправданно оптимистическими. Тем не менее, применение данного метода в качестве весьма чувствительного индикатора структурных перестроек расплава в ряде случаев оказалось плодотворным.

Значения ρ рассчитывали, исходя из уравнения [14 – 15]: $\rho = K H r^4 \left(\frac{U^2}{\varphi} - 1 \right)$, где $K = \frac{\rho_{\text{эт}} \left(\frac{\varphi_{\text{эт}}}{\varphi_0} - 1 \right)}{U^2 H_{\text{эт}} r_{\text{эт}}^4}$;

φ_0 – угол закручивания пустой системы при данной температуре; K – эмпирическая постоянная, определяемая для каждой температуры; U – напряжение, подаваемое на катушки индуктивности для создания вращающего магнитного поля. Зависимости $\varphi_0(T)$ и $\varphi_{\text{эт}}(T)$ определяются в результате калибровочных измерений с эталонным образцом, не имеющим аномалий на кривой $\rho(T)$ в исследуемом интервале температур. В качестве эталонного образца в работе использовался монокристалл вольфрама, подвергнутый зонной чистке, электросопротивление которого описывается зависимостью [20]: $\rho_w = 4,5679 \cdot 10^{-6} T^2 + 2,3476 \cdot 10^{-2} T + 4,8128$.

При проведении эксперимента необходимо учитывать два обстоятельства. Во-первых, применяющееся для расчета ρ уравнение справедливо в тех случаях, когда можно пренебречь влиянием самоиндукции на вращающий момент, действующий на образец [21 – 23].

Это условие реализуется, если параметр $t = r \sqrt{\frac{2\pi\omega}{\rho c}} \ll 1$,

где ω – циклическая частота; c – скорость света в вакууме. Если в опытах с жидкими сталями использовать подвесную систему установки, описанную в работе [21], то параметр $t = 1,4 \cdot 10^{-2}$ (железо при $T = 1500$ °С) и, следовательно, условие выполняется. Во-вторых, при измерении электросопротивления расплава ρ , в принципе, необходимо учитывать его динамическую вязкость η [23 – 24]. Движением жидкого металла в поле можно пренебречь, если мал МГД-критерий Гартмана

Ha , т. е. при условии [23]: $Ha = Br \sqrt{\frac{1}{\rho \eta}}$, где B – составляющая поля, перпендикулярная движению жидкости. Для жидкой стали в условиях данной установки $Ha \sim 0,014$ (железо при $T = 1500$ °С), т. е. критерий Гартмана выполняется с достаточной точностью.

Удельное электросопротивление измеряли методом вращающего магнитного поля в режиме нагрева от 1450 до 1720 °С и последующего охлаждения образца. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до

0,001 Па. Затем запускали гелий до давления примерно 10^5 Па. Образцы выдерживали в камере с инертной средой в течение 5 – 8 мин при температуре 1300 °С, затем производился нагрев до 1730 °С с шагом 30 – 50°. Изотермические выдержки в точках отсчета составляли не менее 15 мин. Признаки испарения расплава, уменьшения массы образца не наблюдались. Измерения удельного электросопротивления проводили на установке, описанной в работах [21 – 22]. Оценка погрешности измерений удельного электросопротивления по методике [24] показала, что при использовании тиглей из BeO общая относительная погрешность близка к 3 %. Ее случайная составляющая, определяющая точность фиксации аномальных точек на температурных зависимостях ρ , не превышает 2 % при доверительной вероятности $p = 0,95$.

Образцы для исследования – сталь 35ХГФ. Сталь конструкционная легированная 35ХГФ содержит компоненты в следующем соотношении, % (по массе): углерод 0,31 – 0,38; кремний 0,17 – 0,37; марганец 0,95 – 1,25; хром 1,0 – 1,30; ванадий не 0,06 – 0,12; сера не более 0,035; фосфор не более 0,035 [25 – 26]. Образцы отобраны от готовых труб в условиях ОАО «Синарский трубный завод» и отличаются режимом термообработки (ТО): образец 1 – нормализация при 910 °С и отпуск при 700 °С в печах скоростного нагрева; образец 2 – отпуск при 700 °С в печах скоростного нагрева; образец 3 – нормализация при 910 °С; образец 4 – длительный отпуск при 700 °С. Металлографическое исследование выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss AURIGA

Cross Beam с использованием функций рентгеновского микроанализа (EDS) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Выбор областей сканирования осуществлялся с включением дефектов металла технологического происхождения, а именно, микроскопических несплошностей, заполненных газом или шлаком. При финишной подготовке образцов для дифракционных исследований использовали прецизионную специализированную машину для шлифования с микропроцессорным управлением и электронным контролем плоскостности Logitech PM5. Абразив – коллоидная суспензия SiO_2 .

Результаты металлографического изучения кристаллического строения образцов стали 35ХГФ представлены на рис. 1 в виде IPF-карт (карт ориентации кристаллитов в формализме обратных полюсных фигур (inverse pole figure – IPF)). Фактически отражено текстурное состояние образцов с использованием метода назначения цветности. Микроструктура образца 3 характеризуется наиболее мелкими кристаллитами (порядка 1 мкм) и наибольшей протяженностью зеренных границ. Угол толерантности $\Theta = 10^\circ$. Микроструктура образца 2 имеет наиболее выраженную текстуру и наиболее крупное зерно. Для образцов 1, 3, 4 обнаружены несплошности размером порядка 1 мкм. Как видно из рис. 1, вблизи несплошностей в наличии широкая цветовая гамма, которая свидетельствует о высокой степени разнонаправленности кристаллитов и слабо выраженной текстуре.

Результаты резистометрического исследования образцов стали 35ХГФ представлены на рис. 2. Измерение удельного электросопротивления проведены в ин-

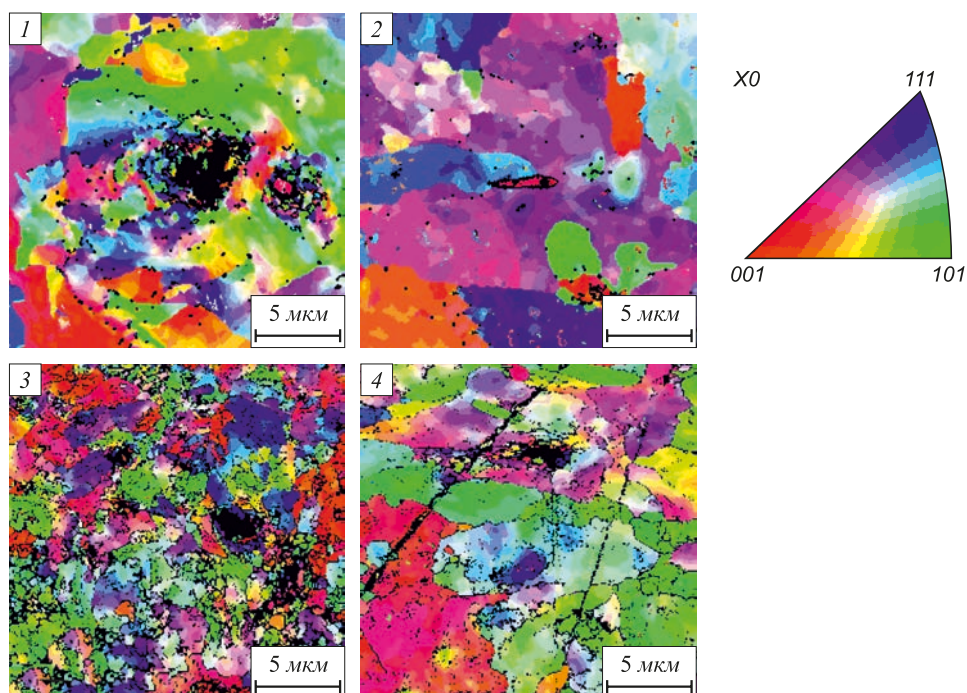


Рис. 1. IPF – карты. Номер образца обозначен на рисунке

Fig. 1. IPF – patterns. The number of the sample is marked on the figure

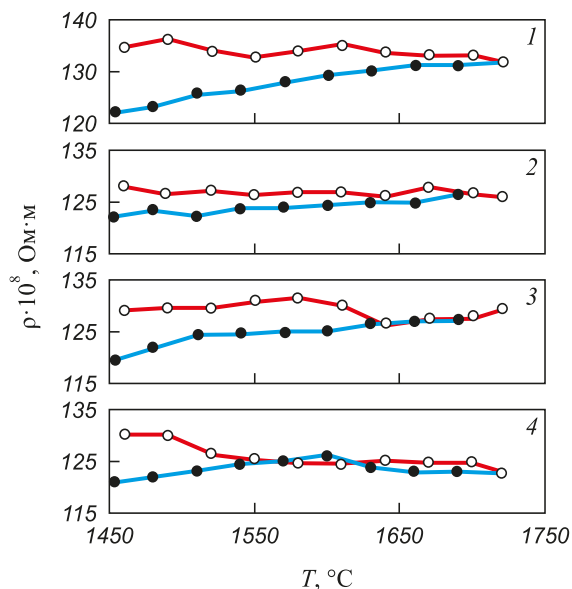


Рис. 2. Температурная зависимость удельного электросопротивления образцов стали 35ХГФ:

● – нагрев, ○ – охлаждение. Номер образца обозначен на рисунке

Fig. 2. Temperature dependence of electrical resistivity of 35KhGF steel samples:

● – heating, ○ – cooling. The number of the sample is marked on the figure

тервале температур 1450 – 1720 °C в режиме нагрева и последующего охлаждения образца. Для образцов 1 и 3 обнаружено расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления (гистерезис) с учетом заявленной погрешности измерений (3 %). В данных опытах зафиксировано и необратимое уменьшение температурного коэффициента удельного электросопротивления до 0,003 – 0,005 мкОм·м/°C в режиме охлаждения расплава. Металл образцов 1 и 3 был предварительно нормализован при 910 °C. Металл образцов 2 и 4, не обнаруживших гистерезис политем, предварительно был подвергнут отжигу при 700 °C. Температурные зависимости удельного электросопротивления во всех опытах в режиме охлаждения носят монотонный характер и близки к линейным зависимостям. Для образца 3 температурный коэффициент удельного электросопротивления в режиме охлаждения имеет наименьшую абсолютную величину. Ранее аналогичные закономерности в резистометрических экспериментах с жидкими сталями отмечали и авторы работ [27 – 30]. Таким образом, для жидкой стали 35ХГФ температуру, отвечающую необратимому изменению структурного состояния расплава T^* , по началу высокотемпературного совпадающего участка политем нагрева и охлаждения [7 – 10] удалось идентифицировать только для образцов 1 и 3 ($T^* = 1640$ °C). Сравнение данных EBSD-анализа (см. рис. 1) и температурных зависимостей удельного электросопротивления расплава (рис. 2) указывает на корреляцию характеристик кристаллического строения металла (размер зерна, на-

личие несплошностей по границам зерен) и величины температурного коэффициента электросопротивления. Обращает внимание, что гистерезис температурных зависимостей удельного электросопротивления расплава характерен только для образцов, имевших несплошности кристаллической структуры.

