

ВЕСТНИК

Магнитогорского государственного технического
университета им. Г.И. Носова

2016. Т.14, №2

Журнал включен в Перечень российских рецензируемых научных журналов, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук, а также входит в базы данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ) и ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory». Электронные версии журнала размещаются на сетевом ресурсе Научной Электронной Библиотеки в сети Интернет.

Издается с марта 2003 года

Редакционный совет

Председатель редсовета:

Колокольцев В.М. – ректор
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
проф., д-р техн. наук, Магнитогорск, Россия.

Члены редсовета:

Горлач И. – д-р наук в области машиностроения;
руководитель отделения мехатроники университета
им. Нельсона Манделы, Южная Африка;
Дабала М. – профессор, Факультет промышленного
инжиниринга Университета г. Падуя, Италия;
Дыя Х. – проф., д-р техн. наук, директор Института
обработки металлов давлением и инженерии безопасности,
Ченстоховский Технологический Университет,
Ченстохова, Польша;
Дюссан Р.О. – профессор, Руководитель факультета
металлургических технологий и наук о материалах,
Технологический институт, Мумбай, Индия;
Кавалла Р. – профессор, директор института обработки металлов
давлением, Фрайбергская горная академия, Фрайберг, Германия;
Каплунов Д.Р. – член-кор. РАН, проф. ИПКОН РАН,
д-р техн. наук, Москва, Россия;
Мори К. – профессор Технологического
университета, Тойохаси, Япония;
Найзабеков А.Б. – академик, д-р техн. наук, проф., ректор
Рудненского индустриального института, Рудный, Казахстан;
Пьетшиш М. – профессор горно-металлургической
академии, Краков, Польша;
Рашиников В.Ф. – Председатель совета директоров
ОАО «ММК», проф., д-р техн. наук,
Магнитогорск, Россия;
Счастливец В.М. – зав. лабораторией ИФМ
УрО РАН; академик РАН, д-р техн. наук,
Екатеринбург, Россия.

Главный редактор:

Чукин М.В. – первый проректор-проректор
по научной и инновационной работе
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
проф., д-р техн. наук, Магнитогорск, Россия.

Первый зам. главного редактора:

Гун Г.С. – проф., д-р техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия.

Зам. главного редактора:

Гавришев С.Е. – проф., д-р техн. наук
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия;
Корчунов А.Г. – проф., д-р техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия;
Логунова О.С. – проф., д-р техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия;
Храмыш В.Р. – доц., д-р техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия.

Ответственные секретари:

Полякова М.А. – доц., канд. техн. наук
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия;
Шубина М.В. – доц., канд. техн. наук
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
Магнитогорск, Россия.

Редактор:

Кутекина Н.В.
Технический редактор: Гаврусева К.В.
Перевод на английский: Елесина В.И.

© ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2016

Подписной индекс издания 48603 в объединенном каталоге «Пресса России», том 1.

Также подписку в оперативном режиме можно оформить и оплатить в удобной для Вас форме на подписной страничке сайта Агентства «Книга-Сервис» по ссылке:

код html: <http://www.akc.ru/itm/vestnik-magnitogorskogo-gosudarstvennogo-tehnicheskogo-universiteta-im-gi-nosova/>

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-59632 от 10.10.2014 г.

Выдано Федеральной службой по надзору в сфере связей, информационных технологий и массовых коммуникаций.

Учредитель – Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова.

(455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр. Ленина, д. 38).

16+, в соответствии с Федеральным законом №436-ФЗ от 29.12.10.

Адрес редакции:

455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38
Тел.: (3519) 22-14-93. Факс (3519) 23-57-60
URL: <http://www.vestnik.mgtu.ru>
E-mail: rio_mgtu@mail.ru; vestnik@mgtu.ru

Журнал подготовлен к печати издательским центром
МГТУ им. Г.И.Носова, 455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38.
Отпечатан на полиграфическом участке МГТУ им. Г.И. Носова,
455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38.
Выход в свет 24.06.2016. Заказ 302. Тираж 500 экз. Цена свободная.

VESTNIK

of Nosov Magnitogorsk State Technical University

2016. Vol. 14, no. 2

The journal is included in a List of Russian peer-reviewed scientific journals where key scientific results of dissertations for degrees of a doctor and a candidate of sciences should be published, and incorporated into databases of the Russian Science Citation Index (RSCI) and the All-Russian Institute of Scientific and Technical Information. Information about the journal is annually published in Ulrich's Periodicals Directory, an international system providing information about periodical and serial publications. Online versions of the journal can be found in the Scientific Electronic Library collection on the Internet.

PUBLISHED SINCE MARCH, 2003

Editorial Board Members

Chairman:

Kolokoltsev V.M. – D. Sc., Prof., Rector of Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Honorary Board Members:

Gorlach I. – Ph.D., Head of Mechatronics Department, Nelson Mandela Metropolitan University, South Africa.

Dabalà M. – Prof., Department of Industrial Engineering, University of Padova, Italy.

Dyja H. – D.Sc., Prof., Director of the Institute of Metal Forming and Engineering Security, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland.

Dusane R.O. – Prof., Head of Metallurgical Engineering & Materials Science Department, Institute of Technology Bombay, India.

Kaplunov D.R. – D.Sc., Prof., Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences. Research Institute of Comprehensive Exploitation of Mineral Resources, Moscow, Russia.

Kawalla R. – Prof., Director of the Metal Forming Institute, Freiberg University of Mining and Technology, Freiberg, Germany.

Mori K. – Prof., Toyohashi University of Technology, Japan.

Nayzabekov A.B. – D.Sc., Prof., Member of the Academy of Sciences, Rector of Rudny Industrial Institute, Rudny, Republic of Kazakhstan.

Pietrzyk M. – Prof., Akademia Gorniczo-Hutnicza, Krakow, Poland.

Rashnikov V.F. – D.Sc., Prof., Chairman of the OJSC MMK Board of Directors, Magnitogorsk, Russia.

Schastlivtsev V.M. – D. Sc., Chief of the Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Division of the Russian Academy of Sciences, Academician of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia.

Editor-in-Chief:

Chukin M.V. – D.Sc., Prof., First Vice-Rector-Vice-Rector for Science and Innovation, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

First Deputy Editor-in-Chief:

Gun G.S. – D.Sc., Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Deputy Editor-in-Chief:

Gavrishev S.E. – D.Sc., Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Korchunov A.G. – D.Sc., Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Logunova O.S. – D.Sc., Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Khramshin V.R. – D.Sc., Assoc. Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Executive Editors:

Polyakova M.A. – Ph.D., Assoc. Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Shubina M.V. – Ph.D., Assoc. Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Editor: Kutekina N.V.

Technical Editor: Gavrusheva K.V.

Translated into English: Elesina V.I.

© Federal State Budgetary Institution of Higher Education
Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2016

Registration certificate PI # FS 77-59632 dated October 10, 2014 is issued by the Federal Service for Supervision of Communications, Information Technology, and Mass Media.

Founder – Nosov Magnitogorsk State Technical University
(38, pr. Lenina, Magnitogorsk 455000, Chelyabinsk Region)

16+ in accordance with Federal Law #436-FZ dated 29.12.10

Editorial office:

38, pr. Lenina, city of Magnitogorsk 455000, Russia
Phone: +7 (3519) 221 493. Fax: +7 (3519) 235 760
URL: <http://www.vestnik.magtu.ru>
E-mail: rio_magtu@mail.ru; vestnik@magtu.ru

Prepared for the publication by the NMSTU publishing center,
38, pr. Lenina, city of Magnitogorsk 455000, Russia
Printed by the NMSTU printing section,
38, pr. Lenina, city of Magnitogorsk 455000, Russia.
Publication date: 24.06.2016. Order 302. Circulation: 500. Open price.

СОДЕРЖАНИЕ

Разработка полезных ископаемых	5
<i>Чебан А.Ю.</i> Совершенствование безвзрывных циклично-поточных технологий добычи полезных ископаемых.....	5
<i>Соколов И.В., Барановский К.В.</i> Выбор эффективной технологии подземной разработки месторождения кварца	10
<i>Першин Г.Д., Уляков М.С., Пшеничная Е.Г., Габбасов Б.М.</i> Энергетический метод расчета производительности алмазно-канатных машин при добыче облицовочного камня	18
Литейное производство	25
<i>Фролов В.Ф., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Безруких А.И., Костин И.В.</i> Влияние технологических факторов на образование дефектов структуры в крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX	25
Обработка металлов давлением	32
<i>Лабер К.Б., Савицкий С.З., Дья Х., Кавалек А.М.</i> Сравнительный анализ результатов физического моделирования процесса прокатки прутков из стали 30MnB4 при испытании на кручение и сжатие	32
<i>Огарков Н.Н., Платов С.И., Шеметова Е.С., Некит В.А., Шувет Б.М., Д.</i> Исследование влияния параметров шероховатости сердечника на сцепляемость с оболочкой при волочении сталемедной проволоки	38
Технологии обработки материалов	44
<i>Берtrand Ф., Мовчан И., Самодурова М.Н., Джигун Н.С.</i> Лазерная наплавка как перспективный метод упрочнения штамповой оснастки	44
<i>Гадалов В.Н., Щеренкова И.С., Ворначева И.В., Журавлев Г.М., Абакумов А.В.</i> Структурообразование и физико-механические свойства электрохимических диффузионных покрытий на основе хрома, используемых для восстановления валков из серого чугуна плазменной обработкой	53
<i>Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю.</i> Исследование процесса динамического наклепа бойками	63
<i>Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Фенг Ю., Косинов Д.А.</i> Структурно-масштабные уровни плазменного упрочнения чугунных валков.....	69
<i>Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Мак-Мак Н.Е., Казумичи Ш.</i> Эффект повышения износостойкости за счет плазменной обработки науглероженных конструкционных сталей	76

CONTENTS

Mineral Mining	5
<i>Cheban A.Yu.</i> Enhancing the conveying technology in explosive-free mining.....	5
<i>Sokolov I.V., Baranovsky K.V.</i> Choosing an efficient technique for underground mining of QUARTZ.....	10
<i>Pershin G.D., Ulyakov M.S., Pshenichnaya E.G., Gabbasov B.M.</i> Energy based diamond cutting machine performance calculation method used for facing stone extraction	18
Foundry	25
<i>Frolov V.F., Belyaev S.V., Gubanov I.Yu., Bezrukikh A.I., Costin I.V.</i> Influence of process factors on the formation of structural defects in heavy 1XXX series aluminium alloy ingots	25
Metal Forming.....	32
<i>Laber K.B., Sawicki S.Z., Dyja H.S., Kawalek A.M.</i> Physical modelling of 30MnB4 steel rod production during torsion and compression testing: comparative analysis.....	32
<i>Ogarkov N.N., Platov S.I., Shemetova E.S., Nekit V.A., Chouvet B.M., D.</i> Study of the effect of the core roughness parameters on adhesion performance in a copper-clad steel wire drawing operation.....	38
Materials Processing Technology.....	44
<i>Bertrand Ph., Movchan I., Samodurova M.N., Dzhigun N.S.</i> Laser cladding as a perspective surface hardening technique for die tooling	44
<i>Gadalov V.N., Cherenkova I.S., Vornacheva I.V., Zhuravlev G.M., Abakumov A.V.</i> The structure and physical and mechanical properties of chromium diffusion coatings used for recovery of grey cast iron rolls through plasma treatment.....	53
<i>Belevskiy L.S., Belevskaya I.V., Efimova Yu.Yu.</i> Study of the process of surface cold working with punching blocks.....	63
<i>Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Feng Ye, Kosinov D.A.</i> Structure-scale levels of cast iron rolls plasma hardening.....	69
<i>Cheylyakh Y.A., Cheiliakh O.P., Mak-Mak N.E., Kazumichi Sh.</i> Effect of rising wear-resistance by plasma treatment of carburized structural steel.....	76

**Материаловедение и термическая
обработка металлов.....83**

*Кижнер М., Сычков А.Б., Шекшеев М.А.,
Малашкин С.О., Камалова Г.Я.*
Влияние металлургических факторов и
термической обработки
на структуру катанки под металлокорд.....83

*Назаров Ш.А., Ганиев И.Н., Норова М.Т.,
Ганиева Н.И., Каллиари И.*
Потенциодинамическое исследование
сплава Al+6%Li с иттрием
в среде электролита NaCl95

Моделирование металлургических процессов101

*Шеркунов В.Г., Редников С.Н.,
Власов А.Е., Тезе П.*
Математическое моделирование
процессов нанесения гальванических покрытий
при различных скоростных режимах101

*Выдрин А.В., Широков В.В., Яковлева К.Ю.,
Зинченко А.В., Король А.В.*
Развитие методов математического
моделирования процессов деформации в
производстве бесшовных труб.....107

Теплоэнергетика металлургической отрасли116

Герасименко Т.Е., Мешков Е.И., Томилина А.А.
Совершенствование и идентификация
математической модели прокатки
углеродных материалов
в барабанной вращающейся печи116

Сведения об авторах126

**Materials Science and heat
treatment of metals 83**

*Kizhner M., Sychkov A.B., Sheksheev M.A.,
Malashkin S.O., Kamalova G.Ya.*
Effects of metallurgical factors
and heat treatment on the structure
of wire rod designed for steel cord production 83

*Nazarov Sh.A., Ganiev I.N., Norova M.T.,
Ganieva N.I., Calliari I.*
Potentiodynamic study
of the Al + 6% Li alloy doped
with yttrium in nacl solution..... 95

Simulation of Metallurgical Processes 101

*Sherkunov V.G., Rednikov S.N.,
Vlasov A.E., Tese P.*
Mathematical modelling
of electroplating processes
at various flow rates..... 101

*Vydrin A.V., Shirokov Vy.Vy., Yakovleva K.Yu.,
Zinchenko A.V., Korol' A.V.*
Development of mathematical modelling
tech-niques to simulate deformation processes
in seamless pipe production..... 107

Heat Power Engineering of the Metallurgical Industry 116

Gerasimenko T.E., Meshkov E.I., Tomilina A.A.
Improvement and identification
of the mathematical model
of carbon materials calcination
in a rotary kiln 116

Information about authors 126

РАЗРАБОТКА ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ

УДК 622.271

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-5-9

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ БЕЗВЗРЫВНЫХ ЦИКЛИЧНО-ПОТОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДОБЫЧИ ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ

Чебан А.Ю.

Институт горного дела Дальневосточного отделения Российской академии наук РАН, Хабаровск, Россия

Аннотация. Все более широкое применение на открытых горных работах механического рыхления пород обусловлено как экономическими факторами, так и значительным усилением мер экологической и социальной безопасности в горном деле, ограничивающих производство буровзрывных работ. Наиболее производительным оборудованием, ведущим безвзрывную выемку полускальных горных пород, являются карьерные комбайны и фрезерные машины. С увеличением глубины карьера растет дальность транспортировки горной массы, в результате чего целесообразным становится переход на комбинированный транспорт с использованием конвейеров различных конструкций. В статье предлагается усовершенствованная циклично-поточная технология с применением фрезерных машин, колесных скреперов и конвейерного транспорта. Фрезерная машина производит разрыхление породы с размещением отфрезерованной горной массы в отрытой траншее, из которой осуществляется ее выемка колесным скрепером, следующим вслед за фрезерной машиной. Скреперы самостоятельно осуществляют погрузочно-доставочные работы и не требуют вспомогательного оборудования, что повышает производительность горных работ. В данной технологии колесные скреперы используются в качестве сборочного транспорта, перемещающего горную массу из забоя к приемному бункеру магистрального конвейера. Предлагается конструкция колесного скрепера с загрузочным лотком и интенсификатором загрузки в виде подгребающей стенки для обеспечения эффективной выемки рыхлой мелкокусковой горной массы. Скрепер зачерпывает горную массу в ковш с помощью загрузочного лотка, после заполнения передней части ковша в работу включается интенсификатор загрузки, который перемещает горную массу из передней части ковша в заднюю. Совершенствование технологической схемы ведения горных работ позволит сократить издержки на выемку и транспортирование горной массы, что повысит рентабельность производства.

Ключевые слова: механическое рыхление, горная масса, фрезерная машина, колесный скрепер, интенсификатор загрузки, конвейер.

Введение

Технологии безвзрывной выемки плотных и полускальных горных пород с применением новых и усовершенствованных горных машин циклического и непрерывного действия находят все большее применение. На разработке месторождений твердых полезных ископаемых и в строительстве для механического разрушения горных пород применяются бульдозерно-рыхлительные агрегаты, одноковшовые экскаваторы со специальным рабочим оборудованием, карьерные комбайны, фрезерные машины и другая техника [1–6]. Переход предприятий на новые технологии обусловлен

как экономическими факторами, так и значительным усилением мер экологической и социальной безопасности в горном деле и строительстве, ограничивающих производство буровзрывных работ [7–8].

Рыхление горного массива с помощью взрыва имеет ряд недостатков, а именно: перемешивание полезного ископаемого с пустой породой, ведущее к снижению качества получаемого сырья; необходимость временного прекращения работ и отвода техники и людей на безопасное расстояние перед проведением взрыва; неравномерный гранулометрический состав отбитой взрывом горной массы – от негабаритов до пылевидных частиц; невозможность использования конвейерного транспорта для перемещения полученной горной массы без предварительного крупного

дробления; выброс продуктов горения взрывчатых веществ ухудшает экологическую ситуацию в месте проведения работ; нарушение сплошности массива горных пород, что отрицательно влияет на устойчивость борта карьера. Кроме того, в случае разработки сложноструктурных месторождений полезное ископаемое, находящееся в тонких пластах, не может быть селективно добыто и после проведения взрыва удаляется вместе с пустой породой в отвал [9–10].

Постановка проблемы

Наиболее производительными машинами, ведущими безвзрывную выемку полускальных горных пород, являются карьерные комбайны и фрезерные машины различных конструкций [1, 11]. С помощью карьерных комбайнов и фрезерных машин разрабатываются месторождения угля, бокситов, фосфоритов, мергелей, гипса, известняков и других полезных ископаемых. Масштабы механического разрушения горных пород постепенно расширяются, охватывая новые месторождения, сложенные все более прочными горными породами.

Карьерные комбайны ведут выемку породы из массива и погрузку полученной горной массы с помощью ленточных конвейеров в транспортные средства. Недостатками карьерных комбайнов являются: сложность конструкции; громоздкость, что значительно затрудняет возможность их маневрирования на рабочей площадке; проблемы с намерзанием и налипанием горной массы на ленты транспортеров. Кроме того, при погрузке горной массы в автотранспорт возникают простои карьерных комбайнов при обмене автосамосвалов, которые могут достигать 10–25% от времени фрезерования (в зависимости от производительности комбайна и грузоподъемности автосамосвала), что значительно снижает производительность комбайнов [3].

У фрезерных машин отсутствуют ленточные конвейеры, поэтому данное оборудование является более легким, компактным, маневренным и простым в эксплуатации и обслуживании. Стоимость фрезерных машин по сравнению с карьерными комбайнами равной производительности более низкая. Фрезерная машина разрабатывает массив горной породы и оставляет вынутую горную массу в отрытой траншее.

В настоящее время для перемещения горной массы из забоя в основном используется автомобильный транспорт. При увеличении глубины карьера растет дальность транспорти-

ровки горной массы. В результате чего технико-экономические показатели автомобильного транспорта существенно ухудшаются и целесообразным становится переход на комбинированный транспорт с применением конвейеров и подъемников различных конструкций [12–15]. Наиболее часто используют комбинацию автомобильного и конвейерного транспорта, при этом автомобильный транспорт является сборочным, поставляющим к конвейеру горную массу из нескольких забоев карьера, а конвейер – магистральным транспортом.

В случае разработки месторождения фрезерными машинами полученную горную массу обычно штабелируют бульдозерами и грузят в автосамосвалы посредством одноковшовых погрузчиков или экскаваторов. Однако при расположении забоев недалеко от приемного бункера конвейера (на расстоянии до 1,0–1,5 км) происходит быстрая оборачиваемость автотранспорта, и погрузочная машина обслуживает всего 2–3 автосамосвала, в результате чего себестоимость погрузочно-транспортных работ относительно высока. На небольших плечах возки экономически целесообразна транспортировка горной массы с помощью колесных скреперов. Целью работы является совершенствование циклично-поточной технологии добычи твердых полезных ископаемых с применением фрезерных машин и колесных скреперов.