Полученные результаты в отношении абсолютных значений удельного электросопротивления согласуются с литературными данными. Сталь в первом приближении можно рассматривать как сплав Fe–C. Удельное сопротивление жидкого железа с содержанием основного элемента 99,8 % (по массе) при 1600 °C составляет $137 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, а при 1700 °C – $140 \cdot 10^{-8}$ Ом·м. Удельное электросопротивление ρ сплавов Fe – 0,23 % (по массе) C при 1600 °C составляет $151 \cdot 10^{-8}$ Ом·м; ρ с ростом температуры возрастает по линейному закону [31 – 36]. Знак температурного коэффициента удельного сопротивления жидкой стали 35ХГФ $d\rho/dT$ во всех опытах в режиме нагрева положителен. Температурный коэффициент удельного сопротивления в режиме охлаждения меньше по абсолютной величине в 4 – 5 раз и отрицателен. Ранее аналогичный результат был получен при измерении удельного электросопротивления жидких жаропрочных сплавов [37]. При охлаждении жидкой стали в этом случае число электронов проводимости z , следовательно, и волновое число Ферми k_F увеличива-

ется $\left(k_F = \left(\frac{3\pi^2 z}{\Omega} \right)^{1/3} \right)$. В соответствие с теорией Фабера-Займана, в данном случае определяющим фактором является рост величины структурного фактора $a(2k_F)$. Когда удвоенный волновой вектор Ферми $2k_F$ становится равным волновому числу, соответствующему положению первого пика структурного фактора ($2k_F = K_p$), электросопротивление достигает максимального значения. В области, где $2k_F \approx K_p$, по теории Фабера-Займана температурный коэффициент электросопротивления $d\rho/dT$ близок к нулю или отрицателен, так как с ростом температуры уменьшается высота первого пика структурного фактора. Примечательно, что условие $2k_F = K_p$ лежит в основе представлений Нагела и Таука о процессе аморфизации металлических сплавов. Согласно этим представлениям, при выполнении условия $2k_F = K_p$ возникает потенциальный барьер для зарождения кристаллитов, понижается температура плавления сплава (температура эвтектики) и повышается температура стеклования, что и способствует процессу аморфизации [1].

Полученные результаты резистометрического исследования жидкой стали 35ХГФ можно качественно интерпретировать с позиций представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов [2 – 5] и явлении металлургической наследственности [38 – 40]. Согласно представлениям о микронеоднородном строении металлических расплавов, при плавлении многофазного стального слитка не образуется сразу же однородный

на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур сохраняется химически микронеоднородное состояние. Судя по ветвлению температурных зависимостей удельного электросопротивления, переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи точек этого ветвления $T^* = 1640$ °С. Значение температуры T^* , согласно представлениям о явлении структурной металлургической наследственности [38 – 40], зависит от микроструктуры, фазового состава и кристаллического строения исходного образца. Наличие несплошностей кристаллического строения металла приводит к появлению при расплавлении избыточного объема расплава, который частично сохраняется при охлаждении и кристаллизации. В этом случае температурный коэффициент удельного сопротивления в режиме охлаждения близок к нулю по абсолютной величине. Даже при скоростях охлаждения слитка порядка 10 °С/с изменяются условия кристаллизации, в частности, повышается склонность металла к аморфизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Островский О.А., Григорян В.А., Вишкарёв А.Ф. Свойства металлургических расплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 304 с.
- Fujita K., Ueda M., Ikeda M., Hayashi K. Monitoring of tempering behavior in Fe-C-Mn alloys by precise measurement of electrical resistivity (Conference Paper). THERMEC 2013; Las Vegas, NV; United States; 2 – 6 December 2013. 2014. Vol. 922. P. 173 – 176.
- Popel P.S., Chikova O.A., Matveev V.M. Metastable colloidal states of liquid metallic solutions // High Temperature Materials and Processes. 1995. Vol. 14. Issue 4. P. 219 – 233.
- Wang J., He S., Sun B. etc. Grain refinement of Al-Si alloy (A356) by melt thermal treatment // Journal of Materials Processing Technology. 2003. Vol. 141. Issue 1. P. 29 – 34.
- Calvo-Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J. etc. Superheat-dependent microstructure of molten Al-Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // Journal of Alloys and Compounds. 2013. Vol. 550. P. 9 – 22.
- Zu F.-Q. Temperature-induced liquid-liquid transition in metallic melts: a brief review on the new physical phenomenon // Metals. 2015. Vol. 5. Issue 1. P. 395 – 417.
- Колотухин Э.В., Попель П.С., Цепелев В.С. Электросопротивление расплавов системы кобальт-бор и оценка масштаба их микронеоднородности // Расплавы. 1988. Т. 2. № 3. С. 25 – 29.
- Кононенко В.И., Ражабов А.А., Рябина А.В. Вязкость и удельное электросопротивление расплавов системы Al-Li // Расплавы. 2011. № 3. С. 30 – 33.
- Li C., Du S., Zhao D. etc. Electrical resistivity feature of Cu-Sn-(Bi) alloy melts // Physics and Chemistry of Liquids. 2014. Vol. 52. Issue 1. P. 122 – 129.
- Plevachuk Yu., Sklyarchuk V., Yakymovych A. etc. Electronic properties and viscosity of liquid Pb-Sn alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2005. Vol. 394. Issue 1 – 2. P. 63 – 68.
- Wang M., Jia P., Li D., Geng H. Study on the microstructure and liquid-solid correlation of Al-Mg alloys // Physics and Chemistry of Liquids. 2016. Vol. 54. No. 4. P. 507 – 514.
- Adams P.D., Leach J.S. Resistivity of Liquid Lead-Tin Alloys // Physical Review. 1967. Vol. 156. Issue 1. P. 178 – 183.
- Журавлев С.Н., Островский О.А., Григорян В.А. Измерение электропроводности жидких металлов методом вихревых токов // Теплофизика высоких температур. 1982. Т. 20. № 4. С. 665 – 670.
- Регель А.Р. Безэлектродный метод измерения электропроводности и возможность его применения для задач физико-химического анализа // Журнал неорганической химии. 1956. Т. 1. Вып. 6. С. 1271 – 1277.
- Регель А.Р. Измерение электропроводности металлов во вращающемся магнитном поле // Журнал физической химии. 1948. Т. 18. № 6. С. 1511 – 1520.
- Регель А.Р., Глазов В.М. Периодический закон и физические свойства электронных расплавов. – М.: Наука, 1978. – 308 с.
- Воронков В.В., Иванова И.И., Туровский Б.М. О применении метода вращающегося магнитного поля для измерения электропроводности расплавов // Магнитная гидродинамика. 1973. № 2. С. 147 – 149.
- Рябина А.В., Кононенко В.И., Ражабов А.А. Безэлектродный метод измерения электросопротивления металлов в твердом и жидком состояниях и установка для его реализации // Расплавы. 2009. № 1. С. 34 – 42.
- Мокровский Н.П., Регель А.Р. Электросопротивление меди, никеля, кобальта, железа и марганца в твердом и жидком состояниях // Журнал технической физики. 1953. Т. 23. № 12. С. 2121 – 2125.
- Зиновьев В.Е. Кинетические свойства металлов при высоких температурах: Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
- Тягунов Г.В. и др. Измерение удельного электрического сопротивления методом вращающегося магнитного поля // Заводская лаборатория. 2003. № 2. Т. 69. С. 36 – 38.
- Пат. 2457473 РФ. Способ измерения электрического сопротивления металлургического расплава методом вращающегося магнитного поля / В.В. Коношков, А.М. Поводатор, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев // Бюл. изобретений. 2012. № 21.
- Физико-химические методы исследования металлургических процессов / П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев, М.Г. Крашенинников и др. – М.: Металлургия, 1988. – 511 с.
- Глазов В.М., Вобст М., Тимошенко В.И. Методы исследования свойств жидких металлов и полупроводников. – М.: Металлургия. 1989. – 384 с.
- Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
- Стали и сплавы. Марочник: Справ. изд. / В.Г. Сорокин и др. / Под науч. ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гервасьева. – М.: Интермет инжиниринг, 2001. – 608 с.
- Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. и др. Удельное электросопротивление жидких жаропрочных сплавов // Расплавы. 1996. № 6. С. 23 – 28.
- Говорухин Л.В., Клименков Е.А., Баум Б.А. и др. Удельное электросопротивление сплавов железа с хромом и кислородом при высоких температурах // Украинский физический журнал. 1984. Т. 29. № 2. С. 291.
- Тягунов А. Г., Костина Т. К., Барышев Е. Е., Тягунов Г. В. Влияние состояния расплава на структуру жаропрочных сплавов типа ЦНК // Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия. 2013. № 1. С. 79 – 84.
- Колотухин Э.В., Баум Б.А., Тягунов Г.В. и др. Электросопротивление и плотность жидких сплавов железа с бором // Изв. вуз. Черная металлургия. 1988. № 6. С. 68.
- Ершов Г.С., Касаткин Л.А., Гаврилин И.В. Электросопротивление жидкого железа с разным содержанием примесей // Изв. АН СССР. Металлы. 1976. № 2. С. 98 – 100.
- Журавлев С.Н., Островский О.И., Григорян В.А. Электросопротивление расплавов железа с углеродом бором и фосфором // Изв. вуз. Черная металлургия. 1982. № 11. С. 152 – 155.
- Транспортные свойства металлических и шлаковых расплавов: Справ. изд. / Б.М. Лепинских, А.А. Белоусов, С.Г. Бахвалов и др. / Под ред. Н.А. Ватолина. – М.: Металлургия, 1995. – 649 с.
- Гельд П.В., Баум Б.А., Клименков Е.А. и др. Электросопротивление расплавов железо-углерод // ДАН СССР. 1980. Т. 254. № 2. С. 347 – 349.

35. Кудрявцева Е.Д., Довгопол С.П., Радовский И.З. и др. Влияние состава на электросопротивление жидких сплавов железа с хромом // Журнал физической химии. 1980. Т. 54. № 1. С. 145 – 149.
36. Кудрявцева Е.Д., Сингер В.В., Радовский И.З. и др. Электронная структура жидких сплавов железа с марганцем, хромом и ванадием // Изв. вуз. Физика. 1983. № 1. С. 55 – 58.
37. Lepikhin S.V., Stepanova N.N. Investigation of the Ni₃Al-Fe alloys by resistivity measurements and differential thermal analysis // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2013. Vol. 54. Issue 6. P. 475 – 479.
38. Гаврилин И.В. О механизме образования жидких чугуновых сплавов и их наследственности // Литейное производство. 1999. № 2. С. 10 – 12.
39. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н. Взаимосвязь наследственности и качества стальных отливок // Литейное производство. 2010. № 6. С. 2 – 5.
40. Никитин В.И. Исследование применения наследственности структуры шихты для повышения качества отливок // Литейное производство. 1985. № 6. С. 20 – 21.

Поступила 28 марта 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 3, pp. 237–243.

EFFECT OF HEAT TREATMENT CONDITIONS ON ELECTRICAL RESISTIVITY OF 35KhGF MOLTEN STEEL

M.A. Borovykh, O.A. Chikova, V.S. Tsepelev, V.V. V'yukhin

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-237-243

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

REFERENCES

Abstract. The authors have studied the effect of the grain structure, crystal structure and defects of 35KhGF steel samples on the character of temperature dependence of the melt specific electrical resistance at temperatures of 1450–1720 °C. Grain and crystalline structures changed as a result of heat treatment - normalization and tempering. The peculiarities of grain and crystalline structures, the defects were recognized according to the results of metallographic study. The metallographic study was carried out by diffraction of backscattered electrons-EBSD analysis. Scanning areas were chosen with the inclusion of defects in metal of technological origin, namely, microscopic discontinuities filled with gas or slag. The results of EBSD analysis are drawn as IPF-patterns; they show the texture state of the samples using the color assignment method. The microstructure of a 35KhGF steel sample after normalization at 910 °C has the smallest crystallites (of the order of 1 μm) and the largest extent of the grain boundaries. All samples have defects – discontinuities of the order of 1 μm in size. Specific electrical resistance of molten 35KhGF steel samples was measured by the method of rotating magnetic field in heating mode and subsequent cooling. For samples preliminarily normalized at 910 °C, a discrepancy in the temperature dependences of resistivity and an irreversible decrease in the resistivity temperature coefficient were observed in cooling mode of the melt. The discrepancy between the temperature dependences of the electrical resistivity and the irreversible decrease in the temperature coefficient of the resistivity was analyzed on the basis of the microinhomogeneous structure concepts of metallic melts and the phenomenon of metallurgical heredity. According to the notion of the microheterogeneous structure of metallic melts, the melting of a multiphase steel ingot does not immediately produce a homogeneous solution of the alloying elements in the iron at the atomic level, and a chemically microinhomogeneous state is maintained in a certain temperature range. Looking at the branching of the temperature dependences of the electrical resistivity, the transition of the melt into the state of true solution occurs only near the temperature $T^* = 1640$ °C. The value of temperature T^* according to the notion of the structural metallurgical heredity phenomenon depends on microstructure, phase composition and crystalline structure of the initial sample. The presence of discontinuities leads to appearance of an excess volume of melt during metal melting, which is partially retained during cooling and crystallization. In this case, the temperature coefficient of the resistivity in cooling mode is close to zero in absolute value, even at ingot cooling rates of the order of 10 °C/s the crystallization conditions change, in particular, the metal's propensity to amorphization increases.

Keywords: steel, microstructure, crystal structure, melt resistivity, microinhomogeneity, temperature coefficient of resistance.

1. Ostrovskii O.A., Grigoryan V.A., Vishkarev A.F. *Svoystva metallicheskikh rasplavov* [Properties of metallic melts]. Moscow: Metallurgiya. 1988, 304 p. (In Russ.).
2. Fujita K., Ueda M., Ikeda M., Hayashi K. Monitoring of tempering behavior in Fe-C-Mn alloys by precise measurement of electrical resistivity (Conference Paper). *THERMEC 2013; Las Vegas, NV; United States; 2-6 December 2013*. 2014, vol. 922, pp. 173–176.
3. Popel P.S., Chikova O.A., Matveev V.M. Metastable colloidal states of liquid metallic solutions. *High Temperature Materials and Processes*. 1995, vol. 14, Issue 4, pp. 219–233.
4. Wang J., He S., Sun B., Guo Q., Nishio M. Grain refinement of Al-Si alloy (A356) by melt thermal treatment. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, vol. 141, Issue 1, pp. 29–34.
5. Calvo-Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J., Besser M., Morris J.R., Dahlborg U. Superheat-dependent microstructure of molten Al-Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013, vol. 550, pp. 9–22.
6. Zu F.-Q. Temperature-induced liquid-liquid transition in metallic melts: a brief review on the new physical phenomenon. *Metals*. 2015, vol. 5, Issue 1, pp. 395–417.
7. Kolotukhin E. V., Popel' P. S., Tsepelev V. S. Electrical resistivity of melts of cobalt-boron system and estimation of their microinhomogeneity scale. *Rasplavy*. 1988, vol. 2, no. 3, pp. 25–29. (In Russ.).
8. Kononenko V.I., Razhabov A.A., Ryabina A.B. Viscosity and specific electrical resistance of melts of Al-Li system. *Rasplavy*. 2011, no. 3, pp. 30–33. (In Russ.).
9. Li C., Du S., Zhao D., Zhou G., Geng H. Electrical resistivity feature of Cu-Sn-(Bi) alloy melts. *Physics and Chemistry of Liquids*. 2014, vol. 52, Issue 1, pp. 122–129.
10. Plevachuk Yu., Sklyarchuk V., Yakymovych A., Willers B., Eckert S. Electronic properties and viscosity of liquid Pb-Sn alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005, vol. 394, Issue 1-2, pp. 63–68.
11. Wang M., Jia P., Li D., Geng H. Study on the microstructure and liquid-solid correlation of Al-Mg alloys. *Physics and Chemistry of Liquids*. 2016, vol. 54, no. 4, pp. 507–514.
12. Adams P.D., Leach J.S. Resistivity of Liquid Lead-Tin Alloys. *Physical Review*. 1967, vol. 156, Issue, pp. 178–183.
13. Zhuravlev S.N., Ostrovskii O.A., Grigoryan V.A. Measurement of the electrical conductivity of liquid metals by the eddy-current method. *High Temperature*. 1982, vol. 20, no. 4, pp. 551–555.
14. Regel' A.R. Electrodeless method for measuring electrical conductivity and possibility of its application to the problems of physical and chemical analysis. *Zhurnal neorganicheskoi khimii*. 1956, vol. 1, no. 6, pp. 1271–1277. (In Russ.).

15. Regel' A.R. Measurement of electrical conductivity of metals in rotating magnetic field. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1948, vol. 18, no. 6, pp. 1511–1520. (In Russ.).
 16. Regel' A.R., Glazov V.M. *Periodicheskiy zakon i fizicheskie svoystva elektronnykh rasplavov* [Periodic law and physical properties of electronic melts]. Moscow: Nauka, 1978, 308 p. (In Russ.).
 17. Voronkov V.V., Ivanova I.I., Turovskii B.M. On application of rotating magnetic field method for measuring the electrical conductivity of melts. *Magnitnaya gidrodinamika*. 1973, no. 2, pp. 147–149. (In Russ.).
 18. Ryabina A.B., Kononenko V.I., Razhabov A.A. Electrodeless method for measuring the electrical resistivity of metals in solid and liquid states and an installation for its implementation. *Raspavy*. 2009, no. 1, pp. 34–42. (In Russ.).
 19. Mokrovskii N.P., Regel' A.R. Electrical resistance of copper, nickel, cobalt, iron and manganese in solid and liquid states. *Zhurnal tekhn. fiziki*. 1953, vol. 23, no. 12, pp. 2121–2125. (In Russ.).
 20. Zinov'ev V.E. *Kineticheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh. Spravochnik* [Kinetic properties of metals at high temperatures]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 200 p. (In Russ.).
 21. Tyagunov G.V. etc. Measurement of resistivity by the rotating magnetic field method. *Zavodskaya laboratoriya*. 2003, no. 2, vol. 69, pp. 36–38. (In Russ.).
 22. Konashkov V.V., Povodator A.M., V'yukhin V.V., Tsepelev V.S. *Sposob izmereniya elektricheskogo soprotivleniya metalliches-kogo rasplava metodom vrashchayushchegosya magnitnogo polya* [Method of measurement of metallic melt electrical resistance by rotating magnetic field]. Patent RF no. 2457473. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 21. (In Russ.).
 23. Arsent'ev P.P., Yakovlev V.V., Krashennnikov M.G., Pronin L.A., Filippov E.S. *Fiziko-khimicheskie metody issledovaniya metallurgicheskikh protsessov* [Physico-chemical methods of research of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 511 p. (In Russ.).
 24. Glazov V.M., Vobst M., Timoshenko V.I. *Metody issledovaniya svoystv zhidkikh metallov i poluprovodnikov* [Methods of research of properties of liquid metals and semiconductors]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 384 p. (In Russ.).
 25. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steel]. Moscow: MISIS, 1999, 408 p. (In Russ.).
 26. Sorokin V.G. etc. *Stali i splavy. Marochnik: Sprav. Izd.* [Steel and alloys. Grade guide: Reference book]. Sorokin V.G., Gervas'ev M.A. eds. Moscow: Internet inzhiniring. 2001, 608 p. (In Russ.).
 27. Tyagunov A.G., Baryshev E.E., Tsepelev B.C., Kostina T.K., Baum B.A., Savin O.V. Resistivity of liquid high-temperature strength alloys. *Raspavy*. 1996, no. 6, pp. 23–28. (In Russ.).
 28. Govorukhin L.V., Klimenkov E.A., Baum B.A. etc. Specific electrical resistivity of alloys of iron with chromium and oxygen at high temperatures. *Ukr.fiz.zhurn.* 1984, vol. 29, no. 2, pp. 291. (In Russ.).
 29. Tyagunov A.G., Kostina T.K., Baryshev E.E., Tyagunov G.V. The effect of melts state on the structure of TsNK type superalloys. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Metallurgiya*. 2013, no. 1, pp. 79–84. (In Russ.).
 30. Kolotukhin E.V., Baum B.A., Tyagunov G.V. etc. Electric resistivity and density of liquid ferroalloys with boron. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1988, no. 6, p. 68. (In Russ.).
 31. Ershov G.S., Kasatkin L.A., Gavrilin I.V. Electrical resistivity of liquid iron with different content of impurities. *Izv. AN SSSR. Metallurgiya*. 1976, no. 2, pp. 98–100. (In Russ.).
 32. Zhuravlev S.N., Ostrovskii O.I., Grigoryan V.A. Electrical resistivity of iron melts with carbon, boron and phosphorus. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, no. 11, pp. 152–155. (In Russ.).
 33. Lepinskikh B.M., Belousov A.A., Bakhvalov S.G. etc. *Transportnye svoystva metallicheskh i shlakovykh rasplavov: Sprav. izd.* [Transport properties of metal and slag melts]. Vatolin N.A. ed. Moscow: Metallurgiya, 1995, 649 p. (In Russ.).
 34. Gel'd P.V., Baum B.A., Klimenkov E.A. etc. Electrical resistivity of iron-carbon melts. *DAN SSSR*. 1980, vol. 254, no. 2, pp. 347–349. (In Russ.).
 35. Kudryavtseva E.D., Dovgopol S.P., Radovskii I.Z. etc. Effect of composition on the electrical resistivity of liquid iron alloys with chromium. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1980, vol. 54, no. 1, pp. 145–149. (In Russ.).
 36. Kudryavtseva E.D., Singer V.V., Radovskii I.Z., Dovgopol S.P., Vorontsov B.S., Gel'd P.V. Electronic structure of liquid iron alloys with manganese, chromium, and vanadium. *Soviet Physics Journal*. 1983, vol. 26, no. 1, pp. 55–58.
 37. Lepikhin S.V., Stepanova N.N. Investigation of the Ni₃Al-Fe alloys by resistivity measurements and differential thermal analysis. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2013, vol. 54, Issue 6, pp. 475–479.
 38. Gavrilin I.V. On the mechanism of formation of liquid cast iron alloys and their heredity. *Liteinoe proizvodstvo*. 1999, no. 2, pp. 10–12. (In Russ.).
 39. Anikeev V.V., Zonnenberg N.N. Relation between heredity and quality of steel castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 2010, no. 6, pp. 2–5. (In Russ.).
 40. Nikitin V.I. Study of the application of charge structure heredity to improve the castings quality. *Liteinoe proizvodstvo*. 1985, no. 6, pp. 20–21. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was financially supported in the framework of scientific research of higher educational institutions of the Russian Federation for state task No. 2014/236.
- Information about the authors:**
- M.A. Borovykh**, Postgraduate of the Chair of Physics
O.A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics (chik63@mail.ru)
V.S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Life Safety
V.V. V'yukhin, Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