Результаты исследований и их обсуждение

Предлагаемый способ разработки месторождений твердых полезных ископаемых с применением фрезерной машины и усовершенствованных колесных скреперов осуществляется следующим образом. Фрезерная машина 1 производит разрыхление породы 2 с размещением отфрезерованной горной массы 3 в отрытой траншее 4, из которой осуществляется ее выемка колесным скрепером 5, следующим вслед за фрезерной машиной 1 (рис. 1). Колесные скреперы самостоятельно осуществляют погрузочно-доставочные работы горной массы и не требуют вспомогательного оборудования, что повышает эффективность ведения горных работ. В данной технологии колесные скреперы являются сборочным транспортом и доставляют горную массу на расстояние до 1,0–1,5 км из забоев к приемному бункеру магистрального конвейера, перемещающего горную массу на дневную поверхность карьера.

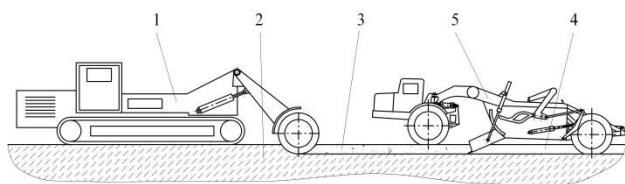


Рис. 1. Разработка месторождения с использованием фрезерной машины и усовершенствованного колесного скрепера

Поскольку колесный скрепер работает с рыхлой мелкокусковой горной массой, то загрузка его ковша только за счет силы тяги является неэффективной, так как из-за отсутствия пробивной силы у срезаемой стружки (горной массы) наполнение ковша составляет всего 60–80% от его геометрической вместимости, т.е. коэффициент наполнения ковша равен 0,6–0,8. В связи с чем для улучшения заполнения ковша целесообразно использовать интенсификатор загрузки. Предлагается конструкция усовершенствованного колесного скрепера, специально предназначенного для выемки рыхлой мелкокусковой горной массы (рис. 2). Так как при черпании из траншеи горной массы, полученной в результате работы фрезерной машины, не возникает значительного сопротивления резанию, а основное сопротивление связано с продвижением горной массы внутрь ковша, появляется возможность вести выемку с помощью загрузочного лотка 1. В усовершенствованной конструкции скрепера предлагается отказаться от опускания ковша 2 и выполнить его как одно целое с тяговой рамой 3, в результате чего снизится металлоемкость скрепера и несколько уменьшится его ширина.

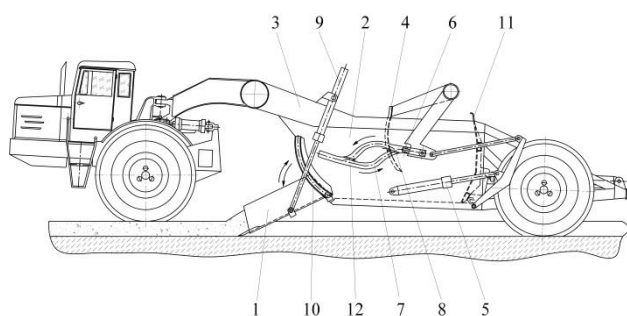


Рис. 2. Усовершенствованный колесный скрепер для выемки рыхлой мелкокусковой горной массы

Усовершенствованный скрепер зачерпывает горную массу в ковш 2 с помощью загрузочного лотка 1. После заполнения передней части ковша в работу включается интенсификатор загрузки 4, который перемещает горную массу из передней

части ковша в заднюю при помощи привода 5. Интенсификатор загрузки 4 на каретках 6 перемещается по нижним ветвям криволинейных направляющих 7, установленных на внешних сторонах боковых стенок ковша, от передних к задним тупиковым участкам направляющих 7 через переводные упоры 8. Освободившаяся передняя часть ковша 2 вновь заполняется горной массой. На заключительном этапе загрузки гидроцилиндры 9 поднимают загрузочный лоток 1 с находящейся в нем горной массой для окончательного заполнения передней части ковша 2. Скрепер осуществляет транспортирование горной массы к месту разгрузки. Применение интенсификатора загрузки позволяет загружать ковш разрыхленной горной массой с высоким коэффициентом наполнения, равным 1,05–1,10 (с «шапкой»), что значительно увеличивает производительность колесного скрепера.

Для разгрузки ковша 2 скрепера гидроцилиндрами 9 производится дополнительный подъем загрузочного лотка 1 в направляющих 10. Разгрузка ковша осуществляется через образовавшуюся щель между днищем ковша и поднятым в направляющих 10 загрузочным лотком 1. Горная масса принудительно выталкивается из ковша посредством задней стенки 11, которая перемещается в переднюю часть ковша. Одновременно при помощи привода 5 в исходное положение в передней части ковша возвращается интенсификатор загрузки 4, частично помогая выгрузке горной массы, при этом каретки 6 интенсификатора 4, перемещаются по верхним ветвям криволинейных направляющих 7, от задних тупиковых участков к передним через переводные упоры 12. Разгрузка скрепера осуществляется в приемный бункер магистрального конвейера. Приемный бункер оборудован специальной эстакадой для проезда и разгрузки над ним колесного скрепера.

Выводы

По причине ужесточения экологических и социальных требований при добыче полезных ископаемых на производство взрывных работ накладываются все большие ограничения, а в случае приближения фронта работ вплотную к населенным пунктам, особо охраняемым территориям или объектам инфраструктуры, ведение взрывного рыхления вообще исключается. В то же время на ряде давно эксплуатируемых месторождений основные и наиболее качественные запасы (по причине выработки других запасов) полезных ископаемых оказываются в непосред-

ственной близости к жилью и другим объектам. С развитием горного оборудования все больше месторождений разрабатывают с использованием безвзрывных технологий путем механического рыхления горных пород, в частности с применением фрезерных машин.

Повысить эффективность циклично-поточных технологий разработки месторождений возможно за счет совершенствования транспортных схем при перемещении полезного ископаемого из забоев к магистральному конвейеру, находящемуся на расстоянии до 1,0–1,5 км, путем замены автосамосвалов, работающих в комплексе с погрузочным оборудованием, на усовершенствованные колесные скреперы, предназначенные для выемки рыхлой мелкокусковой горной массы. Предлагаемое совершенствование технологической схемы ведения горных работ позволит сократить издержки на выемку и транспортирование горной массы, что повысит рентабельность производства.

Список литературы

1. Пихлер М., Панкевич Ю.Б. Wirtgen Surface Miner в Индии. Опыт селективной разработки угольных месторождений // Горная промышленность. 2003. №4. С. 40–47.
2. Буткевич Г.Р. Взрывные и безвзрывные способы разрушения скальных пород на карьерах // Строительные материалы. 2011. №2. С. 33–34.
3. Cheban A.Yu., Sekisov G.V., Khrunina N.P., Shemyakin S.A. Upgrading continuous and cyclic excavation and transportation during open-pit mining. [Eurasian mining]. 2014, no. 1, pp. 22–24.
4. Монсини К.Р., Мазманиян А.О. Повышение эффективности механического рыхления горных пород // Горный журнал. 1998. №1. С. 39–43.
5. Анистратов К.Ю. Безвзрывная выемка полускальных пород на карьерах стройматериалов гидравлическими экскаваторами фирмы Liebherr // Горная промышленность. 1998. №2. С. 41–45.
6. Панкевич Ю.Б. Применение мощных гидромолотов фирмы Krupp на безвзрывной разработке месторождений полезных ископаемых решает вопросы экологии и качества продукции // Горная промышленность. 1997. №2. С. 45–48.
7. Ugay S. M., Golokhvast K. S., Pogotovkina N. S., Miheev E. M., Cheban A.Yu. Assessment of the impact of compressed gas vehicle on the environment // Life Science Journal. 2014. № 11. P. 515–517.
8. Москаленко Т.В., Ворсина Е.В. Управление отходами горной промышленности как элемент устойчивого развития республики Саха (Якутия) // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2014. №10. С. 98–102.
9. Чебан А.Ю., Рассказов И.Ю., Литвинцев В.С. Анализ парка горных машин горнодобывающих предприятий Амурской области // Маркшейдерия и недропользование. 2012. №2. С. 41–50.
10. Улучшение качества угля за счет селективной разработки сложноструктурного Эльгинского каменноугольного месторождения / Ермаков С.А., Гаврилов В.Л., Хосоев Д.В., Ходянов Е.А. // Наука и образование. 2012. № 1. С. 24–29.
11. Чебан А.Ю. Выемочная техника, задействованная на угольных разрезах в южной части Дальневосточного региона // Вестник Тихоокеанского государственного университета. 2013. №3 (30). С. 081–084.
12. Яковлев В.Л. Перспективные решения в области циклично-поточной технологии глубоких карьеров // Горный журнал. 2003. №4–5. С. 51–56.
13. Гавришев С.Е., Бурмистров К.В., Кидяев В.А. Использование преимуществ карьерного комбинированного транспорта при открыто-подземной разработке месторождений // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. №3. С. 5–7.
14. Оценка эффективности схем вскрытия законтурных запасов с применением карьерных подъемников / Гавришев С.Е., Калмыков В.Н., Бурмистров К.В., Томилина Н.Г., Заляднов В.Ю. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №1. С. 7–10.
15. Осадчий В.И., Маулямбаев Т.И., Кузьмин С.Л. Проектирование технологии обмена контейнеров на подъемных пунктах // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №2. С. 16–18.

Материал поступил в редакцию 02.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-5-9

ENHANCING THE CONVEYING TECHNOLOGY IN EXPLOSIVE-FREE MINING

Cheban Anton Yurievich – Senior Researcher, Associate Professor, Mining Institute of the Far Eastern branch of the Russian Academy of Sciences, Khabarovsk, Russia. Phone: +7(4212) 32-79-27. E-mail: chebanay@mail.ru.

Abstract. An ever growing application of ripping techniques in surface mining is due to economic factors and significantly stricter environmental and social regulations which restrict drilling and blasting operations. Surface miners and milling machines would be the most efficient machinery for explosive-free mining. As an open pit is mined out and the haul distances increase, it becomes reasonable to use a combined conveying system comprising different conveyor structures. This article describes an enhanced conveying technology involving

milling machines, wheel scrapers, and conveyors. A milling machine rips rock and sends it to an open trench. A wheel scraper which follows the milling machine picks up the ripped rock from the trench. Wheel scrapers do all the loading and conveying and require no auxiliary equipment, thus increasing the mining efficiency. In this technology wheel scrapers perform a collecting and conveying job delivering rock from the pit to a receiver bin of the main conveyor. The proposed design of a wheel scraper includes a feed chute and a scraper used as

a loading aid to help extract small pieces of loose rock. A feed chute helps convey rock to the shovel of a wheel scraper. Once the front area of the shovel is filled up with rock, a scraper activates moving rock to the rear area of the shovel. The enhanced mining technology will help reduce the extraction and conveying costs and thus improve overall mining efficiency.

Keywords: Ripping, rock mass, milling machine, wheel scraper, loading aid, conveyor.

References

1. Pichler M., Pashkevich Iu.B. Wirtgen Surface Miner in India. Experience of selective coal mining. *Gornaya promyshlennost'* [Mining industry]. 2003, no. 4, pp. 40-47.
2. Boutkevitch G.R. Explosive and explosive-free methods of rock destruction at quarries. *Stroitel'nye materialy* [Construction Materials]. 2011, no. 2, pp. 33-34.
3. Cheban A.Iu., Sekisov G.V., Khrunina N.P., Shemyakin S.A. Upgrading continuous and cyclic excavation and transportation during open-pit mining. *Evroaziatskoe gornoe delo* [Eurasian mining]. 2014, no. 1, pp. 22-24.
4. Mancini K.R., Mazmanian S.A. Improving the efficiency of the mechanical loosening of rocks. *Gornyi zhurnal* [Mining Journal]. 1998, no. 1, pp. 39-43.
5. Anistratov K.Iu. Explosive-free excavation of rock with the help of Liebherr excavators at construction materials quarries. *Gornaya promyshlennost'* [Mining industry]. 1998, no. 2, pp. 41-45.
6. Pashkevich Iu.B. The use of powerful Krupp hydraulic hammers at an explosive-free mining site solve environmental and product quality issues. *Gornaya promyshlennost'* [Mining industry]. 1997, no. 2, pp. 45-48.
7. Ugay S.M., Golokhvast K.S., Pogotovkina N.S., Miheev E.M., Cheban A.Yu. Assessment of the impact of a compressed gas vehicle on the environment // *Life Science Journal*. 2014. no. 11. pp. 515-517.
8. Moskalenko T.V., Voronina E.V. Mining waste management as an element of sustainable development of the Republic of Sakha (Yakutiya). *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta* [Bulletin of Irkutsk State Technical University]. 2014, no. 10, pp. 98-102.
9. Cheban A.Iu., Rasscazov I.Iu., Litvintsev V.S. Analyzing the machinery fleet of mining enterprises of the Amur Region. *Markshejderiya i nedropol'zovanie* [Mine surveying and subsoil management]. 2012, no. 2, pp. 41-50.
10. Ermakov S.A., Gavrilov V.L., Khosroev D.V., Hoyutanov E.A. Improving the quality of coal through selective mining of the complex Elga coal deposit. *Nauka i obrazovanie* [Science and education]. 2012, no. 1, pp. 24-29.
11. Cheban A.Iu. Excavation machinery used at the coal mines of the South of the Far Eastern region. *Vestnik Tikhookeanskogo gosudarstvennogo universiteta* [Bulletin of Pacific National University]. 2013, no. 3 (30), pp. 081-084.
12. Yakovlev V.L. Potential solutions for continuous and cyclic operations at deep pits. *Gornyi zhurnal* [Mining Journal]. 2003, no. 4-5, pp. 51-56.
13. Gavrishchev S.E., Burmistrov K.V., Kidyayev V.A. Exploiting the advantages of combined mining transportation in combined open and underground mining. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2010, no. 3, pp. 5-7.
14. Gavrishchev S.E., Kalmykov V.N., Burmistrov K.V., Tomilina N.G., Zalyadnov V.Yu. Assessment of the performance of perimeter deposit opening schemes with the use of mine lifts. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014, no. 1, pp. 7-10.
15. Osadchy V.I., Maulyanbaev T.I., Kuzmin S.L. Engineering a container exchange technique at lifting points. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2013, no. 2, pp. 16-18.

Чебан А.Ю. Совершенствование безвзрывных циклично-поточных технологий добычи полезных ископаемых // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 5–9. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-5-9

Cheban A.Yu. Enhancing the conveying technology in explosive-free mining. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 5–9. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-5-9

ВЫБОР ЭФФЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОДЗЕМНОЙ РАЗРАБОТКИ МЕСТОРОЖДЕНИЯ КВАРЦА

Соколов И.В., Барановский К.В.

Институт горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Аннотация. Приведены результаты исследований по обоснованию технологии подземной разработки наклонного рудного тела средней мощности, обеспечивающей кардинальное снижение потерь при освоении уникального месторождения кварца. На основании анализа теории и практики отработки наклонных рудных месторождений установлено, что радикальное снижение потерь кварца в недрах может быть достигнуто применением комбинированной системы разработки (КСР), сочетающей систему с открытым очистным пространством при выемке основных камерных запасов и систему с обрушением руды и вмещающих пород при выемке междукамерных целиков (МКЦ). Варианты КСР систематизированы по основному признаку – форме МКЦ (прямоугольный, трапециевидный), и дополнительному – условию отработки МКЦ (под консолью пород висячего бока, под обрушенными породами). В соответствии со систематизацией сконструировано семь технически рациональных вариантов КСР, различающиеся также по способу очистной выемки МКЦ (метод отбойки, выпуска руды, очередность выемки) и способу (принудительное или самообрушение пород висячего бока) и порядку (до или после отбойки МКЦ) погашения выработанного пространства очистного блока. Разработана методика определения величины потерь и разубоживания кварца, отличающаяся тем, что в качестве базовых аргументов приняты мощность и угол падения рудного тела, ширина камер и МКЦ, позволяющая оптимизировать параметры технологии в зависимости от данных факторов. Установлено, что наиболее эффективные варианты КСР с увеличенной шириной камер, податливыми МКЦ трапециевидной формы, обрабатываемыми под породной консолью или принудительно обрушенными породами висячего бока обеспечивают снижение потерь до 6–11%.

Ключевые слова: месторождение кварца, подземная технология, наклонное рудное тело, потери и разубоживание, комбинированная система разработки.

Введение

Кыштымское месторождение является практически единственным в России эксплуатируемым месторождением высокоценного гранулированного кварца и стабильным источником сырья для производства принципиально новых материалов (кварцевое стекло, специальная керамика, продукция двойного назначения) [1]. Рациональное использование запасов высокоценного кварца в связи с их ограниченностью крайне важно для развития инновационных отраслей российской промышленности. Наклонное падение рудного тела (25–40 град), средняя мощность (10–12 м) при средней устойчивости руды и вмещающих пород предопределили технологические трудности при его отработке и невысокие показатели извлечения. Так, применяемая камерно-целиковая система разработки с взрыводостав-

кой характеризуется потерями балансовых запасов кварца в неизвлекаемых междукамерных целиках (МКЦ) и на почве камеры до 30%. Соответственно резко сокращается сырьевая база предприятия и срок эксплуатации уникального месторождения. Применение систем с закладкой неприемлемо, поскольку попадание даже незначительного количества цемента в жильную массу делает ее непригодной для получения высокочистых кварцевых концентратов (исследования выполнены Кыштымским ГОКом). В связи с этим актуальна задача изыскания технологии подземной добычи, обеспечивающей кардинальное (в 2 раза) снижение потерь кварца [2].

Основная часть

В результате анализа теории и практики отработки наклонных рудных месторождений (более 20-ти) установлено, что радикальное снижение потерь кварца в недрах может быть

достигнуто применением КСР, сочетающей систему с открытым очистным пространством при выемке основных камерных запасов и систему с обрушением руды и вмещающих пород при выемке МКЦ. Для конструирования и сравнительной оценки вариантов КСР выполнена их систематизация (табл. 1). Поскольку отработка камерных запасов тривиальна, в качестве основного признака принят конструктивный фактор – форма МКЦ (прямоугольный, трапециевидный), от которого в наибольшей степени зависит степень извлечения чистой руды из блока. При делении вариантов на группы принято условие отработки МКЦ (под консолью пород висячего бока, под обрушенными породами), определяемое устойчивостью пород висячего бока. Варианты внутри группы различаются по способу очистной выемки МКЦ (метод отбойки, выпуска руды, очередность выемки) и способу (принудительное или самообрушение пород висячего бока) и порядку (до или после отбойки МКЦ) погашения выработанного пространства очистного блока.

В соответствии со систематизацией сконструировано семь технически рациональных вариантов КСР, три – признаны нерациональными (в табл. 1 они не пронумерованы). Во всех вариантах этаж разделяется на два подэтажа, подэтажи – на очистные блоки, состоящие из очистной камеры и МКЦ. Блок отрабатывается в две стадии: на первой – камерные запасы, на второй – МКЦ. Технология выемки камерных запасов во всех вариантах одинакова – послойная отбойка руды веерными скважинными зарядами диаметром 65 мм и площадным выпуском руды через погрузочные заезды. При конструировании приняты: постоянная ширина очистного блока 28 м, равная сумме ширины камеры и МКЦ; длина камеры и МКЦ равна длине рудного тела по простиранию – 100 м; средняя мощность рудного тела (m_{cp}) 12 м и угол падения рудного тела ($\alpha_{p.t}$) 30°. Выработки выпуска и доставки располагаются в лежачем боку рудного тела [3]. На основных технологических процессах используется высокопроизводительное самоходное оборудование [4].

Одной из идей по снижению потерь балансовых запасов кварца является применение податливых МКЦ трапециевидной формы с

малым верхним основанием, что одновременно позволяет эффективно управлять горным давлением. Размеры и форма целиков, пролеты камер рассчитаны отделом геомеханики ИГД УрО РАН. Установлено, что очистные камеры шириной 26 м и МКЦ шириной 8 м (по низу) и 2 м (по верху) будут устойчивы за счет придания им податливости. Увеличение ширины камер и соответственное уменьшение ширины МКЦ позволяет увеличить объем камерных запасов, что обеспечивает улучшение показателей извлечения руды в целом по блоку [5].