Received March 28, 2016

УДК 539.4.013.3:669

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРОВ СОСТОЯНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕДЕНИЯ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ

Мыльников В.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Технологии строительства» (mrmylnikov@mail.ru)

Скуднов В.А.², д.т.н., профессор кафедры «Металловедение, термическая и пластическая обработка металлов»

¹ Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет

(603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65)

² Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

(603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

Аннотация. Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их состояния, так и от условий испытания. В качестве критериев повреждений при циклическом нагружении может служить ширина петли гистерезиса, параметры теории дислокаций, размах напряжений и их интенсивности, связь с размером зерна и др. Между тем, до сих пор нет общего комплексного математического уравнения, отражающего влияние на повреждение металлов при усталости таких важных характеристик поликристаллов, как плотность или дефектность, скорость релаксации напряжений, скорость нагружения, структурно-энергетическое состояние материала, а именно прочность, твердость и приложенное напряженно-деформированное состояние. В представленной работе рассмотрено влияние циклического нагружения на разрушение с позиций конкуренции скоростей нагружения и релаксации внутренних напряжений с учетом спектра волн пластической деформации. В зависимости от вида и условий нагружения формируется разный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения. Показано, что с увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. Интенсивность снижения сопротивления разрушению материала связана с интенсивностью накопления повреждений. Получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических металлов и сплавов, позволяющие представить влияние факторов их состояния в зависимости от внешних условий циклического нагружения. Уравнения позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а так же анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях. Поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная $\vec{\epsilon} = \vec{\epsilon}_{пл,д} + \vec{\epsilon}_р$, представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ($\vec{\epsilon}_{пл,д}$) и скорости собственно разрушения $\vec{\epsilon}_р$ – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом $\vec{\epsilon}_{пл,д}$ при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится и кривая усталости пойдет ниже (положе). Построены кривые усталости при различных показателях структурно-энергетического состояния – твердости по Бринеллю и коэффициентах, зависящих от плотности.

Ключевые слова: сопротивление усталости, повреждаемость, скорость релаксации внутренних напряжений, частота циклического нагружения (скорость деформирования), плотность, твердость, напряженное состояние материала.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-244-250

Проблема усталости, как и 100 лет назад, является одной из актуальных. Подавляющее большинство (около 90 %) поломок деталей машин и конструкций возникает от накопления повреждений при циклических нагрузках [1].

Одной из основных задач современного материаловедения является изучение природы усталостного разрушения, так как от сопротивления усталости во многом зависит работоспособность и надежность конструкций и изделий в машиностроении, авиастроении и других видах промышленности [2, 3]. Частые случаи усталостного разрушения свидетельствуют о недостаточности знаний природы этого явления, связанного со сложностью процессов, протекающих в материалах под воздействием переменных нагрузок [1].

Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их состояния, так и от условий испытания [4 – 9].

В качестве критериев повреждений при циклическом нагружении может служить ширина петли гистерезиса [10, 11], параметры теории дислокаций [12 – 14], размах напряжений (формула Мэнсона-Коффина) и их интенсивности [15 – 18], связь с размером зерна (уравнение Холла-Петча) [19, 20] и т. д. [9, 21 – 23].

Между тем, до сих пор нет общего комплексного математического уравнения, отражающего влияние на повреждение металлов при усталости таких важных характеристик поликристаллов, как плотность (дефектность), скорость релаксации напряжений, скорость нагружения, структурно-энергетическое состояние материала (прочность, твердость) и приложенное возникающее напряженно-деформированное состояние.

Получаемые из опытов кривые усталости (диаграммы Велера) [24] систематизированы в несколько характерных типов (рис. 1) и даются в координатах оптимальное (σ_{max}) или амплитудное (σ_a) напряжение – долговечность ($\ln N$). Как обычно, они описываются лишь эмпиричес-

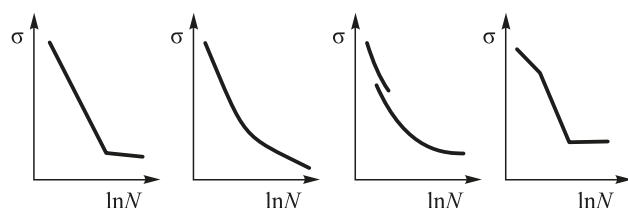


Рис. 1. Основные типы экспериментальных кривых усталости

Fig. 1. The main types of experimental fatigue curves

ким уравнением Вейбулла $\sigma N^Q = \text{const}$ [25, 26]. Перечисленных параметров состояния поликристаллов в явном виде в этом уравнении не содержится.

Целью настоящей работы является попытка получения общего теоретического уравнения для описания связи $\sigma_a(N)$, в котором бы содержались все необходимые параметры состояния и отражалось поведение поликристаллов при усталости и общий характер кривой усталости Велера, а так же объяснялся характер разных типов диаграмм усталости различных материалов.

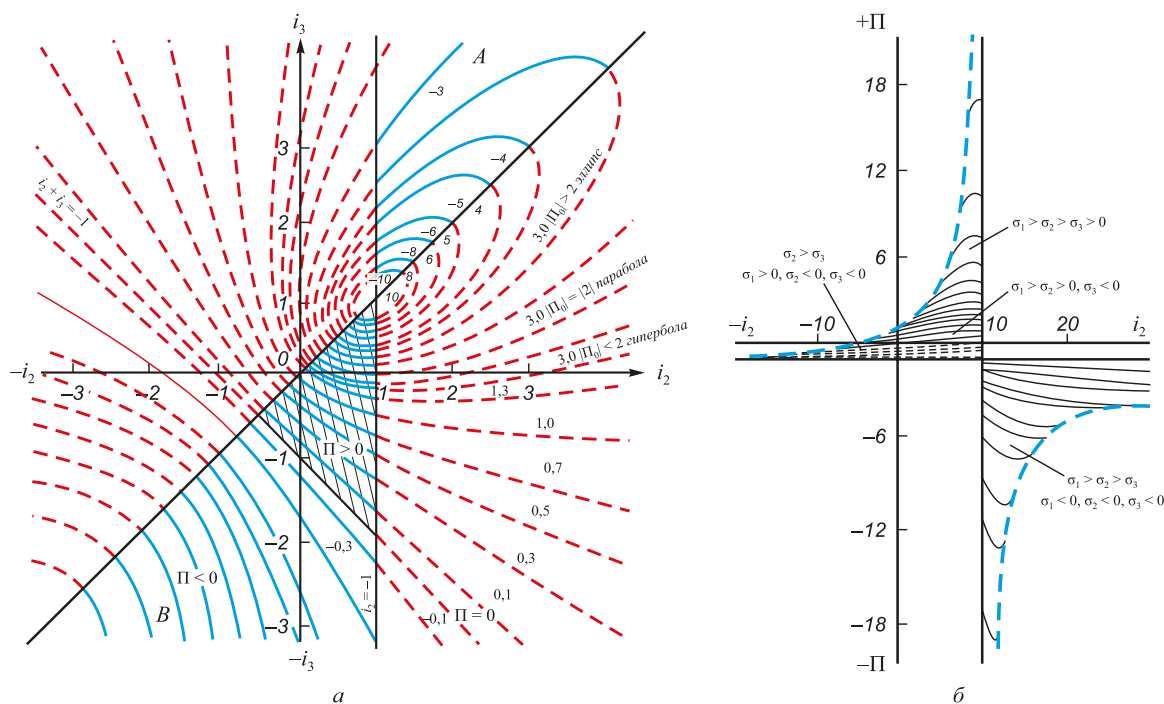
Изменение показателей напряженного состояния при механических испытаниях

Как известно [4 – 7, 12, 13, 21], процесс усталостно-разрушения металлов и сплавов происходит путем

постепенного развития и накопления повреждений, вначале субмикроскопических, затем микроскопических с последующим переходом к макроскопическим нарушениям сплошности – образованию усталостных трещин.

Учет влияния условий циклического нагружения оценивается уровнем напряжений при различном напряженном состоянии (изгиб с вращением, растяжение-сжатие, кручение и т. д.), частотой нагружения и температурой.

Теоретически возможные значения показателя напряженного состояния Π получены из анализа выражения при условии, что значения $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$. Они представлены на рис. 2, а в системе координат $\Pi = \phi(i_1, i_2, i_3)$, где $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$. Графики линии одинаковой концентрации Π при значениях $\Pi > 2$ будут эллипсом, при $\Pi = 2$ – параболой и при $\Pi < 2$ – гиперболой. Область применения функции находится из неравенств $1 \geq i_2 \geq i_3$ и $1 \leq i_2 \leq i_3$. Область, определенная первым неравенством, обозначена буквой А, вторым неравенством – В. Функция Π будет положительна в области В лишь в обозначенном штриховкой треугольнике, ограниченном прямыми линиями: $i_3 = i_2$; $i_2 = 1,0$ и $i_2 + i_3 = 1,0$. Во всех остальных случаях в области В, а также во всей области А величина Π отрицательна.

Рис. 2. Теоретическое значение показателя напряженного состояния Π , вычисленное из выражения $\Pi = \pm \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}$:

а – в зависимости от безразмерных величин $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$ (области действительных значений Π обозначены сплошными линиями); б – то же, но в другой системе координат, в интервале значений Π от -18 до +18

Fig. 2. Theoretical value of the index stressed state Π calculated by the expression

$$\Pi = \pm \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}$$

а – depending on the dimensionless values $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$ (the field of real values Π is indicated by solid lines); б – the same, but in a different coordinate system, the range of values of Π from -18 to +18

Значения Π в интервале от -18 до $+18$, охватывающие практические области напряженных состояний механических испытаний, представлены на рис. 2, б (при $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$). Они могут быть отнесены к любой стадии поведения деформируемого твердого тела, включая упругую, пластическую области и момент его разрушения.

Модель соотношения частоты циклического нагружения и скоростей нагружения и релаксации внутренних напряжений

Влияние частоты нагружения на усталость можно рассматривать как влияние на сопротивление усталости (пластическому деформированию) скорости деформирования, либо продолжительности времени действия напряжений. Частота повторения нагрузки определяет важные параметры циклического нагружения, влияющие на характеристики металлов и сплавов: скорость нарастания и убывания нагрузки (напряжения), а, следовательно, и скорость деформирования и время действия максимальной и минимальной нагрузок цикла. С увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. За каждый цикл нагружения металл теряет меньшую долю запаса пластичности. При этом учитывается, что пластическая деформация сопровождается одновременным протеканием как минимум трех процессов: упрочнения, разрыхления и разупрочнения, зависящих от скорости деформирования.

Если рассмотреть сущность циклического нагружения и разрушения, то фактически оно сводится к конкуренции скоростей нагружения ($\dot{\epsilon}_n$) и скорости релаксации внутренних напряжений ($\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p$), заключающихся в накоплении повреждений и фактически являющихся скоростью падения сопротивления разрушению (σ_k) материала, т. е. $\dot{\epsilon}_p$. Скорость нагружения за цикл прием равной

$$\dot{\epsilon}_n = \frac{\Delta\sigma}{\Delta t^{(1)}} \approx \frac{\sigma_a}{\Delta t^{(1)}}, \quad (1)$$

где $\Delta t^{(1)}$ – время, в течение которого достигается максимальное напряжение в цикле (для симметричного цикла $\Delta t^{(1)} = 0,25t_{\text{ц}}$, где $t_{\text{ц}}$ – время цикла).

Скорость релаксации ($\dot{\epsilon}_{\text{рел}}$) примем как скорость снижения сопротивления разрушению (σ_k), описываемую для поликристалла уравнением вида

$$\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p = \frac{\sigma_k}{\Delta t^{(1)} K_{\text{ц}} N}, \quad (2)$$

где σ_k – сопротивление разрушению поликристалла при однократном нагружении на разрыв цилиндрического образца; $K_{\text{ц}}$ – коэффициент цикла, учитывающий отно-

шение времени $\Delta t^{(1)}$ ко времени всего цикла (изменяется от нуля до единицы); N – число циклов до разрушения при заданном максимальном или амплитудном напряжении.

Соотношение скоростей $\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_n$ из отношения уравнений (2) и (1) будет определяться как

$$\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n} = \frac{\sigma_k}{\sigma_a K_{\text{ц}} N}. \quad (3)$$

Оценка предельной деформации металлических сплавов

Поскольку любой поликристалл в произвольном термомеханическом состоянии характеризуется определенными величинами предельной деформации (пластичностью) $\epsilon_i^{\text{пр}}$ и сопротивлением разрушению (прочностью на разрыв) σ_k , зависящими, как правило, от четырех факторов состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности и напряженно-деформированного состояния, то конкуренция скоростей $\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_n$ будет всегда протекать в подобных состояниях одной самоорганизующейся системы, отличающейся соотношением (диапазоном) указанных параметров состояния. На основании работ [12, 27] В.А. Скудновым [28] были предложены уравнения (4) и (5) для оценки предельной деформации металлических сплавов и сопротивления деформации поликристаллов в зависимости от факторов их состояния: соотношения плотности в исходном и конечном состоянии, структурно-энергетического состояния (соответствия твердости и предела текучести), показателей напряженно-деформированного состояния и соотношения скоростей релаксации внутренних напряжений и скорости нагружения:

$$\epsilon_i^{\text{пр}} = \epsilon_0 + \frac{\ln \left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}} \right)}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) e^{\alpha \Pi} - \frac{\dot{\epsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\epsilon}_n}}; \quad (4)$$

$$\sigma_k = \sigma_{k0} e^{\left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) - \frac{\dot{\epsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\epsilon}_n} \epsilon_{\text{рх}} e^{\alpha \Pi} \right] (\epsilon_i^{\text{пр}} - \epsilon_0)}, \quad (5)$$

где ϵ_0 – упругая деформация; $\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}$ – исходная плотность металла; HB – твердость материала (сплава) в заданном термомеханическом состоянии; σ_T – предел текучести (упругости) основы материала, при котором возможны сдвиги при циклическом нагружении; Π – показатель напряженного состояния, изменяющийся от $-\infty$ (при сжатии) до $+\infty$ (при растяжении); α – коэффициент, учитывающий влияние коэффициентов Лодэ – вида деформаций и напряжений.

Из уравнений (4) и (5) следует, что предельная деформация сплавов снижается с уменьшением исход-

ной плотности и повышением твердости в заданном термомеханическом состоянии, а так же с возрастанием жесткости напряженного состояния и с увеличением скорости деформирования и повышается с увеличением скорости релаксации. Эти уравнения получены в рамках традиционного рассмотрения пластической деформации без учета диссипативных процессов, происходящих в локальных объемах циклически деформируемых металлических материалов. В качестве примера рассмотрим высокопластичные материалы с относительным сужением $\psi = 50 - 70 \%$, применяемые для производства трубных сталей. Эксплуатацию трубных сталей отличает характерная особенность, состоящая в том, что при работе под давлением, под действием коррозионной среды и т. д. пластичность стали снижается до 1 – 2 % при сохранении геометрических размеров труб, хотя при высокой релаксационной способности под давлением труба должна увеличивать свой диаметр, что практически не происходит. Из этого следует, что уравнения (4) и (5) не отражают поведение предельной деформации трубной стали и нуждаются в корректировке.

Волновой характер внутреннего механического поля при знакопеременном нагружении

Академиком В.Е. Паниным [29] убедительно показано, что в условиях сильного возбужденного состояния материала за исходное нужно брать состояние, характеризующее максимум неравновесного термодинамического потенциала, для которого функция распределения атомов в пространстве качественно отличается от таковой для идеального кристалла. Наряду со структурными состояниями исходного кристалла, в условиях сильного возбуждения в пространстве междоузлий появляются новые разрешенные структурные состояния, вакантные, либо занятые возбужденными ионами. Учет их приводит к принципиально новому заключению о возникновении в деформируемом кристалле внутреннего механического поля волновой природы.

В зависимости от вида и условий нагружения формируется разный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения.

При знакопеременном нагружении встречные сдвиги и повороты возникают в пределах отдельных конгломератов зерен, окруженных зонами слабдеформированных зерен. В областях всестороннего сжатия образуется фрагментация материала, его экструзия, в областях всестороннего растяжения наблюдается появление трещин. При знакопеременном нагружении встречные повороты происходят на низком структурном уровне, материал может накапливать большое число микротрещин без разрушения. Переход встречных поворотов на высокий структурный уровень (крупные конгломераты зерен) приводит к возникновению протяженных трещин и разрушению материала. Крупно-

зернистая структура способствует низкой усталостной прочности. Каждый структурный уровень пластической деформации характеризуется своей эффективностью релаксации внутреннего механического поля с определенной последовательностью вовлечения в деформацию различных структурных уровней [29].

Таким образом, при усталостном нагружении стадий релаксационному механизму пластической деформации предшествует волновой характер, при котором размеры изделия не меняются, а пластичность падает практически до нуля. Следовательно, уравнения (4) и (5) примут следующий вид:

$$\varepsilon_i^{np} = \varepsilon_0 + \frac{\ln\left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}\right)}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{рел}}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}\right]}; \quad (6)$$

$$\sigma_K = \sigma_{K0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{рел}}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}\right] \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi}\right\} (\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0)}, \quad (7)$$

где $\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}$ – соотношение скоростей с учетом спектра волн пластической деформации; $\varepsilon_{рх} = e^{\omega}$ – коэффициент разрыхления, зависящий от поврежденности ω , изменяющейся от нуля до единицы.