Методологической базой для выбора эффективной технологии является системный подход к обоснованию оптимальной системы разработки и ее параметров, основанный на учете всех факторов и сравнении вариантов по критерию прибыли (Пр) на единицу погашаемых балансовых запасов [6]. Технологические и конструктивные параметры, соответствующие варианту системы разработки с наибольшей прибылью, считаются оптимальными. Целевая функция применительно к кварцевому горно-обогательному производству имеет вид

$$Pr = 0,01n \sum_{i=1}^n Z_i c \varepsilon_i - C \frac{1-P}{1-P} \rightarrow \max, \quad (1)$$

где $\eta=(1-P)$ – коэффициент извлечения руды при добыче, где P – потери, доли ед.; n – количество реализуемых концентратов; Z_i – цена i -го концентрата на мировом рынке кварцевого сырья; c – содержание кварца в погашаемых балансовых запасах, %; ε_i – извлечение кварца в i -й концентрат при обогащении, доли ед., определяемая в зависимости от его содержания в добытой руде $a=c(1-P)$; P – разубоживание, доли ед.; C – себестоимость добычи, транспорта и обогащения 1 т добытой руды, руб./т.

Из (1) видно, что показатели извлечения существенно влияют как на извлекаемую ценность балансовых запасов кварца, так и на себестоимость его добычи и переработки [7]. Учитывая цель работы – снижение потерь балансовых запасов кварца в недрах более чем в 2 раза, на первом этапе выбора за критерий оценки эффективности сконструированных вариантов можно принять минимум потерь. При этом варианты системы разработки с минимальными потерями считаются наиболее рациональными и отбираются для дальнейшего сравнения по (1).

Таблица 1

Систематизация вариантов КСР наклонного месторождения средней мощности

Форма МКЦ	Вариант комбинированной системы разработки				
	Условия отработки МКЦ				
	под породной консолью	под обрушенными породами			
		принудительно	самообрушенными		
	Способ выемки МКЦ				
I Прямой	1. Камерная с обрушением прямоугольного МКЦ и площадным выпуском руды под породной консолью. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и площадной выпуск руды из открытого пространства и под затекающими обрушенными породами. Принудительное обрушение породной консоли после выпуска руды из МКЦ	3. Камерная с обрушением прямоугольного МКЦ и комбинированным выпуском руды под породной консолью. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и комбинированный выпуск руды – площадной основных запасов аналогично варианту 1 и торцовый довыпуск. Обрушение породной консоли аналогично варианту 1	– Камерная с обрушением прямоугольного МКЦ и торцовым выпуском руды под принудительно обрушенными породами не рациональна из-за невозможности полного выпуска МКЦ	6. Камерная с обрушением прямоугольного МКЦ и площадным выпуском руды под самообрушенными породами. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и площадной выпуск руды под обрушенными породами. Погашение выработанного пространства путем самообрушения висячего бока после массовой отбойки МКЦ	7. Камерная с обрушением прямоугольного МКЦ и комбинированным выпуском руды под самообрушенными породами. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и комбинированный выпуск руды – площадной основных запасов и торцовый довыпуск под обрушенными породами. Погашение выработанного пространства путем самообрушения висячего бока после массовой отбойки МКЦ
	II Трапециевидный	2. Камерная с обрушением трапецевидного МКЦ и площадным выпуском руды под породной консолью. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и площадной выпуск руды из открытого пространства и под затекающими обрушенными породами. Обрушение породной консоли аналогично варианту 1	4. Камерная с обрушением трапецевидного МКЦ и комбинированным выпуском руды под породной консолью. Массовая отбойка МКЦ на открытую камеру, взрыводоставка и комбинированный выпуск руды – площадной основных запасов аналогично варианту 1 и торцовый довыпуск. Обрушение породной консоли аналогично варианту 1	5. Камерная с обрушением трапецевидного МКЦ и торцовым выпуском руды под принудительно обрушенными породами. Погашение отработанной камеры путем принудительного обрушения висячего бока до отработки МКЦ. Послойная отбойка МКЦ в зажатой среде и послойный торцовый выпуск руды	– Камерная с обрушением трапецевидного МКЦ и площадным выпуском руды под самообрушенными породами не рациональна из-за невозможности обеспечить устойчивость кровли камер

Известно, что основными горно-геологическими факторами, влияющими на уровень извлечения при отработке наклонных залежей, являются мощность и угол падения рудного тела, плотность руды и породы, содержание ценного компонента в руде, устойчивость руды и вмещающих пород висячего бока. Из конструктивных и технологических факторов, кроме рассмотренных выше, выделены наиболее существенные – конструкция и параметры выпускного днища (расстояние между погружными заездами, размеры и угол откоса выпускной траншеи); схема отбойки МКЦ (послойная и массовая); параметры БВР (диаметр скважин, ЛНС, конструкция заряда); схема выпуска (площадной, торцовый, комбинированный) отбитой руды [8].

Основные методические принципы определения потерь регламентированы «Типовыми методическими указаниями по нормированию потерь...» (ТМУ) [9] и созданными на их основе «Отраслевыми инструкциями...» [10, 11]. На основе этих принципов и с учетом вышеперечисленных факторов применительно к КСР разработана методика определения величины потерь и разубоживания кварца, состоящая из 88-ми аналитических зависимостей. Особенность методики состоит в следующем:

- в качестве базовых аргументов приняты мощность и угол падения рудного тела, ширина камер и МКЦ. Формулы взаимодействуют между собой при любом изменении параметров технологии;
- учитываются все виды потерь и разубоживания, места их образования (при проведении подготовительно-нарезных выработок, на контактах рудного тела с породой, при оконтуривании камер и целиков, при выпуске руды под затекающими из смежного блока обрушенными породами, при торцовом выпуске руды МКЦ);
- учитывается специфика технологии отработки наклонного месторождения гранулированного кварца;
- позволяет устанавливать влияние горно-геологических, технологических и экономических факторов на показатели извлечения и оптимизировать параметры технологии на основе полученных аналитических зависимостей;
- позволяет определять места образования и

величину потерь руды, представляющих интерес для повторной разработки месторождения.

Расчет показателей извлечения производился на основе выделения на месторождении элементарной выемочной единицы [12], в качестве которой принят добычный блок. В **табл. 2** приведены результаты расчета по вариантам КСР при средней мощности и угле падения рудного тела.

Таблица 2
Величина потерь и разубоживания
по вариантам КСР

Показатель извлечения	Вариант КСР						
	1	2	3	4	5	6	7
Потери, %	15,72	10,68	14,58	9,88	6,39	30,54	29,40
Разубоживание, %	9,13	11,97	15,17	18,01	14,24	10,87	17,78

Установлено, что с увеличением m (диапазон изменения от 4 до 20 м) потери при всех вариантах снижаются, наиболее интенсивное снижение происходит до 12 м. Влияние α (от 20 до 40°) на потери для разных вариантов различно. При одновременном изменении m и α в указанных диапазонах формируется область допустимых значений потерь, определяемых как потери меньше целевого показателя ($P=12,6\%$). Данная область характеризует надежность варианта КСР в обеспечении снижения потерь ниже целевого значения. Наиболее надежными являются варианты 2, 4 и 5 (**рис. 1, а, 1, б, 1, в** соответственно), имеющие наибольшую область допустимых значений потерь. Эти же варианты являются наилучшими по минимуму потерь при добыче для средних значений m и α (см. **табл. 2**).

Показатель разубоживания руды (который в контексте исследований можно принять как дополнительный критерий) при данных вариантах КСР в рассматриваемых диапазонах снижается с увеличением m , причем наиболее интенсивно – до 12 м. При одновременном изменении m и α формируется область допустимых значений разубоживания, определяемых как разубоживание меньше установленного показателя $P=13,5\%$. Более надежным вариантом, имеющим наибольшую область допустимых значений разубоживания, является вариант 2 (**рис. 2, а**), варианты 4 и 5 обеспечивают допустимое разубоживание только при больших углах падения (**рис. 2, б и 2, в** соответственно).

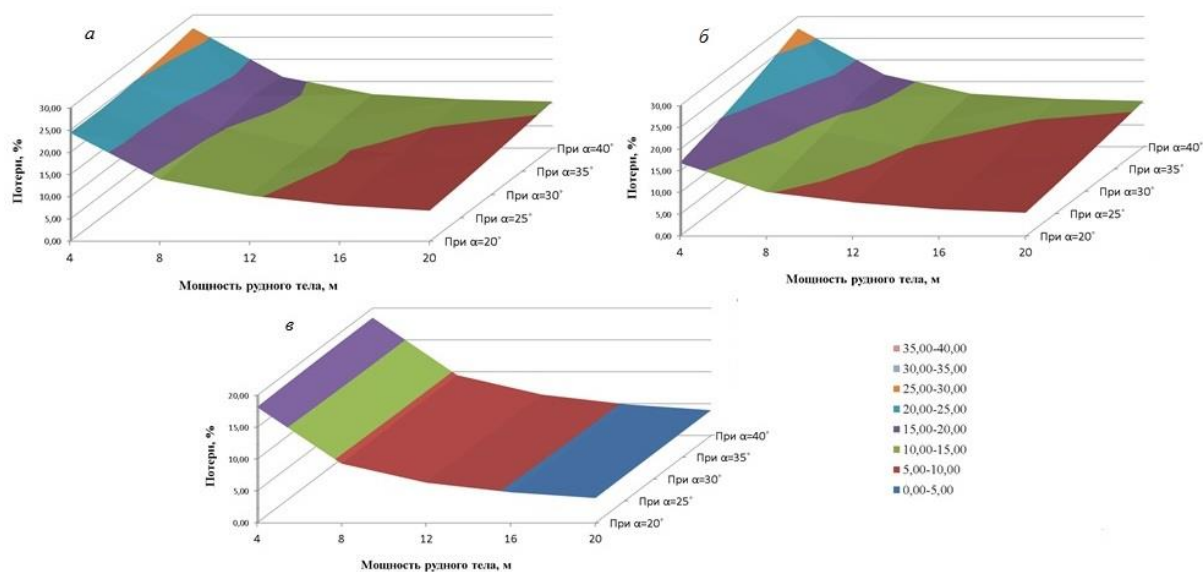


Рис. 1. Изменение потерь руды от мощности и угла падения рудного тела в вариантах КСР 2 (а), 4 (б) и 5 (в) соответственно

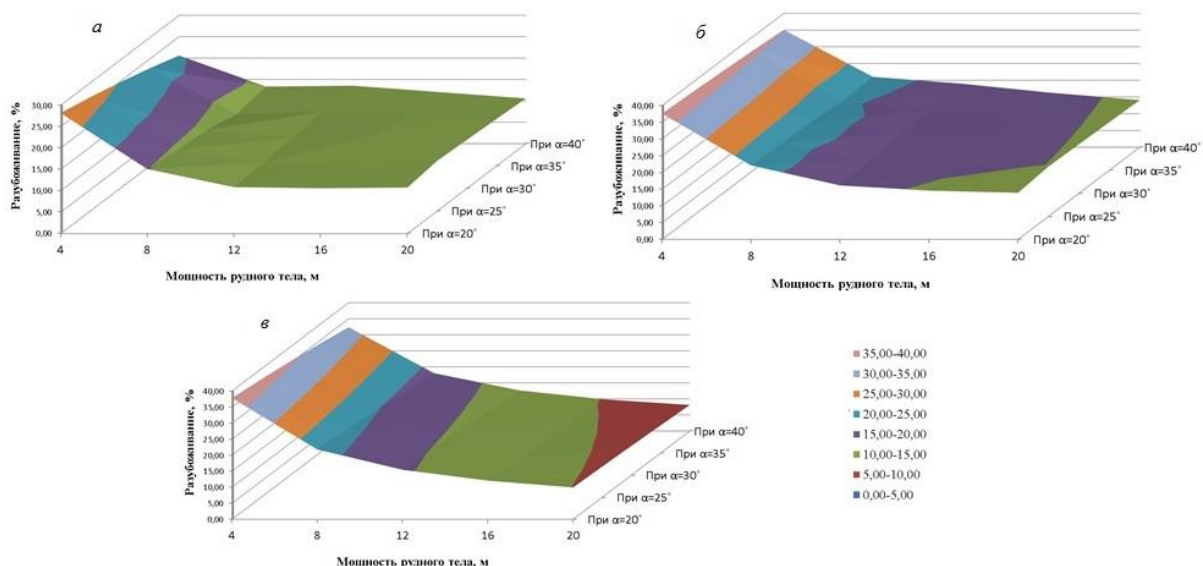


Рис. 2. Изменение потерь руды от мощности и угла падения рудного тела в вариантах КСР 2 (а), 4 (б) и 5 (в) соответственно

Таким образом, варианты КСР 2, 4 и 5 следует признать наиболее конкурентоспособными, они позволяют получить целевой уровень потерь в наибольшем диапазоне изменения горно-геологических условий. Конструкция и параметры вариантов 2, 4 и 5 приведены на рис. 3, а, б и в соответственно. При отработке камер шириной 26 м формируются податливые МКЦ трапециевидной формы. Выпуск отбитой руды МКЦ осуществляется под консолью пород всячего бока (варианты 2 и 4) или под принудительно обрушенными до выемки МКЦ породами (вариант 5). Выпуск руды – площад-

ной (вариант 2), торцовый (вариант 5) или комбинированный (вариант 4). В варианте 2 величина потерь ниже целевого уровня достигается за счет выпуска большей части запасов МКЦ под породной консолью (при этом порода вовлекается только с одной стороны зоны выпуска). Вариант 4 отличается от варианта 2 организацией торцового довыпуска запасов МКЦ. Величина потерь в варианте 5 минимальна ввиду применения торцового выпуска при форме сечения отбитой руды МКЦ близкой к форме фигуры выпуска (т.е. вписывается в эллипсоид вращения).

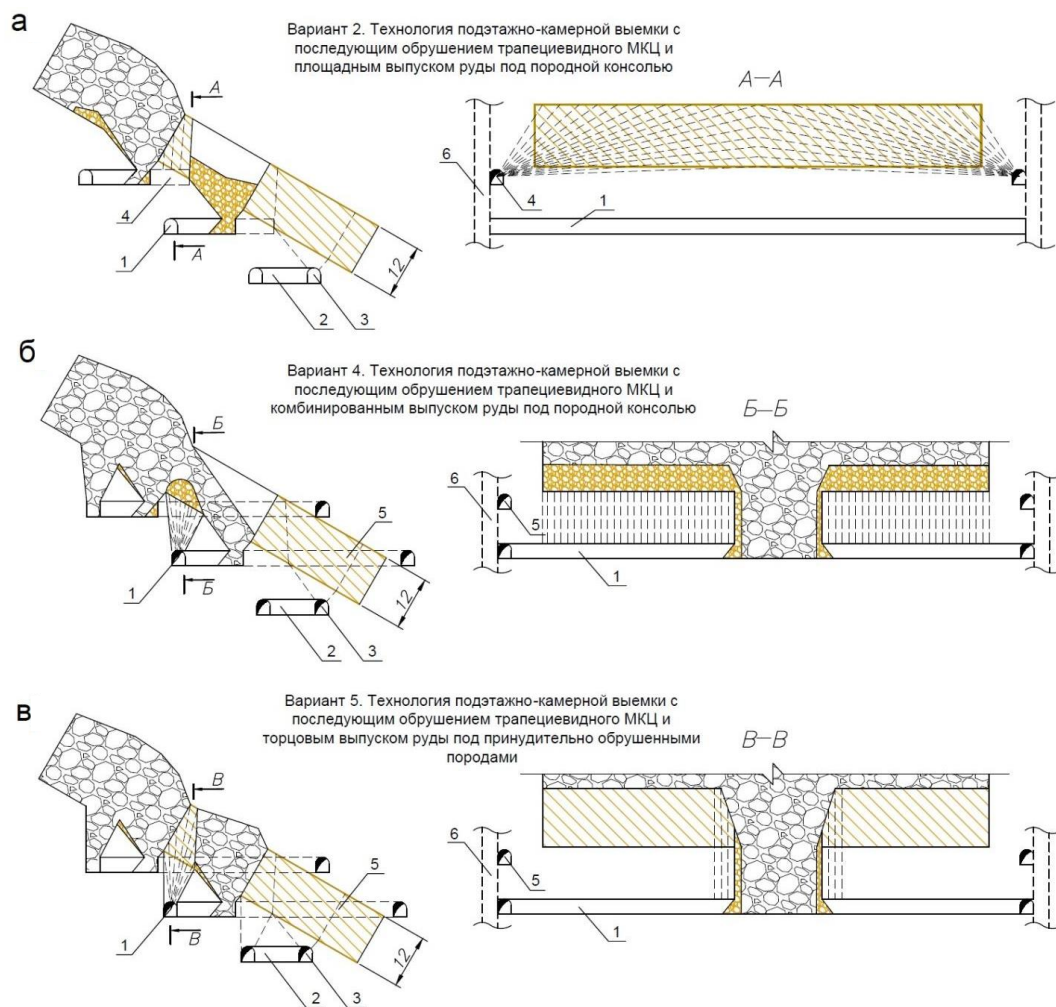


Рис. 3. Варианты КСР 2 (а), 4 (б) и 5 (в): 1 – доставочный штрек; 2 – погрузочный заезд; 3 – траншейный штрек; 4 – буровая заходка; 5 – орт и буровая ниша; 6 – фланговый вентиляционно-ходовой восстающий

Заключение

На данном этапе исследований можно сделать следующие выводы:

1. Кардинальное (до 2 раз) снижение потерь кварца при разработке уникального Кыштымского месторождения может быть достигнуто за счет применения комбинированной системы разработки, включающей камерную выемку основных запасов блока и отработку междуканнерных целиков с обрушением.

2. Наиболее эффективными, обеспечивающими снижение потерь до 6,4–10,7%, являются варианты КСР с увеличенной до 26 м шириной камер, податливыми МКЦ трапециевидной формы, отрабатываемыми под породной консолью или принудительно обрушен-

ными породами всяческого бока.

3. Окончательный выбор оптимального варианта КСР (из трех эффективных) планируется выполнить по критерию максимума прибыли на основе экономико-математического моделирования с учетом установленных факторов и зависимостей.

Научные исследования проведены при финансовой поддержке Минобрнауки России (уникальный идентификатор проекта RFMEF160714X0026).

Список литературы

1. Соколов И.В., Антипин Ю.Г., Барановский К.В. Изыскание подземной геотехнологии для отработки рудного тела средней мощности и наклонного падения Кыштымского месторождения гранулированного кварца // Изв. вузов. Горный журнал. 2013. №2. С. 17–22.

2. О формировании научно-технологического задела для внедрения комплексной геотехнологии добычи и переработки высокоценного кварца / И.В. Соколов, С.В. Корнилов, А.Д. Сашурин и др. // Горный журнал. 2014. № 12. С. 44–48.
3. Изыскание технологических решений по обеспечению устойчивости выработок в метасоматически измененных породах / В.Н. Калмыков, М.В. Рыльникова, Р.Ш. Маннанов, Е.А. Емельяненко // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2001. №4. С. 187–193.
4. Направления развития и опыт применения подземной геотехнологии с использованием самоходной техники на уральских рудниках / И.В. Соколов, А.А. Смирнов, Ю.Г. Антипин и др. // Горный информационно-аналитический бюллетень. № 4. Проблемы недропользования. 2013. С. 66–74.
5. Закусин Г.А. Повышение эффективности разработки наклонных залежей средней мощности железорудных месторождений: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Свердловск: СГИ, 1984. 24 с.
6. Волков Ю.В., Соколов И.В., Камаев В.Д. Выбор систем подземной разработки рудных месторождений Урала. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 124 с.
7. Влияние показателей извлечения на эффективность технологии подземной разработки рудных месторождений / И.В. Соколов, А.А. Смирнов, Ю.Г. Антипин, Р.И. Соколов // Изв. вузов. Горный журнал. 2012. №3. С. 4–11.
8. Барановский К.В. Влияние горно-геологических факторов на эффективность подземной отработки наклонных залежей средней мощности К.В. Барановский // Горный информационно-аналитический бюллетень. Отд. вып. № 11. Проблемы недропользования. 2011. С. 288–293.
9. Типовые методические указания по нормированию потерь твердых полезных ископаемых при добыче // Сборник руководящих материалов по охране недр / Госгортехнадзор СССР. М.: Недра, 1973.
10. Отраслевая инструкция по определению, нормированию и учету потерь, разубоживания руды на рудниках МЦМ СССР // Сборник инструктивных материалов по охране и рациональному использованию полезных ископаемых / МЦМ СССР. М.: Недра, 1977.
11. Отраслевая инструкция по определению, учету и нормированию потерь руды при разработке железорудных, марганцевых и хромитовых месторождений на предприятиях МЧМ СССР / ВАОГЕМ. Белгород, 1975.
12. Правила охраны недр (ПБ 07-601-03). Утв. Госгортехнадзором России 18.06.03 / ГУП НТЦ БП. Вып. 11. М., 2003.

Материал поступил в редакцию 15.09.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-10-17

CHOOSING AN EFFICIENT TECHNIQUE FOR UNDERGROUND MINING OF QUARTZ

Sokolov Igor Vladimirovich – D.Sc. (Eng.), Head of the laboratory of underground geotechnology of the Institute of Mining UB RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: geotech@igduran.ru.

Baranovsky Kirill Vasilievich – Researcher at the laboratory of underground geotechnology of the Institute of Mining UB RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: kartingist@list.ru.

Abstract. This article presents results of research aimed at justifying an underground mining technique used to mine medium width pitching ore bodies and ensuring a drastic loss reduction in mining a unique deposit of quartz. The analysis of the theory and practice of pitching ore body mining helped establish that the drastic reduction in quartz losses can be achieved through application of a Combined Mining System (CMS) encompassing an open stoping system used for extracting the main chamber deposits and an ore and country rock caving system used for extracting inter-chamber pillars (ICP). Different types of CMS can be grouped by the shape of ICP (rectangular or trapezoidal), which is the key characteristic, and by ICP recovery conditions (under the hanging wall or under loose rock), which is an additional characteristic. Based on the grouping, seven efficient versions of CMS have been designed that are also distinguished by the ICP stoping method (breakage, ore drawing, stoping sequence) and by the reclamation method (artificial or uncontrolled caving of hanging walls) and procedure (before or after ICP breakage). A technique has been developed to determine the loss and dilution

of quartz which uses the width and incidence of the quartz body and the width of chambers and ICPs as basic arguments. This technique helps identify the best process parameters depending on the above factors. It was determined that the most efficient types of CMS, i.e. CMSs with wider chambers, trapezoidal yield ICPs mined under the hanging wall or artificially caved rock), ensure a loss reduction of 6 to 11%.

Keywords: Quartz deposit, underground mining technique, pitching ore body, losses and dilution, combined mining system.

References

1. Sokolov I.V., Antipin Iu.G., Baranovskii K.V. Exploring the underground mining technology used to mine the medium width pitching ore body of the Kyshtym granular quartz deposit. *Izvestiya vuzov. Gornyi zhurnal* [Proceedings of Russian Universities. Mining Journal]. 2013, no. 2, pp. 17–22.
2. Sokolov I.V., Kornilov S.V., Sashurin A.D. et al. On the creation of a scientific and technological basis for the introduction of a comprehensive geotechnology of extraction and processing of high grade quartz. *Gornyi zhurnal* [Mining Journal]. 2014, no. 12, pp. 44–48.
3. Kalmykov V.N., Rylnikova M.V., Mannanov R.Sh., Emelyanenko E.A. Searching for sustainable solutions for mining of metasomatically al-

- tered deposits. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten'* [Mining analytical bulletin]. 2001, no. 4, pp.187-193.
4. Sokolov I.V., Smirnov A.A., Antipin Iu.G. et al. Development and application of underground geotechnology using mobile mining machines in Ural region mines. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten'*. №4. *Problemy nedropol'zovaniya* [Mining analytical bulletin. No. 4. Issues of subsoil management]. 2013, pp. 66-74.
 5. Zakusin G.A. Increasing the mining efficiency of medium width steeply dipping iron ore bodies. *Aftoreferat dissertatsii kandidata tekhnicheskikh nauk* [Extended abstract of a PhD dissertation]. Sverdlovsk: SGI. 1984, 24 p.
 6. Volkov Iu.V., Sokolov I.V., Kamaev V.D. *Vybor sistem podzemnoy razrabotki rudnykh mestorozhdenii Urala* [Selection of underground mining systems for iron ore deposits of the Urals region]. Ekaterinburg: The Urals Branch of the Russian Academy of Sciences. 2002, 124 p.
 7. Sokolov I.V., Smirnov A.A., Antipin Iu.G., Sokolov R.I. Effect of recovery indicators on iron ore underground mining efficiency. *Izvestiya vuzov. Gornyi zhurnal* [Proceedings of Russian Universities. Mining Journal]. 2012, no. 3, pp. 4-11.
 8. Baranovsky K.V. Effect of geological factors on the underground mining efficiency of medium width steeply dipping bodies. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten'*. Otd. vyp. #11. *Problemy nedropol'zovaniya* [Mining analytical bulletin. No.11. Issues of subsoil management]. 2011, pp. 288-293.
 9. Standard regulations on solid minerals losses in mining. *Sbornik rukovodyashchikh materialov po okhrane nedr. Gosgortekhnadzor SSSR* [A collection of regulations on the conservation of mineral resources. USSR Committee for Mining and Industrial Safety Supervision]. Moscow: Nedra. 1973, 154 p.
 10. Guidelines on the definition, regulation and monitoring of ore losses and dilution at the mines of the USSR Ministry of Non-Ferrous Metals Industry. *Sbornik instrukivnykh materialov po okhrane i ratsional'nomu ispol'zovaniyu poleznykh iskopaemykh. MTsM SSSR* [A collection of guidelines on the conservation and sustainable utilization of mineral resources. USSR Ministry of Non-Ferrous Metals Industry]. Moscow: Nedra, 1977.
 11. Guidelines on the definition, monitoring and regulation of ore losses at iron, manganese and chromite ore mines of the USSR Ministry of Ferrous Metals Industry. VIOGEM, Belgorod, 1975.
 12. *Pravila okhrany nedr* [Mineral resources conservation rules] (PB 07-601-03). Approved by Gosgortekhnadzor of Russia on 18 June 2003. GUP NTTc. Issue 11, Moscow, 2003.

Соколов И.В., Барановский К.В. Выбор эффективной технологии подземной разработки месторождения кварца // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 10–17. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-10-17

Sokolov I.V., Baranovsky K.V. Choosing an efficient technique for underground quartz mining. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 10–17. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-10-17

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ АЛМАЗНО-КАНАТНЫХ МАШИН ПРИ ДОБЫЧЕ ОБЛИЦОВОЧНОГО КАМНЯ

Першин Г.Д., Уляков М.С., Пшеничная Е.Г., Габбасов Б.М.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

Аннотация. Разработана методика расчёта производительности и удельных энергозатрат для алмазно-канатных машин, применяемых при разработке месторождений блочного природного камня. Расчёты базируются на энергетической теории резания природного камня алмазно-абразивным инструментом, согласно которой производительность камнерезных машин определяется по установленной мощности привода породоразрушающего инструмента и удельного энергопотребления процесса контактного взаимодействия инструмента с породой. При этом определение удельного энергопотребления может включать как экспериментальный путь, так и аналитический. В работе разработан и предлагается аналитический метод нахождения удельных энергозатрат процесса поверхностного разрушения горной породы по её физико-механической константе – энергоёмкости и коэффициентам, выражающим доли суммарной удельной энергии, затрачиваемой на разрушение породы, инструмента и их взаимное трение. Энергоёмкость поверхностного разрушения материала породы, как и её доля в общем балансе энергопотребления, определяются только расчётным путём, исключая влияние взаимного трения инструмента с породой на данные показатели. Энергетическая характеристика материала горной породы, энергоёмкость, представлена через показатель поверхностной контактной прочности, характеризуемой твёрдостью по Бринеллю.

Для адекватного отражения взаимодействия алмазно-абразивного инструмента с породой при расчёте коэффициента её поверхностного разрушения был использован принцип активно работающих алмазных зёрен, согласно которому для фронтального поражения забоя при движении инструмента ему должна соответствовать определённая поверхностная концентрация выступающих над связкой алмазных зёрен. В этом случае реализуется эффективная породоразрушающая способность инструмента при минимальной поверхностной концентрации алмазных зёрен.

Полученные показатели дают возможность аналитическим путём рассчитывать удельное энергопотребление и, таким образом, производительность резания горных пород алмазно-абразивным инструментом в зависимости от режима работы алмазно-канатной машины. Режим резания с постоянной мощностью энергопотребления по отношению к режиму с постоянной скоростью подачи инструмента на забой имеет преимущества в увеличении производительности и снижении удельных энергозатрат, однако при этом существенно повышается удельный расход дорогостоящего алмазного инструмента, что необходимо учитывать в каждом конкретном случае путём расчёта и сопоставления удельной себестоимости резания.

Произведённые расчёты производительности отвечали режиму работы с постоянной мощностью энергопотребления и выполнялись по двум схемам, когда в первом случае удельная работа резания определялась аналитическим путём по предложенной методике и когда удельная работа резания принималась на основе экспериментальных данных. Сравнение расчётов даёт удовлетворительное совпадение (расхождение не более 10 %), что позволяет рекомендовать разработанную комплексную методику для расчёта производительности алмазно-канатных машин при добыче блоков камня различной прочности.

Ключевые слова: производительность, алмазно-канатная машина, удельное энергопотребление, энергоёмкость, режим резания.

Введение

Большинство горных машин при добыче твердых полезных ископаемых реализует поверхностное, послойное разрушение породы. При этом механическая энергия передается через породоразрушающий инструмент. В процес-

се контактного взаимодействия разрушается как порода, так и инструмент, на что и затрачивается вводимая энергия. Кроме этого обязательно возникают потери энергии от совместного трения, которая нагревает инструмент и породу. Для уменьшения влияния нагрева инструмента на его абразивный износ, инструмент активно охлаждают воздухом или водой. Наиболее целесооб-

разно охлаждать пару «порода-инструмент» водой, так как она подавляет пыль и одновременно, являясь контактной смазкой, снижает удельное энергопотребление.

Целью настоящего исследования является совершенствование методики расчёта производительности резания природного камня при его добыче алмазно-канатными машинами на основе энергетического соотношения, связывающего производительность камнерезной машины, установленную мощность привода породоразрушающего инструмента и удельное энергопотребление процесса контактного взаимодействия инструмента с породой.

Методика исследования

Производительность горной машины и ее удельное энергопотребление на процесс поверхностного разрушения породы и инструмента – режимно связанные показатели. Применительно к режущему инструменту данная взаимосвязь описывается следующим уравнением:

$$P = \frac{N}{b \cdot A_{yd}}, \quad (1)$$

где P – техническая производительность алмазно-канатной машины, $\text{м}^2/\text{с}$; N – мощность, потребляемая главным приводом алмазно-канатной машины, Вт; b – ширина пропила (диаметр алмазорежущей втулки гибкого инструмента), м; A_{yd} – удельная работа резания, $\text{Дж}/\text{м}^3$.

Выражение (1) является основополагающим в энергетическом методе расчета производительности камнерезных машин по показателям установленной мощности привода породоразрушающего инструмента и его удельного энергопотребления. Как следует из (1), величина производительности лимитируется только установленной мощностью привода, которая принимается исходя из обоснованных параметров режимного поля камнерезной машины. Показатель удельного энергопотребления также зависит от режимных (силового и скоростного) параметров процесса резания, что в сумме и определяет (1) как функцию режима резания горных пород различной прочности. Таким образом, основу расчета производительности по формуле (1) составляет определение либо экспериментальным, либо аналитическим способами удельных энергозатрат. Значительно выгоднее выполнить аналитические расчеты, а затем их результаты проверить экспериментально, на что требуется затра-

тить меньше времени и средств.

Согласно энергетической теории поверхностного разрушения породы резанием аналитический вид удельной работы примем в виде [1]

$$A_{yd} = \mathcal{E}_n \cdot \frac{\mu_p^n + \mu_p^u + \mu_{mp}}{\mu_p^n}, \quad (2)$$

где $\mathcal{E}_n$ – энергоемкость материала породы, Па; μ_p^n , μ_p^u – коэффициенты разрушения материала породы и инструмента; μ_{mp} – коэффициент взаимного трения инструмента и породы.

Энергоемкость $\mathcal{E}_n$ принимается как физико-механическая константа разрушаемого материала горной породы, а коэффициенты μ_p^n , μ_p^u , μ_{mp} выражают доли суммарной удельной энергии, затрачиваемые на разрушение породы, инструмента и их взаимное трение. Величину A_{yd} определяют коэффициенты μ_p^n и μ_p^u , которые функционально связаны с режимными параметрами резания. Для дальнейшего анализа A_{yd} представим следующим образом:

$$A_{yd} = \mathcal{E}_n \cdot \left(1 + \frac{\mu_{mp}^{yc}}{\mu_p^n} \right), \quad (3)$$

где $\mu_{mp}^{yc} = \mu_p^n + \mu_{mp}$ – условный коэффициент трения, представляющий непроизводительные по отношению к разрушению породы удельные затраты энергии.

Коэффициент разрушения горной породы μ_p^n находится только расчетным путем. Для единичного контакта алмазного зерна с породой величина данного коэффициента была определена в работе [1] следующим образом:

$$\mu_p^n = \frac{\sqrt{2}}{\pi} \cdot \Delta_\sigma \cdot \sqrt{\bar{h}_3}, \quad (4)$$

где $\Delta_\sigma = \tau/\sigma_{сж}$ – отношение пределов прочности на сдвиг и сжатие и определяемое аналитически по теориям прочности или экспериментально на микроуровне разрушения; $\bar{h}_3 = h_3/r$ – относительная величина заглубления зерен в поверхность разрушаемой породы; r – радиус алмазного зерна, м.

Формула (4) имеет, скорее, теоретический интерес, чем практический, так как ее расчет построен на упрощенной модели единичного контакта через относительное заглубление зерна в породу, которое в практических условиях не может быть задано по причине отсутствия кон-

троля за ее величиной. Заглубление зерна в породе задается и определяется по скоростям подачи и резания инструмента. В дальнейших исследованиях данная задача была рассмотрена с учетом множественного контакта по модели активно работающих алмазных зерен инструмента [2].

Величина относительного заглубления алмазного зерна в породу характеризует силовой режим взаимодействия инструмента с породой, в кинематической теории резания. В энергетической теории резания силовым режимным параметром является контактное нормальное напряжение σ_n . Согласно [1] напряженно-деформированное состояние динамического контакта инструмента с породой описывается уравнением

$$\sigma_n = \pi \cdot H_B \cdot r^2 \cdot n_F^0 \cdot \bar{h}_3, \quad (5)$$

где H_B – твердость поверхности горной породы по Бринеллю, Па; n_F^0 – количество алмазных зерен, приходящихся на единицу рабочей поверхности режущего элемента, шт./м².

Для модели множественного контакта активно работающих алмазных зерен на основании кинематической и энергетической теорий резания значение величины коэффициента поверхностного разрушения породы алмазно-абразивным инструментом определяется следующим образом:

$$\mu_p^n = \mathcal{E}_n \cdot \frac{r}{t_c} \cdot \frac{\bar{h}_3}{\sigma_n}, \quad (6)$$

где t_c – шаг расположения алмазных зерен в одной линии резания, м.

С учетом уравнения (5) имеем

$$\mu_p^n = \frac{\mathcal{E}_n}{\pi \cdot H_B \cdot r \cdot t_c \cdot n_F^0}. \quad (7)$$

Модель активно работающих алмазных зерен характеризуется следующей взаимосвязью параметров состояния рабочей поверхности и инструмента и силовым режимом его нагружения [2]:

$$r \cdot t_c \cdot n_F^0 = \frac{1}{2 \cdot \sqrt{2 \cdot \bar{h}_3}}. \quad (8)$$

Подстановка (8) в (7) дает

$$\mu_p^n = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \cdot \frac{\mathcal{E}_n}{H_B} \cdot \sqrt{\bar{h}_3}. \quad (9)$$

Из энергетической теории резания следует, что величина энергоемкости поверхностного разрушения материала породы $\mathcal{E}_n$, как удельная энергия, численно равна пределу прочности на сдвиг, т. е. $\mathcal{E}_n = \tau$. Однако методикам определения прочностных показателей материала породы на сдвиг, растяжение, сжатие присущ общий недостаток. С увеличением объема испытуемого образца породы его прочность снижается, т. е. проявляется так называемый «масштабный фактор» [1]. В этом случае можно утверждать, что предел прочности на сдвиг есть физико-механическая характеристика объемной прочности образца, когда с увеличением его объема прочность снижается. Поэтому $\mathcal{E}_n$ как энергетическая характеристика поверхностного разрушения породы алмазно-абразивным инструментом должна определяться через показатели поверхностной контактной прочности, например через твердость по Бринеллю H_B . Следуя методике расчета [1], находим величину $\mathcal{E}_n$ как функцию H_B .

Для случая множественного контакта алмазных зерен с породой из определения коэффициента поверхностного разрушения породы как отношения сдвигающих поверхностный слой сил к контактным нормальным силам имеем

$$\begin{aligned} \mu_p^n &= \frac{\tau}{\sigma_n} \cdot \frac{F_\tau}{F_\sigma} = \Delta_\sigma \cdot \frac{h_3 \cdot b \cdot 2 \cdot a}{0,5 \cdot a^2 \cdot \pi \cdot b} = \\ &= \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \cdot \Delta_\sigma \cdot \sqrt{\bar{h}_3}, \end{aligned} \quad (10)$$

где F_τ – площадь сечения, перпендикулярного к движению сферического индентора, м²; F_σ – площадь нормального контакта движущегося индентора, м²; b – ширина алмазорежущей части инструмента, м; $a \approx r \cdot \sqrt{2 \cdot \bar{h}_3}$ – радиус пятна контакта зерна шаровой формы с породой, м.

Совместно решая (10) и (9), получим

$$\mathcal{E}_n = \Delta_\sigma \cdot H_B. \quad (11)$$

Таким образом, коэффициент поверхностного разрушения породы (9) алмазно-абразивным инструментом с учетом полученного выражения (11) будет иметь окончательный вид

$$\mu_p^n = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \cdot \Delta_\sigma \cdot \sqrt{\bar{h}_3}. \quad (12)$$

Для представления коэффициента поверхностного разрушения относительно нормального контактного давления инструмента на породу примем уравнение (5), описывающее напряжен-

но-деформированное состояние динамического контакта, при этом поверхностную концентрацию активно работающих алмазных зерен определим на основании работ [1, 2] в виде следующей взаимосвязи:

$$n_F^0 \approx \frac{1}{2 \cdot r \cdot b}. \quad (13)$$

На основании вышесказанного получим

$$\mu_p^n = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \cdot \Delta_\sigma \cdot \sqrt{\frac{\sigma_n}{E_k}}, \quad (14)$$

где $E_k = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{r}{b} \cdot H_B$ – модуль контакта инструмента с породой, МПа.

Полученное выражение (14) дает возможность аналитическим путем получать значения коэффициента поверхностного разрушения породы алмазно-абразивным инструментом и, тем самым, с учетом зависимости (11), рассчитывать удельное энергопотребление (3) и производительность (1) процесса резания. На **рис. 1** в графическом виде приведена аналитическая зависимость изменения удельных энергозатрат от контактного давления инструмента на породу для различных значений условного коэффициента трения. В расчетах принималось: $\Delta_\sigma = 0,177$; $H_B = 5550$ МПа [3]; $r = 2 \cdot 10^{-4}$ м; $b = 1 \cdot 10^{-2}$ м.

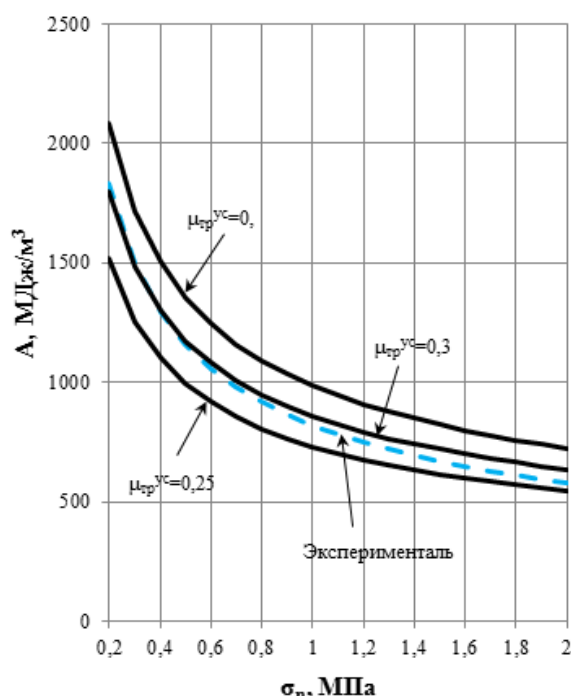


Рис. 1. Зависимость показателя удельной работы резания (A , МДж/м³) от контактного давления инструмента на породу (σ_n)

Для сравнения на **рис. 1** показана зависимость удельных энергозатрат, полученная экспериментальным путем, для гранита Мансуровского месторождения ($H_B = 5550$ МПа, пунктирная линия). Данная зависимость описывается уравнением вида

$$A_{yo} = \frac{K}{\sigma_n^{0,5}}, \quad (15)$$

где $K = 820$ МПа^{0,5} – коэффициент пропорциональности.