Подставим соотношение (3) в уравнения (6) и (7) и, выразив зависимости $N(\sigma_a)$, получим выражение для связи диаграмм усталости с интересующими параметрами состояния. Они будут иметь следующий вид:

$$N = \frac{\sigma_K}{\sigma_a K_{II} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \frac{\ln\left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}\right)}{\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0} + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн} \right]}; \quad (8)$$

$$N = \frac{\sigma_K \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi}}{\sigma_a K_{II} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \frac{\ln\left(\frac{\sigma_K}{\sigma_{K0}}\right)}{\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0} + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн} \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi} \right]}. \quad (9)$$

Теоретические закономерности кривых усталости, определяемые из уравнений (8) и (9), представлены на рис. 3.

Из уравнений (8) и (9) следует:

– с ростом σ_a число циклов до разрушения снижается, что соответствует феноменологическим представлениям об усталостном разрушении [3 – 5, 9, 10];

– с ростом параметров σ_K , ρ_{M0} , $\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}$, $\sigma_{рх}$ и снижением относительной твердости кривая усталости расположена выше;

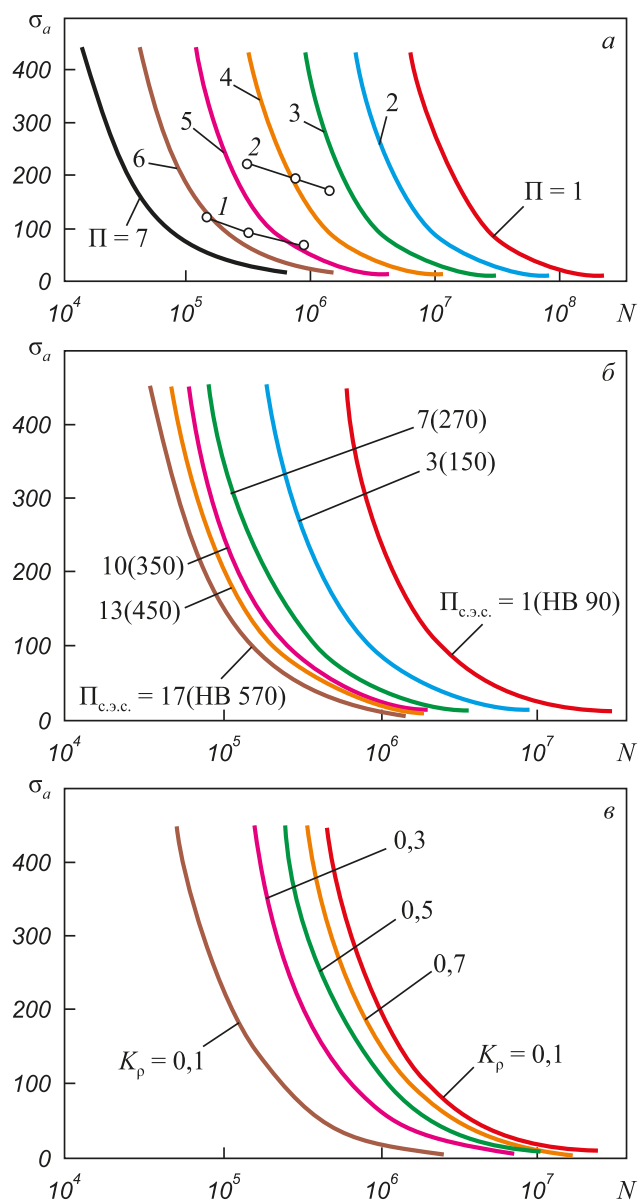


Рис. 3. Теоретические кривые усталости при различных значениях показателей:

a – Π для стали 16ХСН в состояниях I (1) и II (2); *б* – $\Pi_{с.э.с.}$; *в* – при различных значениях плотности

Fig. 3. Theoretical fatigue curves at different parameters values: *a* – Π for steel 16KhSN in states I (1) and II (2); *б* – $\Pi_{с.э.с.}$; *в* – for different values of density

– с ростом показателя напряженного состояния от $-\Pi$ до $+\Pi$, что соответствует переходу от схем сжатия к схемам растяжения, картина обнаруживается двойственная – из уравнения (8) рост показателя Π сам по себе снижает уровень кривой усталости, но так как с увеличением этого показателя уменьшается пластичность, то окончательный итог определится соотношением их вкладов. Из уравнения (9), наоборот, следует, что рост величины Π сам по себе приведет к росту уровня кривой $N(\sigma_a)$, но так как одновременно должны изменяться пластичность и сопротивление разрушению, то итог определится их соотношением;

– умножив и разделив уравнения (8) и (9) на величину ε_i^{np} , подставив вместо $\sigma_k \varepsilon_i^{np}$ величину $A_{уд}(1+n)$ ($A_{уд}$ – удельная работа материала, n – показатель деформационного упрочнения), получим, что с ростом удельной работы (вязкости) разрушения и коэффициента упрочнения кривая пойдет выше;

– поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная $\vec{\varepsilon} = \vec{\varepsilon}_{пл.д} + \vec{\varepsilon}_p$, представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ($\vec{\varepsilon}_{пл.д}$) и скорости собственно разрушения $\vec{\varepsilon}_p$ – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом $\vec{\varepsilon}_{пл.д}$ при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится и кривая усталости пойдет ниже (положе).

Уравнения (8) и (9) позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а так же анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях. В качестве примера на рис. 3, *a* приведены экспериментальные точки поведения стали 16ХСН в двух состояниях. Видно, что в состоянии I (кривая 1) реализовывалось более опасное приложенное напряженное объемное состояние растяжения, характеризующееся показателем $\Pi = 6 \dots 4$, тогда как в состоянии II (кривая 2) имеем $\Pi = 4,5 \dots 3,0$, т. е. состояние II менее опасно. Кривая усталости располагалась выше и правее. На рис. 3, *б, в* построены кривые усталости при различных показателях структурно-энергетического состояния ($\Pi_{с.э.с.}$) – твердости по Бринеллю и коэффициентах K_p , зависящих от плотности.

Выводы. Получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических сплавов, а именно сталей, позволяющие представить соотношение факторов их состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности, напряженно-деформированного состояния в зависимости от внешних условий циклического нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мак-Ивили А.Дж. Анализ аварийных разрушений / Пер. с англ. Э.М. Лазарева, И.Ю. Шкадиной / Под. ред. Л.Р. Ботвиной. – М.: Техносфера, 2010. – 416 с.
2. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения / Пер. с англ. К.Н. Золотовой, Д.О. Чаркина / Под. ред. В.П. Зломанова. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009. – 400 с.
3. Шанявский А.А., Банов М.Д., Беклемишев Н.Н. Диагностика усталости авиационных конструкций акустической эмиссией. – М.: МАИ, 2017. – 188 с.
4. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / Пер. с польск. Г.Н. Мехеда / Под ред. С.Я. Яремы. – М.: Металлургия, 1990. – 432 с.
5. Shanyavskiy A. Scales of metal fatigue failures and mechanisms for origin of subsurface fracture formation // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 258 SSP. P. 249 – 254.
6. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Пер. с англ. / Под ред. Б.А. Любова. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
7. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. – 479 с.

8. Мак Лин Д. Механические свойства металлов / Пер. с англ. Л.И. Миркина / Под ред. Я.Б. Фридмана. – М.: Металлургия, 1965. – 432 с.
9. Терентьев В.Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор) // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2010. № 1. С. 8 – 24.
10. Ребяков Ю.Н., Чернявский О.Ф. Деформационные свойства материалов при сочетании знакопеременного течения и формоизменения // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика. 2012. № 11 (270). С. 47 – 51.
11. Гаденин М.М. Влияние формы цикла нагружения на сопротивление циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов // Вестник научно-технического развития. 2010. № 9 (37). С. 15 – 19.
12. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
13. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
14. Орлов А.Н. Зависимость плотности дислокаций от величины пластической деформации и размера зерна // Физика металлов и материаловедение. 1977. Т. 44. № 5. С. 966 – 970.
15. Manson S.S. Behavior of materials under conditions of thermal stress // NACA TN-2933. 1953.
16. Manson S.S., Muralidharam U. Fatigue life prediction in bending from axial fatigue information // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 1987. Vol. 9. No. 5. P. 357 – 372.
17. Coffin L.F. (Jr). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal // Transactions ASME. 1954. Vol. 76. P. 931 – 950.
18. Коротких Ю.Г., Волков И.А., Тарасов И.С., Бородай А.Н. Численное исследование процессов сложного пластического деформирования конструкционных сталей по замкнутым траекториям непропорционального деформирования при малоцикловом нагружении // Проблемы прочности и пластичности. 2009. № 71.С. 26 – 35.
19. Hall E.O. Deformation and ageing of mild steel // Proc. Phys. B. 1951. Vol. 64. No.1. P. 747 – 753.
20. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel Inst. 1953. Vol. 174. P. 25 – 28.
21. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
22. Susmel L., Taylor D. A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2007. Vol. 30. No. 7. P. 567 – 581.
23. Mylnikov V.V. Accelerated method to forecast the parameters of metal materials fatigue resistance with consideration of repeated loading frequency // International Journal Of Applied And Fundamental Research. 2013. No. 2. Available at URL: www.science-sd.com/455-24311.
24. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
25. Weibull W. The phenomenon of rupture in solid // Proc. Royal Swed. Inst. Eng. Res. 1939. Vol. 153. P. 1 – 55.
26. Weibull W. A statistical theory of strength of materials // Ibid. 1939. Vol. 151. P. 5 – 45.
27. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
28. Скуднов В.А. Закономерности поведения кривых усталости // Изв. вуз. Черная металлургия. 1995. № 2. С. 24 – 26.
29. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Т. 1 / Отв. ред. С.Г. Псахье. – Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.

Поступила 24 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 244–250.

INFLUENCE OF DIFFERENT STATE PARAMETERS ON THE BEHAVIOR OF FATIGUE CURVES

V.V. Myl'nikov¹, V.A. Skudnov²

¹ Nizhny Novgorod State University of Architecture, Building and Civil Engineering, Nizhny Novgorod, Russia

² Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

Abstract. The behavior of materials in different areas of cyclic loading is very different and can depend on both their state and the test conditions. As the criteria for damage during cyclic loading, width of the hysteresis loop, parameters of the dislocation theory, magnitude of the stresses and their intensity, relation with the grain size, etc. can serve. Meanwhile, there is still no general complex mathematical equation reflecting the effect on metal damage during fatigue of such important characteristics of polycrystals as the density or defectiveness, the stress relaxation rate, loading rate, structural and energy state of the material, namely, strength and hardness, and the applied emerging stress-strain state. In the present work, the influence of cyclic loading on failure from the point of view of competition of the loading and relaxation rates of internal stresses with allowance for the spectrum of plastic deformation waves is considered. Depending on the type and loading conditions, a different spectrum of the waves of plastic deformation and fracture is formed under different kinds and loading conditions. It is shown that as the frequency of cyclic loading (strain rate) increases, the voltage rise time decreases, and the voltage corresponding to a certain plastic deformation increases. The intensity of reducing the resistance to material destruction is related to the intensity of damage accumulation. General analytical equations for describing the behavior of the fatigue curves of polycrystalline metals and alloys are obtained, which allow one to represent the influence of the factors of their state

in dependence on the influence of the external conditions of cyclic loading. The equation allows to simulate various situations of behavior of polycrystals with fatigue in metals, as well as to analyze the fatigue curves of materials in different states. Since the relaxation rate in polycrystals is the vectorial value $\bar{\epsilon} = \bar{\epsilon}_{pl,d} + \bar{\epsilon}_p$, representing the sum of the vectors of the plastic deformation rate ($\bar{\epsilon}_{pl,d}$) and the actual fracture rate $\bar{\epsilon}_p$ is the nucleation and growth of cracks, then taking this into account, with increasing $\bar{\epsilon}_{pl,d}$ with constant total relaxation rate, the rate of destruction will decrease, the fatigue curve will go lower (position). Fatigue curves are constructed for various parameters of the structural-energy state (Brinell hardness) and density-dependent coefficients.

Keywords: fatigue resistance, defect, stress relaxation rate, frequency of cyclic loading (deformation rate), density, hardness, stress state of material.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-244-250

REFERENCES

1. McEvily A.J. *Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention*. New York: Wiley, 2002, 324 p. (Russ.ed.: McEvily A.J. *Analiz aviariynykh razrushenii*. Moscow: Tekhnosfera, 2010, 416 p.).
2. Gottstein G. *Physical Foundations of Materials Science*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004. (Russ.ed.: Gottstein G. *Fiziko-khimicheskie osnovy materialovedeniya*. Moscow: Laboratoriya znaniy, 2009, 400 p.).
3. Shanyavskii A.A., Banov M.D., Beklemishev N.N. *Diagnostika ustalosti aviatsionnykh konstruktov akusticheskoi emissiei* [Diagnostics of fatigue of aircraft structures by acoustic emission]. Moscow: MAI, 2017, 188 p. (In Russ.).

4. Kocanda S. *Zmecenione niszczenie metali*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1972. (Russ.ed.: Kocanda S. *Ustalostnoe rastreskivanie metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1990, 432 p.) (In Polish).
5. Shanyavskiy A. Scales of metal fatigue failures and mechanisms for origin of subsurface fracture formation. *Solid State Phenomena*. 2017, vol. 258 SSP, pp. 249–254.
6. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Edward Arnold Ltd., 2nd. ed., 1984, 483 p. (Russ.ed.: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Moscow: Mir, 1972, 408 p.).
7. Terent'ev V.F., Korableva S.A. *Ustalost' metallov* [Fatigue of metals]. Moscow: Nauka, 2015, 479 p. (In Russ.).
8. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. London: John Wiley & Sons, 1962, 403 p. (Russ.ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoistva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
9. Terent'ev V.F. Cyclic strength submicro – and nanocrystalline metals and alloys (review). *Novi materiali i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni*. 2010, no. 1, pp. 8–24. (In Russ.).
10. Rebyakov Yu.N., Chernyavskii O.F. Deformation properties of materials under combined alternating current and forming. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Matematika. Mekhanika. Fizika*. 2012, no. 11 (270), pp. 47–51. (In Russ.).
11. Gadenin M.M. Influence of the shape of loading cycle on the resistance to cyclic deformation and fracture of structural materials. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*. 2010, no. 9 (37), pp. 15–19. (In Russ.).
12. Ivanova B.C., Terent'ev V.F. *Priroda ustalosti metallov* [Nature of metals fatigue]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 456 p. (In Russ.).
13. Cottrell A.H. *Dislocation and plastic flow in crystals*. Oxford: Clarendon press, 1953. (Russ. ed.: Cottrell A.H. *Dislokatsii i plasticheskoe techenie v kristallakh*. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 267 p.).
14. Orlov A.N. Dependence of dislocation density on grain size and degree of plastic deformation. *Phys Met Metallogr*. 1977, vol. 44, no. 5, pp. 56–60.
15. Manson S.S. *Behavior of materials under conditions of thermal stress*. NACA TN-2933. 1953.
16. Manson S.S., Muralidharam U. Fatigue life prediction in bending from axial fatigue information. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1987, vol. 9, no. 5, pp. 357–372.
17. Coffin L.F. (Jr). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions ASME*. 1954, vol. 76, pp. 931–950.
18. Korotkikh Yu.G., Volkov I.A., Tarasov I.S., Borodoi A.N. Numerical study of processes of complex plastic deformation of structural steel along closed trajectories of disproportionate deformation under low-cycle loading. *Problemy prochnosti i plastichnosti*. 2009, no. 71, pp. 26–35. (In Russ.).
19. Hall E.O. Deformation and ageing of mild steel. *Proc. Phys. B*. 1951, vol. 64, no. 1, pp. 747–753.
20. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *J. Iron Steel Inst.* 1953, vol. 174, pp. 25–28.
21. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie* [Large plastic deformations and destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
22. Susmel L. and Taylor D. A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2007, vol. 30, no. 7, pp. 567–581.
23. Mylnikov V.V. Accelerated method to forecast the parameters of metal materials fatigue resistance with consideration of repeated loading frequency. *International Journal of Applied and Fundamental Research*. 2013, no. 2. Available at URL: www.science-sd.com/455-24311.
24. Shkol'nik L.M. *Metodika ustalostnykh ispytaniy*. *Spravochnik* [Methodology of fatigue tests. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 304 p. (In Russ.).
25. Weibull W. The phenomenon of rupture in solid. *Proc. Royal Swed. Inst. Eng. Res.* 1939, vol. 153, pp. 1–55.
26. Weibull W. A statistical theory of strength of materials. *Ibid.* 1939, vol. 151, pp. 5–45.
27. Skudnov V.A. *Predel'nye plasticheskie deformatsii metallov* [Limit plastic deformations of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 176 p. (In Russ.).
28. Skudnov V.A. Regularities in the behavior of fatigue curves. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1995, no. 2, pp. 24–26. (In Russ.).
29. Panin V.E. *Fizicheskaya mezomekhanika materialov. Tom 1* [Physical mesomechanics of materials. Vol. 1]. Psakh'e S.G. ed. Tomsk: TGU, 2015, 462 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Myl'nikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Building Technology” (mrmylnikov@mail.ru)

V.A. Skudnov, Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Physical Metallurgy, Heat and Plastic Treatment of Metals”

Received May 24, 2016

УДК 621.73

ВЛИЯНИЕ ТРЕНИЯ НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ

Тицук Л.И., преподаватель
Соломонов К.Н., д.т.н., профессор кафедры теоретической
и прикладной механики (konssol@list.ru)

Воронежский филиал Ростовского государственного университета путей сообщения
(394026, Россия, Воронеж, ул. Урицкого, 75а)

Аннотация. Представлены исследования влияния трения на формоизменение плоской заготовки. Показано, что формоизменение плоской заготовки определяется кинематической схемой течения металла. Предложена промежуточная кинематическая схема течения металла. Доказано, что по мере увеличения коэффициента трения «радиальная» кинематическая схема течения металла плавно переходит к «нормальной». Оценка влияния трения произведена с помощью компьютерного и физического моделирования. Для компьютерного моделирования использовался программный комплекс DEFORM. Для физического моделирования формоизменения плоской заготовки в качестве материала был выбран пластилин. При сравнении результатов виртуального и лабораторного экспериментов наблюдается практически полное их совпадение.

Ключевые слова: формоизменение, плоская заготовка, трение, кинематическая схема течения металла, компьютерное и физическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-251-253

В некоторых процессах ОМД (ковка, объемная штамповка, листовая прокатка) формообразование металла определяется, главным образом, пластическим течением металла по контактной поверхности инструмента и заготовки и подчиняется деформационной схеме «осадка». Изучение процессов пластического деформирования [1 – 3], наблюдаемого в металле при осадке, породило различные теории и принципы формоизменения металла, и, как следствие, кинематические схемы течения металла (КСТМ), которые, главным образом, и определяют формоизменение плоских заготовок в процессах ОМД.

Работы по изучению КСТМ велись еще в XIX – XX вв. В начале XX в. немецким ученым К. Зоббе [4] были проведены эксперименты по осадке металлических заготовок различных форм и сформулирован принцип наименьшего сопротивления. В дальнейшем, в 50 – 60 гг. XX в., советскими учеными И.Я. Тарновским [5], А.Ф. Головиным и другими были уточнены и дополнены эти разработки, а также получены предельные схемы течения металла, в частности, радиальная схема И.Я. Тарновского, справедливая для коэффициентов трения, близких к нулю, и нормальная схема А.Ф. Головина, основанная на принципе кратчайшей нормали, применимая для коэффициентов трения, близких к единице [6]. Несовершенство нормальной схемы очевидно, так как в соответствии с ней прямоугольный в плане образец в процессе деформации должен превращаться в многоугольник, что противоречит экспериментальным данным.