Удовлетворительное качественное и количественное соответствие аналитических и экспериментальных кривых является проверкой разработанного математического аппарата для расчета как коэффициента поверхностного разрушения, так и удельных энергозатрат процесса резания природного камня алмазно-абразивным инструментом.

Особенностью резания природного камня добычными алмазно-канатными машинами является непрерывное изменение длины контакта алмазного инструмента с породой. Изменение длины контакта при постоянной скорости подачи машины на забой приводит к постоянному изменению расходуемой мощности на процесс резания. С целью повышения энергетического КПД камнерезной машины процесс резания ведут в режиме постоянной мощности, но при этом контактное нормальное давление инструмента на породу изменяется от некоторого минимального значения до максимального, которые определяются следующими соотношениями:

$$\sigma_n^{\min} = \frac{2 \cdot N}{\pi \cdot \mu \cdot k_n \cdot b \cdot H_y \cdot V_p};$$

$$\sigma_n^{\max} = \frac{2 \cdot N}{\pi \cdot \mu \cdot k_n \cdot b \cdot D_{шк} \cdot V_p}, \quad (16)$$

где $\mu = \mu_p^n + \mu_p^u + \mu_{mp}$ – коэффициент распиловки; $N = N_{к.л.}$ – предельная мощность резания; $N_{к.л.}$ – установленная мощность главного привода алмазно-канатной машины, Вт; H_y – высота уступа, м; $D_{шк}$ – диаметр ведущего шкива, м; k_n – коэффициент прерывистости режущей поверхности; V_p – скорость распиловки (скорость движения гибкого режущего органа), м/с.

Режим резания с постоянной мощностью по

отношению к режиму с постоянной скоростью подачи имеет преимущества в увеличении производительности и снижении удельных энергозатрат, однако при этом существенно повышается удельный расход дорогостоящего алмазного инструмента, что необходимо учитывать в каждом конкретном случае путем расчета удельной себестоимости резания [4–6].

Общее решение по определению производительности алмазно-канатной машины будем искать для случая переменной во времени величины контактного нормального напряжения, что предопределяет дифференциальную форму записи выражения производительности (1) с учетом (3) и (4):

$$\frac{\partial \Pi}{\partial \sigma_n} = \frac{N}{2 \cdot b \cdot \mathcal{E}_n} \cdot \mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu \cdot \frac{\sigma_n^{-0,5}}{(k_\mu \cdot \sigma_n^{0,5} + \mu_{mp}^{yc})^2} \quad (17)$$

где $k_\mu = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \cdot \frac{\Delta_\sigma}{E_k^{0,5}}$ – коэффициент, учитывающий физико-механические свойства контакта системы «порода-инструмент», $\text{Па}^{-0,5}$.

Откуда имеем

$$\Pi = \frac{\mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu}{2 \cdot b} \cdot \frac{N}{\mathcal{E}_n} \times \int_{\sigma_n^{\min}}^{\sigma_n^{\max}} \frac{d\sigma}{\sigma_n^{0,5} \cdot (k_\mu^2 \cdot \sigma_n + 2 \cdot \mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu \cdot \sigma_n^{0,5} + (\mu_{mp}^{yc})^2)}$$

Интегрирование осуществим способом подстановки $x = \sigma_n^{0,5}$, $d\sigma_n = 2 \cdot x \cdot dx$, что приводит к табличному интегралу вида

$$\begin{aligned} \Pi &= \frac{\mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu}{b} \cdot \frac{N}{\mathcal{E}_n} \cdot \int_{x_{\min}}^{x_{\max}} \frac{dx}{(k_\mu \cdot x + \mu_{mp}^{yc})^2} = \\ &= \frac{\mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu}{b} \cdot \frac{N}{\mathcal{E}_n} \cdot \left(-\frac{1}{k_\mu \cdot (k_\mu \cdot x + \mu_{mp}^{yc})} \right) \Big|_{x_{\min}}^{x_{\max}}. \end{aligned}$$

Возвращаясь к первоначальной переменной, получаем:

$$\Pi = -\frac{\mu_{mp}^{yc}}{b} \cdot \frac{N}{\mathcal{E}_n} \cdot \frac{1}{(k_\mu \cdot \sigma_n^{0,5} + \mu_{mp}^{yc})} \Big|_{\sigma_n^{\min}}^{\sigma_n^{\max}}.$$

Подстановка пределов интегрирования дает следующую окончательную зависимость:

$$\begin{aligned} \Pi &= \frac{\mu_{mp}^{yc} \cdot k_\mu}{b} \cdot \frac{N}{\mathcal{E}_n} \times \\ &\times \frac{(\sigma_n^{\max})^{0,5} - (\sigma_n^{\min})^{0,5}}{(k_\mu \cdot (\sigma_n^{\max})^{0,5} + \mu_{mp}^{yc}) \cdot (k_\mu \cdot (\sigma_n^{\min})^{0,5} + \mu_{mp}^{yc})}. \end{aligned} \quad (18)$$

Результаты исследования

Анализируя полученное выражение, видим, что при $\mu_{mp}^{yc} \rightarrow 0$; $A_{yo} \rightarrow \mathcal{E}_n$, $\frac{\partial \Pi}{\partial \sigma_n} \rightarrow 0$, $\Pi \rightarrow 0$, т.

е. задача определения производительности резания в такой постановке не имеет физического смысла, так как μ_{mp}^{yc} представляет собой долю энергии, затрачиваемой на разрушение инструмента и его взаимное трение с породой. При механическом воздействии инструментом на породу нельзя ее разрушить, не затратив при этом непроизводительную долю энергии, связанную с разрушением инструмента и трением.

Целью данной работы являлось получение точных зависимостей для расчета производительности и удельных энергозатрат процесса резания гибким алмазным инструментом в режиме постоянной мощности. Ранее в работе [4] аналогичная задача была решена, но в упрощенном варианте, когда удельные энергозатраты на основе экспериментальных данных принимались в форме (15), что позволяло наиболее простым способом получить формулу для расчета производительности:

$$\begin{aligned} \Pi_N &= \frac{N}{K \cdot b} \cdot \left(\frac{2 \cdot N}{\mu \cdot k_n \cdot b \cdot V_p} \right)^{0,5} \times \\ &\times \left[\left(\frac{1}{\pi \cdot D_{ук}} \right)^{0,5} - \left(\frac{1}{\pi \cdot H_y} \right)^{0,5} \right]. \end{aligned} \quad (19)$$

На рис. 2 в графическом виде приведены зависимости изменения производительности алмазно-канатной машины от высоты обрабатываемого уступа, рассчитанные по формулам (18) и (19), т. е. по точной и упрощенной методикам. В расчётах принималось: $N=25,47$ кВт, $\mu_{pac}=0,25$, $k_n=0,16$, $b=0,01$ м, $D_{ук}=0,8$ м, $V_p=30$ м/с.

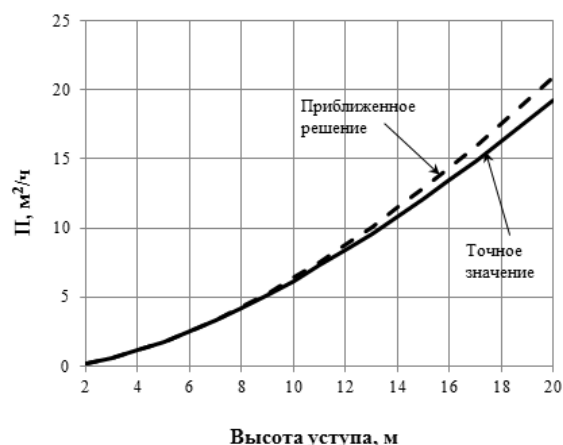


Рис. 2. Зависимости производительности алмазно-канатной машины от высоты обрабатываемого уступа, рассчитанные по точной и упрощенной методикам

Как показывает численное сравнение, приближенный метод расчета дает удовлетворительное совпадение с точным (расхождение не более 10%, см. таблицу).

Сравнение численных значений производительности пиления гранита Мансуровского месторождения ($N = \text{const}$) для точного и приближенного решений

$H_y, \text{ м}$	$P_n, \text{ м}^2/\text{ч}$		Расхождение, %
	Точное значение	Приближенное значение	
2	0,21	0,20	-4,22
3	0,61	0,59	-2,84
4	1,14	1,12	-1,68
5	1,77	1,76	-0,67
6	2,50	2,51	0,23
7	3,32	3,35	1,05
8	4,21	4,28	1,80
9	5,17	5,30	2,50
10	6,19	6,39	3,15
11	7,27	7,56	3,76
12	8,42	8,80	4,33
13	9,61	10,10	4,88
14	10,85	11,47	5,40
15	12,15	12,91	5,90
16	13,48	14,40	6,38
17	14,86	15,95	6,83
18	16,29	17,56	7,27
19	17,75	19,23	7,70
20	19,25	20,95	8,11

Так как приближенная методика расчета основывалась на использовании удельной работы разрушения $A_{уд}$, полученной на основе эксперимента, то помимо сравнения расчетов по формулам (18) и (19) кривые, приведенные на рис. 2, дают возможность сопоставить теорию и эксперимент. При этом минимальное расхождение будет наблюдаться, если коэффициент пропорциональности K будет определен экспериментальным путем либо теоретическим:

$$K = \varepsilon_n \cdot \left(\sigma_n^{0,5} + \frac{\mu_{mp}^{yc}}{k_\mu} \right), \quad (20)$$

где контактное нормальное напряжение σ_n должно соответствовать средней величине между $\sigma_n^{\min}$ и $\sigma_n^{\max}$ (16).

Список литературы

1. Першин Г.Д., Гуров М.Ю., Чеботарёв Г.И. Канатные пилы. Обоснование конструктивных параметров и режимов работы: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2006. 152 с.
2. Першин Г.Д., Митин А.Н. Геометрические характеристики модели контактной поверхности породоразрушающего алмазно-абразивного инструмента // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №1 (41). С. 10–13.
3. Ахметшин А.М. Аналитический метод определения сопротивления породы поверхностному разрушению // Добыча, обработка и применение природного камня: сб. науч. тр. Магнитогорск: МГТУ, 2004. С. 199–203.
4. Першин Г.Д., Уляков М.С. Анализ влияния режимов работы канатных пил на эффективность отделения монолитов природного камня от массива // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №4 (48). С. 14–21.
5. Акопян Р.В., Лусинян К.Г. Исследование влияния режимов резания на износ алмазных элементов алмазно-канатного режущего инструмента // Изучение природных каменных материалов и силикатного сырья, разработка эффективной техники и технологии производства: сб. науч. тр. Ереван: НИИКС, 1983. С. 40–49.
6. Левицкий В.Г., Соболевский Р.В. Обґрунтування оптимальних технологічних параметрів видобування гранітних блоків на основі показників тріщинуватості // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2014. Т. 3. № 3 (69). С. 48–52.

Материал поступил в редакцию 10.03.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-18-24

ENERGY BASED DIAMOND CUTTING MACHINE PERFORMANCE CALCULATION METHOD USED FOR FACING STONE EXTRACTION

Pershin Gennadiy Daltonovitch – D.Sc. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Ulyakov Maxim Sergeevich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: maxim-atlet@yandex.ru.

Pshenichnaya Elena Gennadievna – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: pshenichnaya_e@mail.ru.

Gabbasov Bulat Maratovich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: bulatg74@mail.ru.

Abstract. A performance and specific energy calculation procedure has been developed for diamond cutting machines used for the mining of natural stone blocks. The calculations are based on the natural stone diamond cutting theory according to which the stone cutting machine performance can be determined by the rated drive power of the cutting tool and by the specific energy of the tool-rock interaction. The specific energy can be estimated either through experiment or analytically. The work offers an analytical method of determining the specific energy of the rock surface destruction process based on energy consumption and ratios which are fractions of the total specific energy used for rock destruction, the tool and the friction between the rock and the tool. The energy capacity of the rock surface destruction process and its percentage ratio of the total energy consumption can only be determined through calculations which do not allow for friction. The energy capacity of the rock is described by the surface contact hardness which is Brinell hardness.

For a more accurate interaction between the diamond cutting tool and the rock when calculating the rock surface destruction factor, an active diamond grain principle was applied. The principle says that for front-end hole coverage a cutting tool should have a certain percentage of single-point diamonds. This helps to achieve an efficient rock destruction at the lowest percentage of single-point diamonds.

With the help of the data collected, it was possible to analytically estimate the specific energy and thus the diamond cutting performance depending on the cutting mode. Cutting at a constant specific energy has a number of advantages over cutting at a constant advance speed of the tool, which includes a higher performance and a lower specific energy. At the same time the energy based cutting mode leads to an increased specific tool consumption, which should be taken into account in each particular case by way of estimating and comparing the specific cutting cost.

The performance calculations performed were done for the cutting at a constant specific energy and followed two different patterns. In the first instance the specific cutting performance was estimated analytically based on

the proposed procedure. And in the second instance the specific cutting performance was calculated based on the experimental data. Comparison of the two outcomes showed a discrepancy of no more than 10%, which means that the procedure developed can be recommended as a comprehensive method of estimating the performance of diamond cutting machines used to cut stone blocks of differing hardness.

Keywords: Performance, diamond cutting machine, specific energy, energy capacity, cutting mode.

References

1. Pershin G. D., Gurov M. Iu., Chebotaryov G. I. Rope saws. *Obosnovanie konstruktivnykh parametrov i rezhimov* [Justification of design parameters and operating modes]. Monograph. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2006, 152 p.
2. Pershin G. D., Mitin A.N. Geometry of a diamond cutting tool contact surface model. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2013, no. 1 (41), pp. 10-13.
3. Akhmetshin A.M. An analytical method to determine the surface breakage resistance of rock. *Dobycha, obrabotka i primeneniye prirodnogo kamnya* [Extraction, processing and application of natural stone]. Scientific papers. Magnitogorsk: MG TU. 2004, pp. 199-203.
4. Pershin G. D., Ulyakov M. S. Analyzing the effect of operating modes of rope saws on natural stone severance performance. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014, no. 4 (48), pp. 14-21.
5. Akopyan R. V., Lusinyan K.G. A study of the effect of cutting modes on the diamond wear of diamond cutting tools. *Izuchenie prirodnikh kamennykh materialov i silikatnogo syrya, razrabotka effektivnoy tekhniki i tekhnologii proizvodstva* [Study of natural stones and silicate raw materials, development of efficient machinery and process technology]. Scientific papers. Yerevan: NIIRS. 1983, pp. 40-49.
6. Levitsky V. G., Sobolevsky R. V. Justification of optimum granite extraction parameters based on cleavage. *Vostochno-Evropeyskii zhurnal peredovykh tekhnologii* [East European Journal of Advanced Technologies]. 2014, vol. 3, no. 3 (69), pp. 48-52.

Энергетический метод расчета производительности алмазно-канатных машин при добыче облицовочного камня / Першин Г.Д., Уляков М.С., Пшеничная Е.Г., Габбасов Б.М. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 18–24. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-18-24

Pershin G.D., Ulyakov M.S., Pshenichnaya E.G., Gabbasov B.M. Energy based diamond cutting machine performance calculation method used for facing stone extraction. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 18–24. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-18-24

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74: 669.7.018

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В КРУПНОТОННАЖНЫХ СЛИТКАХ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 1XXX

Фролов В.Ф.¹, Беляев С.В.², Губанов И.Ю.², Безруких А.И.², Костин И.В.²¹ ООО «РУСАЛ ИТЦ», Красноярск, Россия,² Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

Аннотация. В настоящее время развитие научно-технического прогресса в алюминиевом производстве происходит в условиях жесткой конкурентной борьбы на мировом рынке, основными требованиями которого является неуклонное повышение эффективности конечной продукции. В условиях действующего кризиса в металлургии главным вектором развития алюминиевой отрасли в последнее время стала тенденция увеличения в общей структуре производства продуктов высокого уровня обработки, где самым востребованным продуктом на мировом рынке потребления алюминия являются алюминиевые сплавы, позволяющие создавать изделия в виде слитков, проката, профилей, упаковочных материалов, полностью удовлетворяющие требованиям конечного потребителя. Одним из перспективных проектов лидера российской алюминиевой отрасли ОК РУСАЛ является производство плоских слитков из алюминиевых сплавов 1XXX серии для фольгопрокатного производства. Однако существующие технологии данного производства не обеспечивают стабильного получения качественных характеристик по внутреннему строению этих слитков. В крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX возникают внутренние дефекты в виде структурной неоднородности, которые отрицательно влияют на качество получаемой из них фольги. Основными видами брака при производстве фольги, связанными со структурной неоднородностью, являются «плавающие» кристаллы, «веерная» и «fir tree» структуры. Авторами на основе анализа научно-технической литературы и обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, даны рекомендации для выбора технологических параметров процесса литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, гарантирующих отсутствие дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы серии 1XXX, крупнотоннажные слитки, структурные дефекты, веерная и fir-tree структура, плавающие кристаллы.

Введение

Алюминиевые сплавы серий 1XXX относятся к группе деформируемых термически неупрочняемых сплавов. Объем использования сплавов этой серии при изготовлении листопрокатной продукции составляет более 20% [1–3]. По плоским слиткам, поставляемым для прокатки из сплавов серии 1XXX, потребители периодически предоставляют информацию о появлении брака в виде структурной неоднородности на готовой продукции. Основными неустраняемыми дефектами являются структурная неоднородность в виде «Fir-Tree», «веерная» структура и «плавающие» кристаллы.

Дефекты структуры и причины ее образования

Структура «Fir-Tree» («ёлочная структура») – это вторичная зона кромки, которая наблюдается в виде более темной зоны с неровными краями в периферийных слоях слитка. Впервые «Fir-Tree» структура (далее по тексту – FTS) в плоских слитках сплавов 1XXX (до 1% магния) была обнаружена в середине прошлого века доктором Альтенполем (Dr. Altenpohl) [4]. Данный дефект получил название ёлочной структуры в силу своей формы на вертикальном срезе (рис. 1). FTS оказывает отрицательное влияние на производство готовых изделий.

1. Во время проката возможно появление

© Фролов В.Ф., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Безруких А.И., Костин И.В., 2016

вертикальных полос и царапин на фольге (полосчатость) и резко снижается пластичности заготовки.

2. В типографии – проявление рисунка дефекта во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

3. При проведении процесса анодирования пластин для облицовки – неровное нанесение защитного слоя.

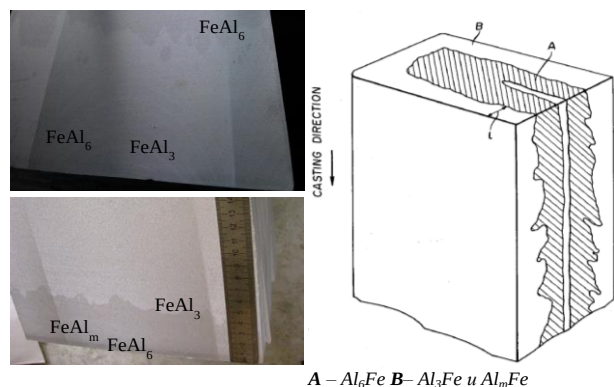


Рис. 1. Fir-Tree структура слитков

На поверхности среза (после скальпирования) без какой-либо обработки или травления FTS может быть обнаружена в виде двух цветовых зон: тёмная зона внутри и светлая – за её пределами. Но при травлении гидроксидом натрия (NaOH) или анодировании дефект можно легко увидеть благодаря тому, что разные компоненты металлического соединения (Al-Fe) по-разному реагируют на щелочное или кислотное травление. Распознавание различных фаз структуры в разных областях слитков основано на различной растворимости фаз FeAl_6 и FeAl_3 и FeAl_m в серной кислоте. При травлении образца фаза FeAl_6 не разрушается (не растворяется в серной кислоте), образец дает темно-серый цвет. Фазы FeAl_3 и FeAl_m растворяются в серной кислоте, разрушаются и дают светло-серый цвет.

Веерная структура – это разновидность столбчатой кристаллизации. Ее называют также пористой, лучевой, узорчатой. Возникает в результате роста кристаллов в виде пластинчатых двойников, чему благоприятствует высокий температурный градиент в жидкой ванне кристаллизующегося слитка и спокойное состояние расплава в лунке. Зона веерной структуры (далее по тексту ВС) образуется в периферийной зоне слитка, за исключением узкой наружной зоны равноосных зерен. Пример ВС представлен на рис. 2.



Рис. 2. Веерная структура слитка

ВС отрицательно влияет на производство и качество готовых изделий. Слитки с ВС часто разрушаются в процессе пластической деформации. Полуфабрикаты, изготовленные из таких слитков, характеризуются нестабильными, часто пониженными значениями механических, коррозионных и служебных свойств. Во время производства фольговой продукции наблюдается повышенная обрывистость ленты (полосы) по причине повышенных напряжений по границам «веерных» зерен. Во время проката возможно появление дефекта в виде вертикальных полос на фольге. В местах образования веерных кристаллов резко снижается пластичности заготовки. При производстве баночной тары часто проявляется рисунок веерных кристаллов или некачественное нанесение краски на корпус банки. В типографии возникает проявление рисунка веерных кристаллов во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

Плавающие кристаллы в структуре – это отдельные крупные (от 20 до 3000 мкм) зерна, отличающиеся от остальной структуры светлым оттенком после процедуры травления (рис. 3).

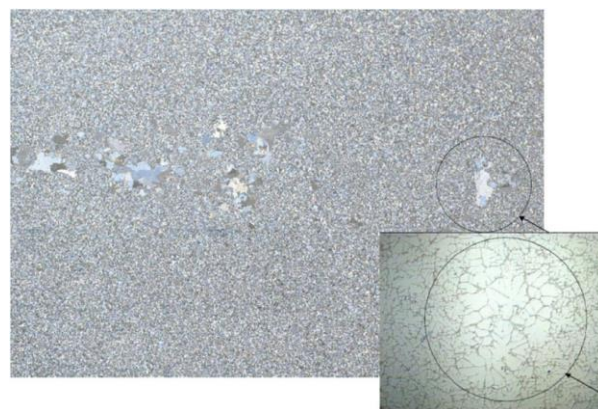


Рис. 3. Плавающие кристаллы в структуре алюминиевых сплавов

Плавающие кристаллы в структуре (далее по тексту ПКС) также отрицательно сказываются на производстве и качестве готовых изделий. Данный дефект приводит к резкому снижению пластичности в локальных областях слитка, вызывая трудности при прокате ленты. При производстве фольги из-за ПКС, как правило, происходит расслоение или разрыв ленты по границам крупных плавающих кристаллов. В типографии ПКС вызывает проявление рисунка во время печати, некачественное нанесение краски на литографические пластины.

Несмотря на то, что вышеперечисленные дефекты известны достаточно давно, но данная проблема, особенно для производства крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, и в настоящее время остается актуальной.

Авторами на основе анализа научно-технической литературы и обобщения экспериментального материала, полученного непосредственно в промышленных условиях, было установлено следующее.

Железо и кремний являются постоянными и неизбежными примесями в алюминиевых сплавах серии 1XXX, что вызывает образование таких железосодержащих фаз, как Al_3Fe , Fe_3SiAl_{12} , $Fe_2Si_2Al_9$, Al_5FeSi , Al_8Fe_2Si , Al_5FeSi , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, $Al_6(Fe,Cu,Mn)$ и др. Эти фазы могут кристаллизоваться первично или по эвтектическим реакциям, что в значительной мере определяет их размер и морфологию. Наиболее вредной для механических свойств является пластинчатая (игольчатая в плоскости шлифа) форма, которая практически всегда свойственна фазам Al_3Fe , Al_5FeSi и Al_7FeCu_2 . Перитектические реакции, которые должны протекать согласно равновесным диаграммам состояния, в реальных условиях кристаллизации в основном подавляются, что приводит к существенному изменению фазового состава по сравнению с равновесным. В литой структуре многокомпонентных сплавов, содержащих примесь железа, часто можно наблюдать сложные конгломераты фаз, идентификация которых прямыми методами бывает очень затруднительной [5]. Поэтому в литом алюминии во время кристаллизации могут образовываться как равновесные стабильные фазы $FeAl_3$, Fe_3SiAl_{12} или $Fe_2Si_2Al_9$, так и некоторые метастабильные неравновесные фазы, например Al_6Fe , Al_mFe .

Одним из основных факторов, влияющих на образование дефекта структуры FTS, является соотношения концентраций содержания железа и кремния в алюминиевых сплавах серии 1XXX. При $1,5 < Fe/Si < 3,5$ с высокой вероятностью происходит появление дефекта структуры в виде FTS (рис. 4).

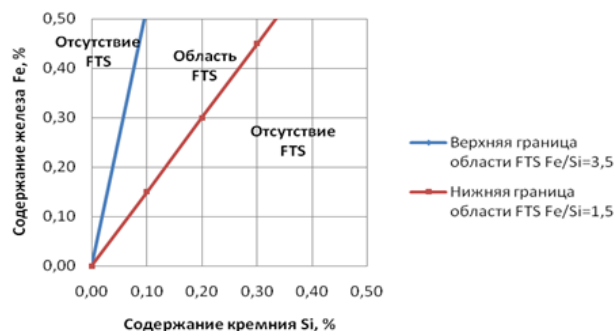


Рис. 4. Fir-Tree структура слитков

Данную закономерность структурообразования можно объяснить следующим. При соотношении $Fe/Si > 3,5$ в тройной системе Al-Fe-Si происходит образование равновесной стабильной фазы в виде эвтектики ($\alpha + Al_3Fe$). При соотношении $Fe/Si < 1,5$ в малолегированных сплавах системы Al-Fe-Si наиболее часто встречающейся является равновесная стабильная тройная фаза Al_8Fe_2Si . При соотношении содержания железа и кремния $1:1 \div 1,5$ кристаллизация заканчивается на перитектической горизонтали (рис. 5) [6–9].

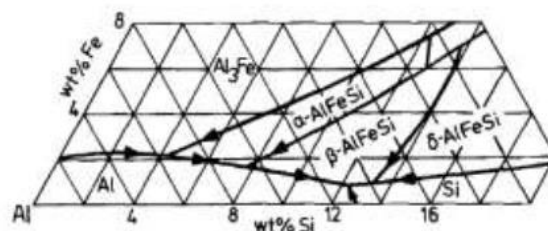


Рис. 5. Проекция поверхности ликвидуса у Al-угла на фазовой диаграмме системы Al-Fe-Si [6–9]

С дальнейшим повышением содержания кремния резко возрастает интервал кристаллизации, затем в структуре появляется свободный кремний. В условиях быстрого охлаждения это будет достигнуто непосредственно вблизи перитектической горизонтали. Процесс кристаллизации на этой стадии аналогичен процессу кристаллизации алюминия высокой чистоты с небольшим количеством кремния. Все это исключает появления дефекта структуры в виде FTS.

Появлению дефекта структуры в виде FTS в слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX способствуют следующие примеси, имеющие такую концентрацию и более: Ni – $50 \div 70$ ppm; Mg – $50 \div 70$ ppm; V – 250 ppm; Ca – 5 ppm; Cr – $50 \div 70$ ppm (где 1 ppm = 0,0001%); TiB₂ – 0,03%. Если алюминиевый сплав содержит указанные ниже химические элементы, то граница образования фаз $FeAl_6 + FeAl_3$ поднимается вверх, и ёлочная структура легко образуется в плоских слитках из сплавов 1XXX. Поэтому необходимо проводить

мероприятия на уменьшение содержания данных примесей, чтобы минимизировать риск образования дефекта структуры в виде FTS [10, 11].

Дефект структуры в виде FTS в слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX – фазы Al_3Fe и Al_6Fe – образуются при медленной скорости охлаждения возле корковой зоны (поверхности слитка), так как Al_6Fe формируется при скорости охлаждения более $0,5\text{--}1,0^\circ\text{C}/\text{с}$. Поэтому если скорость охлаждения возле корковой зоны менее $0,5^\circ\text{C}/\text{сек}$, то в этой зоне образуется Al_3Fe , порождая дефект в виде FTS (фазы Al_3Fe и Al_6Fe). Другой тип дефекта структуры в виде FTS – это фазы Al_6Fe и Al_mFe , которые получаются в результате очень большой скорости охлаждения, более $15\text{--}20^\circ\text{C}/\text{с}$, возле поверхности. Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом Al-Fe, формируемым на каждой скорости охлаждения, схематично изображена на рис. 6, где по оси ординат – скорость охлаждения в $^\circ\text{C}/\text{с}$ по оси абсцисс – расстояние от поверхности слитка.

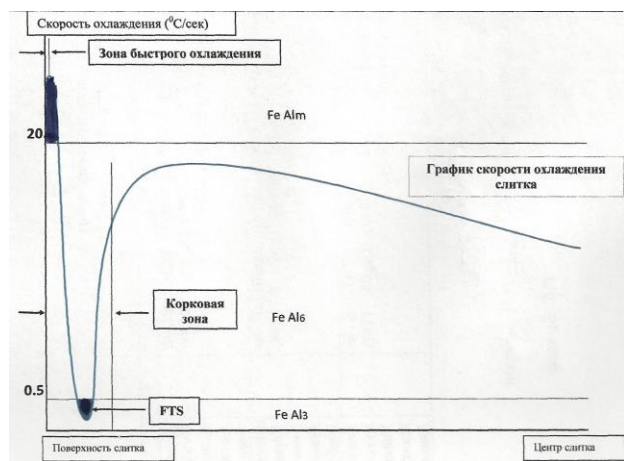


Рис. 6. Взаимосвязь между скоростью охлаждения в плоском слитке и фазовым составом Al-Fe

Кривая линия показывает распределение скорости охлаждения слитка от поверхности к центру. Зона очень быстрого охлаждения образуется в результате контакта горячего металла с охлаждаемым водой кристаллизатором, появляются мелкие зёрна возле поверхности слитка. Вследствие затвердевания металла в результате контакта с кристаллизатором образуется воздушный зазор между кристаллизатором и затвердевшим металлом под точкой контакта металла с кристаллизатором. Если кривая скорости охлаждения не пересекает границу образования Al_6Fe и Al_3Fe , то дефект FTS (Al_6Fe и Al_3Fe) не образуется. В противном случае, если кривая скорости охлаждения пересекает эту границу, то дефект FTS образуется в этой области. Другой дефект ёлочной структуры (Al_6Fe и Al_mFe) появ-

ляется тогда, когда скорость охлаждения (после прямого контакта с водой) выше скорости границы образования Al_6Fe и Al_mFe (например, $20^\circ\text{C}/\text{с}$). На основе обобщения экспериментального материала в промышленных условиях дефект FTS (Al_6Fe и Al_mFe) наблюдался при скорости литья $80\text{--}85\text{ мм}/\text{мин}$ и более.

Принимая во внимания, что дефект FTS с высокой степенью вероятности может появиться в поверхностных слоях слитка, необходимо подбирать такую скорость литья, чтобы происходило вытеснение дефекта FTS в корковую зону слитка, которая потом может быть легко удалена путем стандартного скальпирования. Таким образом, скорость охлаждения возле поверхности слитка является ключевым фактором, предотвращающим образование дефекта FTS, но остальные параметры литья также оказывают определенное влияние на образование данного дефекта.

Снижение температуры литья обычно способствует перемещению дефекта FTS во внутренние части слитка, однако при таких низких температурах (ниже 690°C) могут возникнуть проблемы, связанные с формированием полос, которые обусловлены компонентами отливки. Вначале литья велика вероятность формирования дефекта FTS в нижней части слитка. Металл имеет низкую температуру, скорость литья также низкая, и пережим основания слитка снижает скорость охлаждения.

Распределение металла может вызывать неравномерное формирование дефекта FTS, в особенности на концах слитка, где металл более холодный. Это приводит к появлению при травлении или анодировании образцов изолированных участков, иногда имеющих вид пятен. Для обеспечения однородности температуры металла в кристаллизаторе необходимо контролировать состояние распределителей металла.

Низкий рабочий уровень металла способствует смещению дефекта FTS на поверхность слитка (с уменьшением толщины корковой зоны).

Основными причинами появления другого дефекта структуры – ПКС (плавающих кристаллов) – являются:

1) Методы подачи расплавленного металла в кристаллизатор. При вертикальной подаче металла из раздаточной коробки в кристаллизатор происходит вынос центров зарождения зерен из твердой фазы нижней части лунки слитка. Поэтому необходимо направлять потоки металла в горизонтальной плоскости, перпендикулярно движению слитка в литейной машине или с помощью комбо-бэгов с боковым распределением и заглушенным дном (рис. 7).



Рис. 7. Термоформованные распределители металла (Combo-bag): а – новый; б – после литья

На распределение металла в кристаллизаторе можно также повлиять принудительной конвекцией (электромагнитное перемешивание, ультразвуковая кавитация, механическое перемешивание и др.). Применение электромагнитного поля во время литья резко уменьшает количество плавающих кристаллов из-за самой природы процесса перемешивания. В связи с тем, что зарождение дефектов происходит на небольших глубинах, и особенно в подповерхностных слоях, применение электромагнитного перемешивания дает наиболее положительный эффект.

2) Интенсивность образования центров кристаллизации. Это в первую очередь связано с неэффективными модификаторами и методами их применения (местами их ввода в литниковую систему) или задерживанием модифицирующих добавок (центров кристаллизации) современными фильтрами тонкой очистки металла, как металлофильтрами типа Мицуи.

3) Скорость литья. Снижение скорости литья уменьшает вынос закристаллизовавшихся зерен из нижней части жидкой лунки слитка, но при этом уменьшается производительность.

4) Снижение уровня металла в кристаллизаторе и высокая скорость охлаждения. В совокупности они являются ограничителями роста зерна, что отрицательно сказывается на образовании ПКС.

5) Низкая температура литья металла. Она способствует появлению плавающих кристаллов.

Механизм и причины образования ВС научно обоснованы в монографии В.И. Напалкова [10, 11], которые нашли свое подтверждение в производстве крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX на предприятиях ОК РУСАЛ. Следует отметить, что основными причинами образования и методами борьбы с ВС могут быть:

а) завышенная температура литья во время производства слитков. Для алюминиевых сплавов серии 1XXX критическая температура образования ВС составляет $>720^{\circ}\text{C}$;

б) низкая скорость литья. При увеличении скорости литья возрастает средняя скорость кристаллизации, что способствует получению равноосной структуры в слитке. Этим фактором в некоторой степени можно регулировать структуру слитка, но чрезмерное повышение скорости литья приводит к возникновению диаметральных трещин и появлению пористости за счет уменьшения скорости охлаждения центра слитка. Практика литья показывает, что в слитках сплавов серии 1XXX ВС уже не образуется при скоростях литья более 20 мм/мин;

в) недостаточное количество центров кристаллизации для формирования однородной мелкозернистой структуры. В качестве модификаторов в основном выступает титан и лигатуры Al-Ti и Al-Ti-B. Если сплавы легированы цинком, то наиболее эффективными считаются лигатуры системы Al-Ti-S. При содержании модифицирующих элементов (Ti, Zr) в пределах 0,5–1,0 % всемерная структура в слитках не наблюдается. При этих концентрациях циркония она не образуется даже в присутствии хрома [10, 11];

г) применение кристаллизаторов с электромагнитным перемешиванием (ЭМП) жидкой сердцевины. Понижение и выравнивание температуры металла в жидкой лунке слитка является основной причиной измельчения структуры при литье с ЭМП. Это вызывает увеличение числа центров кристаллизации, так как возрастает время нахождения в переохлажденном со-

стоянии (ниже линии ликвидус);

д) равномерная подача расплава в кристаллизатор. При одних и тех же технологических параметрах отливки слитков подача расплава в кристаллизатор оказывает определенное влияние на структуру слитка. Подача расплава через распределительную воронку под его уровень приводит к увеличению возможности образования местной веерной структуры, месторасположение которой изменяется от поверхности к центру слитка в соответствии с перемещением места подвода горячего расплава к поверхности кристаллизатора. Веерная структура не образуется при подаче расплава в кристаллизатор через распределительную воронку, приподнятую над его уровнем. В местах ввода расплава образуется мелкая столбчатая структура, известная под названием «треф»;

е) содержание некоторых элементов, таких как Ti, Cr, Zr, Mg, Cu, Zn и Si. Их наличие в больших количествах способствует формированию ВС;

ж) повышенная интенсивность охлаждения водой в кристаллизаторе.

Выводы

В результате проведенных теоретических и экспериментальных исследований влияния технологических параметров процессов литья крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX на качество продукции были получены рациональные температурно-скоростные режимы литья и кристаллизации крупнотоннажных слитков из алюминиевых сплавов серии 1XXX, гарантирующие отсутствие дефектов в виде «плавающих» кристаллов, «веерной» и «fir tree» структуры:

- а) содержание Ti в миксере 0,01 %;
- б) температура металла в миксере $740 \pm 5^\circ\text{C}$;
- в) температура металла в раздаточном желобе $700 \div 710^\circ\text{C}$;
- г) расход лигатуры AlTi_5B_1 2 кг/т;
- д) скорость литья 65 мм/мин;

д) уровень в кристаллизаторе 50 мм;

е) расход воды $210 \text{ м}^3/\text{ч}$;

ж) температура воды $15\text{--}25^\circ\text{C}$.

Список литературы

1. Стратегия маркетинга и сбыта до 2020 г. URL: <http://www.rusal.ru/about/strategy/>
2. Концепция международного промышленного сотрудничества стран БРИКС: развитие инжиниринга и инноваций в металлургии / М.В. Чукин, О.Н. Тулупов, И.В. Кульков, А.Б. Моллер // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 69–72.
3. Основные виды и области применения наноструктурированного высокопрочного листового проката / М.В. Чукин, В.М. Салганик, П.П. Полецков [и др.]. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4. С. 41–44.
4. Chen X.-G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. 2013, pp. 460–465.
5. Grange D.A. Microstructure control in ingots of aluminium alloys with an emphasis on grain refinement // Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminum Production. 2013, pp. 354–365.
6. Celil A. Ahravct, Mihriban O. Pekguleryiz Calculation of phase diagrams for the metastable Al-Fe phases forming in direct-chill (DC)-cast aluminum alloy ingots. Alcan-UQAC Chair in Solidification and Metallurgy of Aluminum Department of Applied Sciences, University of Quebec in Chicoutimi. Published by Elsevier Science Ltd. Presented at CALPHAD XXVI, Palm Coast, Florida, USA, May 1997. Calphad. 1998. Vol. 22. № 2. P. 147–155.
7. Geoffrey K. Sigworth Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings // International Journal of Metalcasting. 2014. Vol. 8. Iss. 1. P. 7–20.
8. Krendelsberger N., Weitzer F., Schuster J.C. On the Reaction Scheme and the Liquidus Surface in the Al-Si-Fe System // Metall. Mater. Trans. A. 2007, vol. 38A. P. 1681–1691.
9. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Ed. John E. Hatch - American Society for Metals. Режим доступа: <http://www.asminternational.org> - 1984.
10. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В.И. Напалков, Г.В. Черепок, С.В. Махов, Ю.М. Черновол. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 512 с.
11. Напалков, В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: МИСиС, 2002. 376 с.

Материал поступил в редакцию 28.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

INFLUENCE OF PROCESS FACTORS ON THE FORMATION OF STRUCTURAL DEFECTS IN HEAVY 1XXX SERIES ALUMINIUM ALLOY INGOTS

Frolov Viktor Fedorovich – Project Manager of "RUSAL ETC", Krasnoyarsk, Russia.

Belyaev Sergey Vladimirovich – D.Sc. (Eng.), Head of the Department of Foundry Engineering, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia. E-mail: 244812@mail.ru.