На практике коэффициент трения в процессах ОМД изменяется в пределах от 0,2 до 0,6. В реальных условиях обеспечение начальных условий, близких к пре-

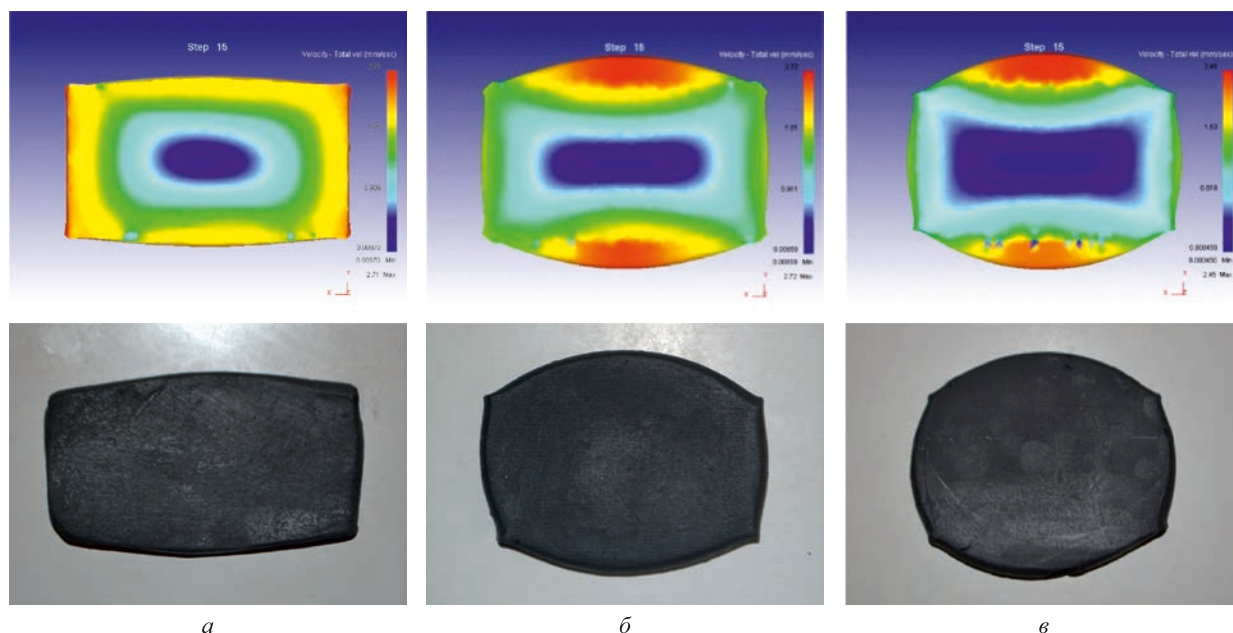
дельным, весьма затруднительно, а точнее сказать невозможно. Поэтому логично предположить, что формоизменение плоских заготовок подчиняется некоторой промежуточной КСТМ. Попытки объединить нормальную и радиальную схемы предпринимались еще в конце прошлого века группой исследователей под руководством И.В. Костарева, а затем его учеников [7 – 8].

На основании полученных экспериментальных и теоретических разработок можно сделать вывод, что на КСТМ решающее влияние оказывает трение [9].

С целью проверки и уточнения влияния условий трения на КСТМ был проведен ряд виртуальных и лабораторных экспериментов по осадке прямоугольных в плане образцов.

Для удобства сравнения результатов компьютерного и физического моделирования использовались образцы с одинаковыми геометрическими размерами, сопоставление проводилось при одинаковой степени деформации 70 %. Условия трения обеспечивались максимально схожими.

Для виртуального эксперимента применялся программный комплекс DEFORM. Исследование проводилось по свободной осадке образцов алюминия Aluminium 3003 (соответствует сплаву АМц) при температуре заготовки 420 °С, температуре штампов 400 °С, температуре окружающей среды 20 °С, с учетом теплообмена со средой и инструментом. В качестве заготовки была выбрана пластина с геометрическими размерами 20×40×20 мм. Эксперимент осуществлялся при коэффициентах трения 0,1; 0,5 и 0,9.



Результаты виртуального и лабораторного экспериментов

The results of virtual and laboratory experiments

Для физического моделирования формоизменения плоской заготовки в качестве материала был выбран пластилин. Выбор пластилина для данных опытов обусловлен тем, что, согласно утверждениям С.И. Губкина [10], для моделирования процессов обработки металлов и получения представлений о картине формоизменения возможно использование высокопластичных глин или различных пластичных масс. Тем более, что экспериментальная атрибутика для опытов с этим материалом весьма удобна и недорога. Осадка пластилиновых образцов проводилась между двумя гладкими плоскопараллельными металлическими плитами.

При сравнении результатов виртуального и лабораторного экспериментов наблюдается практически полное их совпадение (см. рисунок). На рисунке в верхнем ряду представлены результаты компьютерного моделирования, в нижнем – физического при следующих коэффициентах трения: близком к нулю (*a*); приблизительно 0,5 (*b*); близком к единице (*в*).

Аналогичные результаты были получены И.Я. Тарновским в экспериментах по осаживанию свинцовых параллелепипедов при различных условиях внешнего трения [5].

На основании анализа результатов экспериментов можно сделать следующие выводы:

- трение оказывает существенное влияние на КСТМ, а, следовательно, и формоизменение плоской заготовки;
- реальной можно считать промежуточную «псевдонормальную» КСТМ, которая характеризуется тем, что

линии тока направлены перпендикулярно условному контуру;

– по мере увеличения коэффициента трения КСТМ плавно переходит от «радиальной» схемы Тарновского к «нормальной» схеме Головина.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Gorbatyuk S.M., Gerasimova A.A., Belkina N.N. Applying thermal coatings to narrow walls of the continuous-casting molds // Materials Science Forum. 2016. Vol. 870. P. 564 – 567.
2. Gorbatyuk S.M., Morozova I.G., Naumova M.G. Color mark formation on a metal surface by a highly concentrated energy source // Metallurgist. 2016. No. 60. P. 646 – 650.
3. Мазур И.П., Борисов С.С., Кавалек А. Исследование упрочнения труднодеформируемой стали типа HSLA при холодной прокатке // Производство проката. 2012. № 7. С. 8 – 13.
4. Sobbe C. Beiträge zur Technologie des Schmiedepressens // Werkstattstechnik. 1908. No. 9. S. 457 – 471.
5. Тарновский И.Я., Поздеев А.А., Ганаго О.А. Деформации и усилия при обработке металлов давлением. – М.: Машгиз, 1959. – 304 с.
6. Головин А.Ф. Прокатка: В 2-х т. – М.: Metallurgizdat, 1933.
7. Соломонов К.Н., Костарев И.В., Абашкин В.П. Моделирование процессов объемной штамповки иковки плоских заготовок. – М.: Издательский дом МИСиС, 2008. – 128 с.
8. Solomonov K. Development of software for simulation of forming forgings // Procedia Engineering. 2014. No. 81. P. 437 – 443.
9. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1971. – 424 с.
10. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов: В 3-х т. – М.: Metallurgizdat, 1960.

Поступила 26 января 2018 г.

INFLUENCE OF FRICTION ON SHAPING OF A FLAT BLANK

L.I. Tishchuk, K.N. Solomonov**Voronezh branch of the Rostov State Transport University, Voronezh, Russia**

Abstract. Investigations of the friction influence on the shaping of a flat blank are presented. It is shown that the shaping of a flat blank is determined by kinematic scheme of the metal flow. An intermediate kinematic scheme of the metal flow is proposed. It is proved that as the coefficient of friction increases, the «radial» kinematic scheme of the metal flow smoothly changes to «normal». Evaluation of the friction influence was carried out using computer and physical simulation. For computer simulation the DEFORM program complex was used. Plasticine was chosen as the material for the physical simulation of flat blank shaping. When comparing the results of virtual and laboratory experiments, there is almost complete coincidence.

Keywords: shaping, flat blank, friction, kinematic scheme of metal flow, computer and physical simulation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-251-253

REFERENCES

1. Gorbatyuk S.M., Gerasimova A.A., Belkina N.N. Applying thermal coatings to narrow walls of the continuous-casting molds. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 870, pp. 564–567.
2. Gorbatyuk S.M., Morozova I.G., Naumova M.G. Color mark formation on a metal surface by a highly concentrated energy source. *Metallurgist*. 2016, no. 60, pp. 646–650.
3. Mazur I.P., Borisov S.S., Kavalek A. Investigation of hardening of hard-to-deformable steel of HSLA type during cold rolling. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 7, pp. 8–13. (In Russ.).
4. Sobbe C. Beiträge zur Technologie des Schmiedepressens. *Werkstattstechnik*. 1908, no. 9, S. 457–471.
5. Tarnovskii I.Ya., Pozdeev A.A., Ganago O.A. *Deformatsii i usiliya pri obrabotke metallov davleniem* [Deformations and forces at metal forming]. Moscow: Mashgiz, 1959, 304 p. (In Russ.).
6. Golovin A.F. *Prokatka: v 2-kh t.* [Rolling: in 2 vols.]. Moscow: Metallurgizdat, 1933. (In Russ.).
7. Solomonov K.N., Kostarev I.V., Abashkin V.P. *Modelirovanie protsessov ob'emnoi shtampovki i kovki ploskikh zagotovok* [Simulation of processes of bulk forging and forging of flat blanks]. Moscow: ID MISiS, 2008, 128 p. (In Russ.).
8. Solomonov K. Development of software for simulation of forming forgings. *Procedia Engineering*. 2014, no. 81, pp. 437–443.
9. Storozhev M.V., Popov E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 424 p. (In Russ.).
10. Gubkin S.I. *Plasticheskaya deformatsiya metallov: v 3-kh t.* [Plastic deformation of metals: in 3 vols.]. Moscow: Metallurgizdat, 1960. (In Russ.).

Information about the authors:

L.I. Tishchuk, Lecturer

K.N. Solomonov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Theoretical and Applied Mechanics" (konssol@list.ru)

Received January 26, 2018

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 26.03.2018. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 6802. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE CALIBRATION PROCESS ON BENDING STIFFNESS OF STEEL ROD. PART 2

INTERRELATIONS OF ALLOYING LEVEL, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH STEELS

STATISTICAL ANALYSIS AND CALCULATION OF METAL FORMING DURING ROLLING OF H-BEAM PROFILES ON THE UNIVERSAL RAIL-BEAM MILL

ELASTOPLASTIC BEND OF ROUND STEEL BEAM. REPORT 1. SPRINGBACK COEFFICIENT

THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN BORON-CONTAINING Fe – Ni MELTS

THERMODYNAMIC ASSESSMENT OF WO_3 REDUCTION BY CARBON AND SILICON

SURFACE PHENOMENA PECULIARITIES IN THE BOF STEELMAKING BATH

POSSIBLE MECHANISMS OF ENERGY DISSIPATION IN THE TRANSITION FROM REVERSIBLE DEFORMATION TO IRREVERSIBLE

MICROSEGREGATION OF SILICON IN CAST IRON

EFFECT OF HEAT TREATMENT CONDITIONS ON ELECTRICAL RESISTIVITY OF 35KhGF MOLTEN STEEL

INFLUENCE OF DIFFERENT STATE PARAMETERS ON THE BEHAVIOR OF FATIGUE CURVES

INFLUENCE OF FRICTION ON SHAPING OF A FLAT BLANK