Gubanov Ivan Yuryevich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Bezrukhik Alexander Innokentevich – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Costin Igor Vladimirovich – Postgraduate Student, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Abstract. Today, the progress in aluminium production takes place within strong competition in the global market that demands a continuous increase in the efficiency of the final product. With the steel industry currently going through a crisis, the main vector of development in the aluminium industry in recent years is an increasing share of high value added products. The most popular product in the global aluminium market is aluminium alloys used to produce ingots, rolled products, sections and packing materials which entirely meet the requirements of end consumers. Production of slabs from 1XXX series aluminium alloys meant for the foil industry is one of the potential projects realized by the leading Russian aluminium producer OK RUSAL. At the same time the existing production techniques cannot offer stable quality of the internal aluminium slab structure. Heavy 1XXX series ingots experience internal defects of an inhomogeneous structure which affects the quality of the foil. The major defects in foil production related to inhomogeneous structure include floating crystals and fan and fir-tree structures. Based on the analysis of technical literature and experimental data acquired in a real-life production environment, the authors offer their recommendations on the best process parameters for heavy 1XXX series ingot casting, ensuring the absence of such defects as floating crystals, fan and fir-tree structures.

Keywords: 1XXX series aluminum alloys, heavy ingots, structural defects, fan and fir-tree structure, “floating” crystals.

References

1. Marketing and sales strategy to 2020 y. URL: <http://www.rusal.ru/about/strategy/>
2. Chukin M.V., Tulupov O.N., Kulkov I.V., Moller A.B. The concept of international industrial cooperation of the BRICS countries: the development of engineering and innovation in the steel industry. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2014, no. 1, pp. 69-72.
3. Chukin M.V., Salganik V.M., Poletskov P.P. et al. Main types and application of nanostructured high-strength sheet products. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2014, no. 4, pp. 41-44.
4. Chen X.-G. Growth mechanisms of intermetallic phases in DC cast AA1XXX alloys. Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminium Production. 2013, pp. 460-465.
5. Grange D. A. Microstructure control in ingots of aluminium alloys with an emphasis on grain refinement. Essential Readings in Light Metals. Volume 3. Cast Shop for Aluminium Production. 2013, pp. 354-365.
6. Celil A. Ahravct, Mihriban O. Pekguleryiz Calculation of phase diagrams for the metastable Al-Fe phases forming in direct-chill (dc)-cast aluminium alloy ingots. Alcan-UQAC Chair in Solidification and Metallurgy of Aluminium Department of Applied Sciences, University of Quebec in Chicoutimi. Published by Elsevier Science Ltd. Presented at CALPHAD XXVI, Palm Coast, Florida, USA, May 1997. Calphad, 1998, vol. 22, no. 2, pp. 147-155.
7. Sigworth Geoffrey K. Fundamentals of Solidification in Aluminium Castings. International Journal of Metal casting. 2014, vol. 8, iss. 1, pp. 7-20.
8. Krendelsberger, N, Weitzer, F., Schuster, J.C. On the Reaction Scheme and the Liquidus Surface in the Al-Si-Fe System // Metall. Mater. Trans. A. 2007, vol. 38A, pp. 1681-1691.
9. Aluminium: Properties and Physical Metallurgy - ed. John E. Hatch - American Society for Metals - <http://www.asminternational.org> - 1984.
10. Napalkov V.I., Crock G.V., Makhov S.V., Chornovil Y.M. *Nepreryvnoe litye aluminievyykh splavov: spravochnik* [Continuous casting of aluminium alloys: Handbook]. Moscow: Intermet Engineering, 2005, 512 p.
11. Napalkov V.I. *Legirovanie i modifitsirovanie aliuminiia i magniia* [Doping and modifying of aluminium and magnesium]. Moscow: MISIS, 2002, 376 p.

Влияние технологических факторов на образование дефектов структуры в крупнотоннажных слитках из алюминиевых сплавов серии 1XXX / Фролов В.Ф., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Безруких А.И., Костин И.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

Frolov V.F., Belyaev S.V., Gubanov I.Yu., Bezrukhik A.I., Costin I.V. Influence of process factors on the formation of structural defects in heavy 1XXX series aluminium alloy ingots. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-25-31

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-32-37

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ
ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ
ПРУТКОВ ИЗ СТАЛИ 30MnB4 ПРИ ИСПЫТАНИИ
НА КРУЧЕНИЕ И СЖАТИЕ**

Лабер К.Б., Савицкий С.З., Дыя Х., Кавалек А.М.

Ченстоховский Технологический Университет, Ченстохова, Польша

Аннотация. Физическое моделирование успешно применяется в материаловедении и обработке металлов давлением как при исследовании свойств исследуемых материалов, так и в прикладных исследованиях, целью которых является внедрение лабораторных исследований в промышленные условия. Точные знания характеристик исследуемых металлов и сплавов являются неотъемлемой частью процесса разработки новых технологий. Разработанные математические модели существенно увеличивают точность математического моделирования анализируемых технологических процессов.

В последнее время наблюдается интенсивное развитие лабораторной базы, позволяющей с большой степенью точности воспроизводить реальные промышленные процессы. Наиболее распространенным оборудованием, применяемым в процессах физического моделирования, является система моделирования металлургических процессов GLEEBLE и скручивающие пластометры. Это оборудование позволяет проводить исследования при большом диапазоне параметров деформации. В зависимости от вида анализируемого процесса возможно проведение исследований при разных схемах деформации (сжатие, растяжение, кручение, кручение с одновременным растяжением или кручение с одновременным сжатием).

После физического моделирования на продеформированном металле проводят металлографический анализ и исследования на механические свойства. На этом основании является возможным оптимизировать современные технологии и разрабатывать новые процессы производства.

В работе проведен анализ результатов физического моделирования процесса прокатки круглых прутков из низкоуглеродистой стали для холодной осадки марки 30MnB4. Исследования проводили по технологическим параметрам одного из цехов непрерывной прокатки прутков. Физическое моделирование проводили на скручивающем пластометре STD 812 и оборудовании для моделирования физических металлургических процессов GLEEBLE 3800.

После физического моделирования на образцах проводили металлографические исследования и испытания на механические свойства, а также исследования влияния предыдущих этапов обработки на свойства готового изделия.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, физическое моделирование, испытания на кручение, испытания на сжатие, металлографические исследования, механические свойства.

Введение

Целью современных промышленных технологий обработки металлов давлением является не только получение готовых изделий соответствующих параметров и минимализация энергоемкости процессов, но и получение соответствующей микроструктуры и механических свойств [1]. Разработка таких технологий и их оптимизация требует соответствующей методики исследований, позво-

ляющей оценить геометрические, силовые параметры процессов деформации, а также их влияние на микроструктуру материала. Проведение таких исследований требует применение современных и высокоэффективных методов физического моделирования [1]. На данный момент широко развиваются такие методы физического моделирования, которые позволяют сопоставить полученные результаты лабораторных исследований с промышленными условиями. Результаты таких исследований представлены в работах [2–6]. Описанные выше лабораторные исследования чаще всего про-

водят на пластометрах, либо на оборудовании для моделирования металлургических исследований Gleeble [1]. Оборудование, предназначенное для физического моделирования процессов прокатки, должны отвечать требованиям, которые позволяют получить реальные условия анализируемого процесса. Кроме того, они должны обеспечить точный контроль таких параметров, как степень деформации, скорость деформации и температура [1].

В работе проведен сравнительный анализ результатов физического моделирования процесса прокатки прутков в условиях непрерывного стана на скручивающем пластометре STD 812 и системы GLEEBLE 3800.

Цель работы, материал и методика проведения исследований

Целью работы было проведение сравнительного анализа результатов физического моделирования процесса прокатки прутков на скручивающем пластометре STD 812 и оборудовании для моделирования процессов GLEEBLE 3800. Представленные в работе исследования проводились с учетом технологии непрерывной прокатки прутков диаметром 22 мм из стали для холодной осадки марки 30MnB4.

На первом этапе было проведено физическое моделирование процесса прокатки прутков с применением параметров стана D370. Исследования были проведены на скручивающем пластометре STD 812 для всего технологического процесса. Для этого использовали образцы с рабочей частью диаметром $d = 6$ мм и длиной $l = 10$ мм. Для измерения и контроля температуры использовали термопары типа (PtRh10-Pt).

На втором этапе проводили физическое моделирование процесса прокатки в 3 последних проходах (с суммарной истинной степенью деформации 1,26) с использованием оборудования для моделирования металлургических процессов GLEEBLE 3800. Для этого использовали образцы диаметром $d = 10$ мм и длиной $l = 12$ мм. Для регистрации и контроля температуры применяли термопары типа К (NiCr-NiAl). Целью этого этапа было исследование влияния предыдущих этапов производственного процесса на формирование микроструктуры и свойств готовых прутков.

На рис. 1 дана схема термообработки образцов в процессе физического моделирования прокатки прутков в условиях непрерывного стана D370. Скорости нагрева приняты на основании параметров термообработки в реальных условиях.

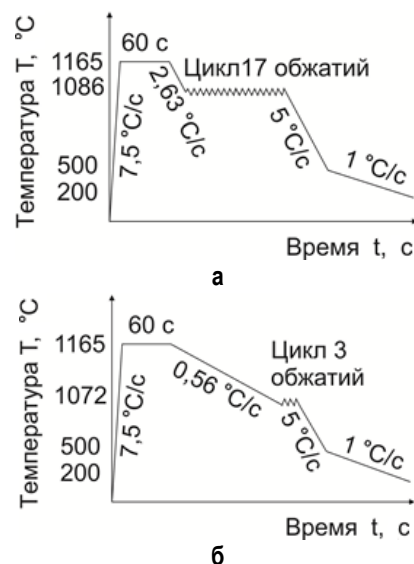


Рис. 1. Схемы термообработки при физическом моделировании процессов прокатки круглых прутков диаметром 20 мм в условиях непрерывного стана D370: а – скручивающий пластометр STD 812; б – система GLEEBLE 380

После физического моделирования на образцах проводили металлографические исследования и измерение свойств.

Результаты исследований и их обсуждения

Химический состав стали 30MnB4 представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали
для холодной осадки марки 30MnB4

Содержание элементов, %									
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Mo
0,31	1,06	0,23	0,013	0,007	0,22	0,07	0,16	0,025	0,012
N	Pb	Al _{мет}	As	Cb	V	Ti	B	Zn	Sn
0,0119	0,001	0,025	0,008	0,002	0,005	0,047	0,0030	0,018	0,013

Величины истинной степени деформации, скорости и сопротивления деформации при испытаниях на кручение и сжатие были рассчитаны по формулам, представленным в табл. 2.

Таблица 2

Зависимости, использованные для расчета степени деформации, скорости и сопротивления деформации при испытаниях на кручение и сжатие

Вид деформации	Деформация	Скорость деформации	Сопротивление деформации
Кручение	$\varepsilon = \frac{2 \cdot \pi \cdot r \cdot N}{\sqrt{3} \cdot L}$	$\dot{\varepsilon} = \frac{2 \cdot \pi \cdot r \cdot \dot{N}}{\sqrt{3} \cdot 60 \cdot L}$	$\sigma_p = \frac{\sqrt{3} \cdot 3M}{2\pi r^3}$
Сжатие	$\varepsilon = \left \frac{h_1}{h_0} \right $	$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\Delta t}$	$\sigma_p = \frac{4 \cdot F \cdot h}{h_0 \cdot \pi \cdot d_0^2}$

В таблице: r – радиус образца, L – длина образца, N – количество оборотов при кручении,

$\dot{N}$ – скорость кручения (скорость деформации), M – момент при кручении, h_0 и h_1 – начальная и конечная высота образца соответственно, F – величина силы, рассчитанная в процессе деформации, h – мгновенная высота образца при испытании, d_0 – начальный диаметр образца.

Главные параметры процесса деформации при физическом моделировании процесса горячей прокатки прутков представлены в табл. 3. После деформации образцы охлаждали со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры 500°C , а далее – $1^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры 200°C .

Таблица 3

Главные параметры процесса деформации при физическом моделировании процесса горячей прокатки прутков из стали 30MnB4

Номер прохода	Температура деформации $T, ^\circ\text{C}$	Истинная деформация ε	Скорость деформации $\dot{\varepsilon}, 1/\text{с}$	Время между обжатиями $t, \text{с}$
1	1086	0,12	0,16	26,47
2	1057	0,39	0,35	19,89
3	1037	0,28	0,39	29,98
4	1023	0,59	0,96	11,33
5	1010	0,46	1,15	8,91
6	999	0,50	2,02	6,13
7	998	0,45	2,45	11,65
8	1005	0,48	4,71	3,35
9	1009	0,44	5,57	2,62
10	1022	0,54	10,39	1,85
11	1030	0,48	12,07	3,09
12	1049	0,50	20,53	2,28
13	1052	0,51	24,74	3,18
14	1069	0,50	46,34	1,35
15	1072	0,41	47,13	1,11
16	1087	0,51	79,93	0,90
17	1091	0,34	70,63	

Изменение угла оборота образца в функции деформации при кручении на пластометре STD 812, соответствующее деформациям, отражающим прокатку прутков на стане D370, представлено на рис. 2.

На рис. 3 показаны реальные изменения сопротивления деформации и температуры стали 30MnB4 в процессе физического моделирования процесса горячей прокатки прутков на непре-

рывном стане D370 на скручивающем пластометре STD 812.

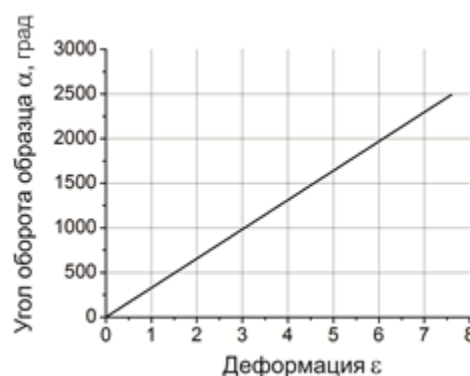


Рис. 2. Изменение угла поворота образца из стали 30MnB4 при физическом моделировании прокатки прутков на непрерывном стане D370 на скручивающем пластометре STD 812

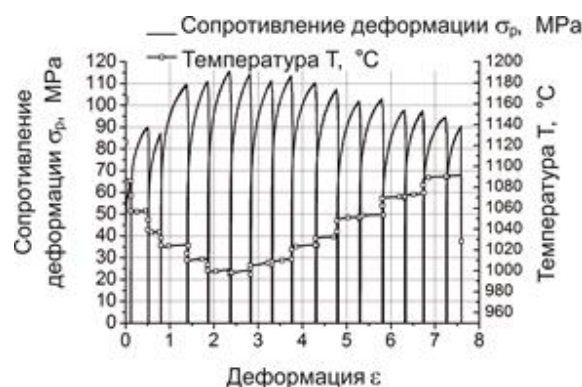


Рис. 3. Изменение сопротивления деформации и температуры стали 30MnB4 в процессе физического моделирования горячей прокатки прутков на непрерывном стане D370 на скручивающем пластометре STD 812

Из данных, представленных на рис. 3, видно, что в процессе физического моделирования прокатки прутков из анализируемой марки стали сопротивление деформации до 6 прохода росло (до 113 МПа). Это может быть результатом снижения температуры деформируемого материала при продолжительных перерывах между проходами на начальном этапе процесса деформации (см. табл. 2). С 7 прохода значение сопротивления деформации стали 30MnB4 незначительно снижается до уровня 87 МПа (в последнем проходе). Причиной такого изменения сопротивления деформации может быть рост температуры, обусловленный ростом скорости деформации, а также меньшими перерывами между обжатиями (см. табл. 2).

На рис. 4 показаны заданные изменения длины образца при сжатии на оборудовании GLEEBLE, соответствующие деформациям в трех последних проходах непрерывного стана D370.

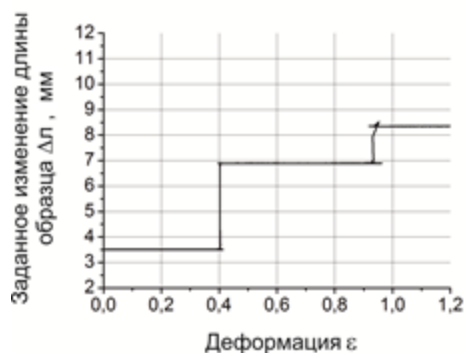


Рис. 4. Заданное изменение образца из стали 30MnB4 при физическом моделировании трех последних проходов непрерывного стана D370 на оборудовании GLEEBLE 3800

Реальные изменения сопротивления деформации и температуры стали 30MnB4 в процессе физического моделирования трех последних проходов непрерывного стана D370 на оборудовании GLEEBLE 3800 представлены на рис. 5.

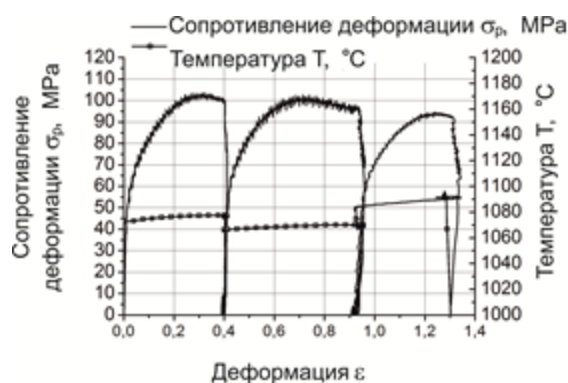


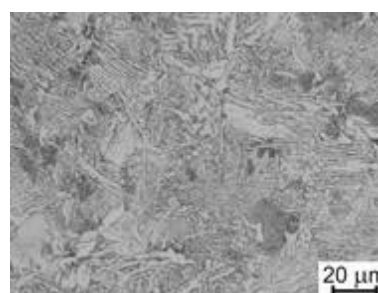
Рис. 5. Изменение сопротивления деформации и температуры стали 30MnB4 в процессе физического моделирования трех последних проходах непрерывного стана D370 на оборудовании GLEEBLE 3800

Анализируя изменения сопротивления деформации стали 30MnB4 в процессе физического моделирования трех последних проходов прокатки круглых прутков на оборудовании GLEEBLE 3800 (см. рис. 5), замечено постепенное снижение его значений. Такая же зависимость была и при моделировании на скручивающем пластометре.

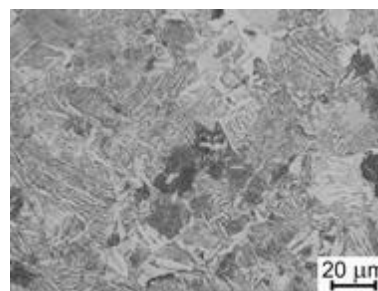
Сравнивая изменения сопротивления деформации исследуемой марки стали для трех последних деформаций (скручивающий пластометр STD 812 и оборудование GLEEBLE 3800), можно заметить большое сходство полученных результатов. Разница в значениях сопротивления деформации

исследуемой марки стали, полученных при испытаниях на кручение и сжатие, составили соответственно: для 15 прохода – 6 %, для 16–4% и для 17–6 %. Такая разница может быть результатом применения разной схемы деформации (при кручении наблюдается состояние трехосного напряжения, а при сжатии – одноосного). Кроме того, при сжатии всегда есть трение, которое тоже влияет на уровень напряжений.

Следующим этапом исследований было проведение металлографических исследований и определение свойств образцов после физического моделирования на скручивающем пластометре STD 812 и на оборудовании GLEEBLE 3800. Микроструктура стали представлена на рис. 6.



а



б

Рис. 6. Микроструктура стали 30MnB4 после физического моделирования процесса горячей прокатки прутков диаметром 20 мм в условиях непрерывного стана D370: а – после моделирования всего процесса деформации на скручивающем пластометре STD 812, б – после физического моделирования деформации в 3 последних проходах на оборудовании GLEEBLE 3800

На рис. 6, а видно, что после моделирования всего процесса горячей прокатки прутков на непрерывном стане структура состоит из игольчатого феррита. Средняя твердость составляет 231 HV. Предел текучести и прочности, рассчитанные на основании полученной твердости [7], составили: $\sigma_{0,2}$ – около 488 МПа, σ_b – около 726 МПа.

После 3 последних проходов (рис. 6, б) микроструктура также состоит из игольчатого феррита. Средняя твердость стали также составила 231 HV.

Предел текучести и прочности, рассчитанные на основании измерений твердости [7], составил: $\sigma_{0,2}$ – около 487 МПа, σ_b – около 725 МПа.

На основании представленных выше данных можно сделать вывод о том, что на формирование микроструктуры и свойств стали 30MnB4 влияет главным образом деформация в последних проходах. Игольчатое строение структурных составляющих исследуемой стали является результатом достаточно высокой скорости охлаждения для данного материала – 5°C/с.

Как показали результаты работ [8, 9], для стали 30MnB4 скорость охлаждения 5°C/с является критической. При этой скорости в стали формируется ферритно-бейнитная структура.

Заключение

Результаты физического моделирования процесса горячей прокатки круглых прутков на скручивающем пластометре STD 812 и на оборудовании для моделирования металлургических процессов GLEEBLE 3800, а также их анализ позволили сделать следующие выводы:

- уровень и характер изменения сопротивления деформации исследуемой марки стали, полученные при испытаниях на кручение и сжатие, являются подобными;

- в анализируемом случае на формирование микроструктуры и механических свойств готового изделия влияет главным образом деформация в последних проходах и условия охлаждения после деформации;

- материал после испытаний на кручение, как и на сжатие, имел структуру игольчатого феррита с одинаковым уровнем твердости;

- величина механических свойств материала после испытаний на кручение соответствовала величине механических свойств, полученных в испытаниях на сжатие.

Научная работа была профинансирована из средств Национального центра исследований и развития в 2013–2016 гг. в рамках проекта прикладных исследований № PBS2/A5/0/2013.

Список литературы

1. Sińczak J.: „Procesy przeróbki plastycznej”, Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków 2003, ISBN 83-89541-11-4, s. 479-480.
2. Nowakowski A., Kuźmiński Z.: „Fizyczna symulacja procesu walcowania pierścieni z zastosowaniem plastometru skrętnego”. Hutnik – Wiadomości Hutnicze, 6 (2003), s. 246-251.
3. Laber K., Dyja H., Milenin A.: „Modelowanie procesów wymiany ciepła podczas procesu regulowanego walcowania prętów”, materiały konferencyjne III Konferencji Naukowej pt.: „Walcownictwo 2005 – Procesy – Narzędzia - Materiały”, Ustroń, 19-21 października 2005 r., Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków 2005 r., ISBN 83-89541-52-1, s. 97-102.
4. Laber K., Milenin A., Markowski J.: „Metodyka fizycznego modelowania zjawisk zachodzących w materiale podczas procesu regulowanego walcowania prętów okrągłych”, materiały konferencyjne Konferencji Sprawozdawczej członków wszystkich Sekcji Komitetu Metalurgii PAN „METALURGIA 2006” pt.: „Polska metalurgia w latach 2002 – 2006”, red. K. Świątkowski, Krynica-Czarny Potok 11-14 października 2006 r., Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków 2006 r., ISBN 83-910159-4-7, s. 519-526.
5. Laber K., Dyja H., Koczurkiewicz B., Sawicki S.: „Fizyczne modelowanie procesu walcowania walcówki ze stali 20MnB4”, VI „Konferencja Naukowa WALCOWNICTWO 2014. Procesy - Narzędzia – Materiały”, Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków 2014, ISBN 978-83-63663-51-3, 20.10 - 22.10.2014r., Ustroń, pp. 37-42.
6. Laber K., Koczurkiewicz B.: „Determination of optimum conditions for the process of controlled cooling of rolled products with diameter 16.5 mm made of 20MnB4 steel”, 24th International Conference on Metallurgy and Materials – METAL 2015, Conference Proceedings, June 3rd-5th 2015, Hotel Voroněž I, Brno Czech Republic, EU, Tanger Ltd., Ostrava, ISBN 978-80-87294-62-8 (with CD-ROM, containing full texts of papers, as a part of the proceedings, published in the Thomson Reuters database), pp. 364-370.
7. Sawada Y., Foley R. P., Thompson S. W., Krauss G.: „Proc. 35th MWSP” Conf. Proc. ISS-AIME, Pittsburgh, 1994, p. 263.
8. Dyja H., Koczurkiewicz B., Laber K., Knapieński M.: „Physical simulation of microstructure evolution of the specimens made of 30MnB4 steel”, Sbornik Nauchnykh Trudov Obrabotka Materialov Davleniem No. 2 (41) 2015, Ministerstvo Obrazovaniya i Nauki Ukrainy, Donbasskaja Gosudarstvennaja Mashinostroitel'naja Akademija, ISSN 2076-2151, Kramatorsk DGMA 2015, pp. 65-70.
9. Dyja H., Koczurkiewicz B., Laber K., Knapieński M.: „The use of dilatometer DIL 805A/D for prediction of microstructure of the steel wire rod for cold upsetting”, Sbornik Nauchnykh Trudov Obrabotka Materialov Davleniem No. 2 (41) 2015, Ministerstvo Obrazovaniya i Nauki Ukrainy, Donbasskaja Gosudarstvennaja Mashinostroitel'naja Akademija, ISSN 2076-2151, Kramatorsk DGMA 2015, pp. 239-245.

Материал поступил в редакцию 25.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-32-37

PHYSICAL MODELLING OF 30MNB4 STEEL ROD PRODUCTION DURING TORSION AND COMPRESSION TESTING: COMPARATIVE ANALYSIS

Laber Konrad Błażej – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland. E-mail: laber@wip.pcz.pl.

Sawicki Sylwester Zdzisław – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland. E-mail: sylsaw@wip.pcz.pl.

Dyja Henryk – D.Sc. (Eng.), M.Sc., Full Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland. E-mail: dyja@wip.pcz.pl.

Kawalek Anna Malgorzata – D.Sc. (Eng.), M.Sc., Associate Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland. E-mail: kawalek@wip.pcz.pl.

Abstract. Physical modelling finds a successful application in materials science and metal forming for both basic research, which looks at the rheological properties of materials, and for applied research which is aimed at introducing laboratory test results into the industrial environment. An accurate knowledge of the characteristics of the metals and alloys being examined is an integral part of the development of new technologies. New mathematical models offer a considerable increase in the accuracy of mathematical modeling of the processes under analysis.

There has recently been an intense enhancement of laboratory facilities which now allow researchers to simulate real-life production processes with a high degree of accuracy. The most popular devices designed for physical modelling include the GLEEBLE system simulating metallurgical processes, and torsion plastometers. These devices enable research to be conducted in a wide range of strain parameters. Depending on the process analyzed, it is possible to conduct research applying different strain patterns – compression, tension, torsion, torsion with tension or torsion with compression.

Upon physical modelling, a metallographic analysis and mechanical properties testing are carried out for the deformed material. This creates a basis which makes it possible to optimize the technology currently used and develop new manufacturing processes.

This paper analyzes the results of the physical modelling of a rolling process of low carbon round steel bars used for cold upsetting of 30MnB4 steel. The study was conducted based on the process parameters of one of the continuous bar rolling mills. Physical modeling was done with the help of the STD 812 torsion plastometer and the GLEEBLE 3800 simulator.

Upon physical modelling, a metallographic analysis and mechanical properties testing were carried out for the test material. Studies were done to identify the effect of the early stage processes on the properties of the finished product.

Keywords: Low carbon steel, physical modelling, torsion test, compression test, metallographic test, mechanical properties.

References

1. Sińczak J.: "Plastic Working Processes", Scientific Publishing House "Akapi", Cracow 2003, ISBN 83-89541-11-4, pp. 479-480.
2. Nowakowski A., Kuźmiński Z.: "Physical simulation of ring rolling with the use of a torsion plastometer", *Metallurgist – Metallurgical News*, 6 (2003), pp. 246-251.
3. Laber K., Dyja H., Milenin A.: "Modelling of heat exchange processes during a controlled strip rolling process", *Proceedings of the III Scientific Conference "Rolling Industry 2005 – Processes – Tools – Materials"* Ustroń, 19-21 of October 2005, Scientific Publishing House "Akapi", Kraków 2005 r., ISBN 83-89541-52-1, pp. 97-102.
4. Laber K., Milenin A., Markowski J.: "Physical modelling techniques for the processes occurring in the material during a controlled round bar rolling process", *Conference Proceedings of the Reporting Conference of Members of the All Section of the Metallurgy Committee of Polish Academy of Sciences "Metalurgy 2006"* under title: "Polish Metallurgy in 2002-2006", edited by K. Świątkowski, Krynica-Czarny Potok 11-14 of October 2006, Scientific Publishing House "Akapi", Cracow 2006, ISBN 83-910159-4-7, pp. 519-526.
5. Laber K., Dyja H., Koczurkiewicz B., Sawicki S.: "Physical modelling of a 20MnB4 steel wire rod rolling process", *Scientific Conference "ROLLING INDUSTRY 2014 – Processes – Tools – Materials"*, Scientific Publishing House "Akapi", Cracow 2014, ISBN 978-83-63663-51-3, 20.10 - 22.10.2014r., Ustroń, pp. 37-42.
6. Laber K., Koczurkiewicz B.: "Identifying optimum conditions for the process of controlled cooling of rolled products with the diameter of 16.5 mm made of 20MnB4 steel", *24th International Conference on Metallurgy and Materials – METAL 2015, Conference Proceedings*, June 3rd-5th 2015, Hotel Voroněž I, Brno Czech Republic, EU, Tanger Ltd., Ostrava, ISBN 978-80-87294-62-8 (with CD-ROM, containing full texts of papers, as a part of the proceedings, published in the Thomson Reuters database), pp. 364-370.
7. Sawada Y., Foley R. P., Thompson S. W., Krauss G.: "Proc. 35th MWSP" Conf. Proc. ISS-AIME, Pittsburgh, 1994, p. 263.
8. Dyja H., Koczurkiewicz B., Laber K., Knapieński M.: "Physical simulation of the microstructure evolution of the specimens made from 30MnB4 steel", *Metal Forming, Collection of Science Papers*, No. 2 (41) 2015, The Ministry of Education and Science of Ukraine, Donbas State Engineering Academy, ISSN 2076-2151, Kramatorsk 2015, pp. 65-70.
9. Dyja H., Koczurkiewicz B., Laber K., Knapieński M.: "The use of dilatometer DIL 805A/D for the prediction of the microstructure of a steel wire rod for cold upsetting", *Metal Forming, Collection of Science Papers*, No. 2 (41) 2015, The Ministry of Education and Science of Ukraine, Donbas State Engineering Academy, ISSN 2076-2151, Kramatorsk 2015, pp. 239-245.

Сравнительный анализ результатов физического моделирования процесса прокатки прутков из стали 30MnB4 при испытании на кручение и сжатие / Лабер К.Б., Савицкий С.З., Дья Х., Кавалек А.М. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 32–37. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-32-37

Laber K.B., Sawicki S.Z., Dyja H., Kawalek A.M. Physical modelling of 30MnB4 steel rod production during torsion and compression testing: comparative analysis. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 32–37. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-32-37

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ СЕРДЕЧНИКА НА СЦЕПЛЯЕМОСТЬ С ОБОЛОЧКОЙ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛЕМЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ

Огарков Н.Н.¹, Платов С.И.¹, Шеметова Е.С.¹, Некит В.А.¹, Шувет Б.М., Д.²

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

² Технологический институт, Университет Жана Моне, Франция

Аннотация. Разработан теоретический метод описания опорной кривой по всей толщине шероховатого слоя. Принимая во внимание, что степень участия микронеровностей в формировании результирующей микрогеометрии контактной поверхности оболочки – сердечник неодинакова при различных величинах сближения, в расчетах рекомендовано использовать усредненное значение опорной поверхности по всей высоте шероховатого слоя. Обработкой профилограмм получены параметры микрогеометрии сердечника после ультразвуковой и электролитоплазменной очистки. Исследовано изменение высотных и шаговых параметров шероховатости сердечника и получены зависимости, позволяющие рассчитать их значения по переходам при волочении сталемедной проволоки. Установлено, что изменение шаговых параметров шероховатого слоя сердечника по переходам при волочении сталемедной проволоки происходит менее интенсивно по сравнению с изменением высотных параметров. Рассмотрены условия заполнения микронеровностей на контактной поверхности сталемедной проволоки. Установлены ограничения на выбор способа формирования микрорельефа поверхности сердечника перед волочением с целью полного затекания материала оболочки в его микровпадины и обеспечения надежного сцепления контактных поверхностей компонентов биметаллической проволоки.

Ключевые слова: сталемедная проволока, шероховатость, сердечник, оболочка, контактная поверхность, сцепление компонентов проволоки, формирование микрорельефа.

Введение

В мировой практике все большее внимание уделяется применению изделий из композитных материалов. Частным случаем является биметаллическая проволока, а также проволока с многослойными покрытиями, которая позволяет сочетать высокие механические свойства сердечника с высокой электропроводностью, коррозионной стойкостью, жаростойкостью, адгезионной способностью, декоративной привлекательностью и другими специальными характеристиками материала оболочки [10, 14]. Требования к качеству поверхности, физико-механическим свойствам и прочности сцепления сплошности компонентов, а также к точности продукции постоянно ужесточаются [4, 12–14]. Выполнение этих требований требует совершенно новых инженерных решений. В этой связи разработка математических соотношений между условиями волочения биметаллической проволоки и ее качественными показателями сцепления оболочки и сердечника является актуальной задачей.

Материалы и методы исследования

Исследования выполнены с использованием образцов сталемедной проволоки:

- материал сердечника и оболочки – сталь Ст 3 и медь М1;
- исходный и минимальный диаметр сердечника – 6 и 1 мм;
- исходная и минимальная толщина оболочки – 0,5 и 0,04 мм.

Очистка поверхности сердечника проведена на предприятии ООО «ЗМИ-ПРОФИТ» комбинированным методом, включающим ультразвуковую и электролитоплазменную обработки перед обворачиванием медной лентой и с последующим обжатием в волоке для плотного прилегания оболочки с сердечником. Образцы для исследования вырезались из бунтов после 1,4, 7, 10 и 18 переходов с последующим исследованием шероховатости поверхности сердечника. Шероховатость измерялась на продольных (рис. 1, а) и поперечных (рис. 1, б) сечениях биметаллических образцов с помощью инструментального микроскопа БМИ, а также на образцах прибором «Селисерф-4» фирмы «Ренк Тейлор Госон» (Англия) сердечника со снятой оболочкой с записью профилограмм.

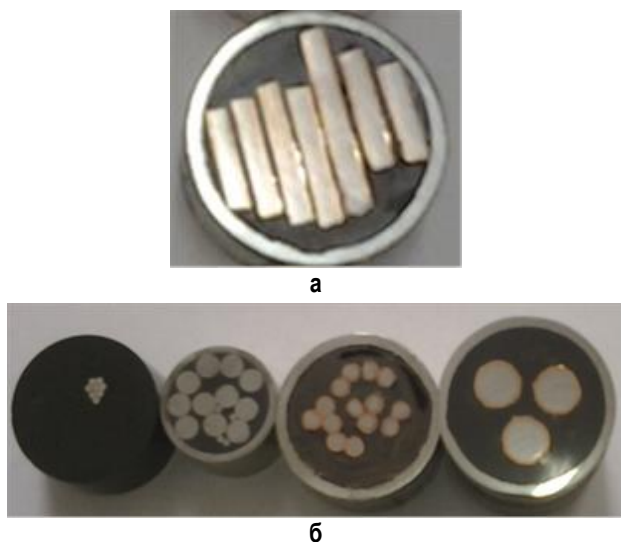


Рис. 1. Вид образцов для измерения шероховатостей сердечника и оболочки: а – в продольном сечении, б – в поперечном сечении

Основная часть

К теоретическим и практическим задачам определения микрогеометрии шероховатых поверхностей относится задача по изменению параметров шероховатости контактных поверхностей по технологическим переходам при волочении и влияния их на сцепляемость компонентов биметаллической проволоки [3, 6, 8]. Экспериментальное определение изменения шероховатости по переходам является трудоемким исследованием. Поэтому теоретическое решение этой задачи позволит оценить изменение характера сцепляемости поверхностей оболочки и сердечника в процессе волочения без проведения трудоемких экспериментов.

Распределение материала в шероховатом слое регламентируется опорной кривой микропрофиля поверхностного слоя по ГОСТ 2789-73 и играет важную роль при расчетах фактической площади контакта в процессах обработки металлов давлением. Начальный участок этой кривой обычно удовлетворительно описывается уравнением [1, 2, 9]:

$$t_p' = b\eta^v. \quad (1)$$

Здесь η – относительное сближение, определяемое расстоянием от линии выступов до сечения профиля, отнесенным к R_{max} ; R_{max} – расстояние между линией впадин и линией выступов профиля поверхности; b , v – параметры микрогеометрии поверхности.

Применительно к процессу волочения биметаллов закономерность изменения опорной кривой микропрофиля сохраняется до тех пор, пока

уровень низкого выступа оболочки не пройдет через вершину самого низкого выступа поверхности сердечника. Это означает, что все микровыступы находятся в контакте.

С целью описания опорной кривой во всем диапазоне изменения относительного сближения предлагается описывать опорную кривую уравнением (1) не по средней линии, а до значения η_c уравнением [9]

$$t_p'' = 1 - c(1 - \eta)^v \quad (2)$$

в области $\eta_c < \eta \leq 1$.

Здесь η_c и c – относительный уровень и коэффициент пропорциональности, соответствующие точке сопряжения кривых, построенных по уравнениям (1) и (2).

С использованием условий неразрывности $t_p' = t_p''$ и плавности сопряжения $dt_p'/d\eta = dt_p''/d\eta$, при значении $\eta = \eta_c$, выражения для определения величин η_c и c примут вид:

$$\eta_c = (1/b)^{1/(v-1)}; \quad (3)$$

$$c = \left[1 - (1/b)^{1/(v-1)} \right]^{v-1}. \quad (4)$$

С учетом полученного уравнение (2) преобразуется к виду

$$t_p'' = 1 - \left[1 - (1/b)^{1/(v-1)} \right]^{v-1} (1 - \eta)^v. \quad (5)$$

Отметим, что положение точки сопряжения однозначно определяется сочетанием параметров b и v по уравнению (3).

Принимая во внимание, что степень участия микронеровностей в формировании результирующей микрогеометрии контактной поверхности оболочка – сердечник неодинакова [5,7,11] при различных величинах сближения, в расчетах целесообразно использовать усредненное значение опорной поверхности по всей высоте шероховатого слоя. С этой целью интегрируем уравнение (1) в пределах от 0 до η_c и (5) от η_c до 1:

$$t_{p\text{cp}} = \int_0^{\eta_c} b\eta^v d\eta + \int_{\eta_c}^1 \left\{ 1 - \left[1 - (1/b)^{1/(v-1)} \right]^{v-1} (1 - \eta)^v \right\} d\eta. \quad (6)$$

В результате интегрирования получаем

$$t_{pc} = 1 - (1/b)^{\frac{1}{v-1}} - \frac{1}{v+1} \left[1 - 2(1/b)^{\frac{1}{v-1}} \right]. \quad (7)$$

Величина t_{pc} соответствует относительному количеству материала в шероховатом слое, сформированном технологией обработки поверхности сердечника при подготовке к волочению.

Обработка профилограмм поверхностей сердечника после ультразвуковой и электролитоплазменной обработки позволила построить опорные кривые шероховатого слоя (рис. 2) и по ним определить параметры микрогеометрии b и v .

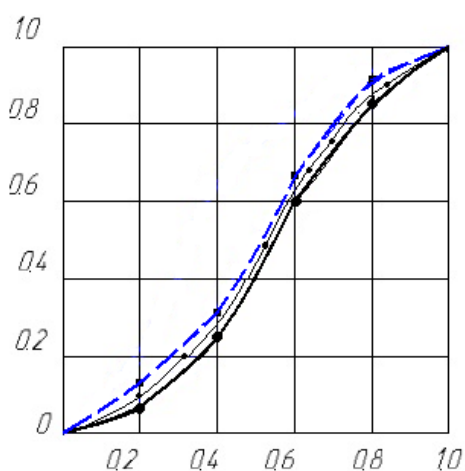


Рис. 2. Опорные кривые шероховатого слоя сердечника
 — — — — — поперечное сечение;
 - - - - - продольное сечение;
 - · - · - · - усредненное значение

Ввиду незначительного различия в параметрах микрогеометрии в поперечном и продольном сечениях (см. рис. 2) возможно использование усредненных значений показателей опорной кривой: $b=1,9$; $v=1,9$; $t_{pc}=0,503$. Здесь t_{pc} — усредненное значение опорной кривой шероховатого слоя сердечника, характеризующее относительное количество материала в шероховатом слое сердечника.

Исследование образцов после различного числа переходов свидетельствует о существенном изменении параметров шероховатости сердечника с увеличением суммарной вытяжки проволоки.

Графическое изображение изменения параметра шероховатости сердечника по шкале R_z после каждого перехода волочения сталемедной проволоки приведено на рис. 3. По мере увели-

чения переходов шероховатость сердечника монотонно уменьшается.

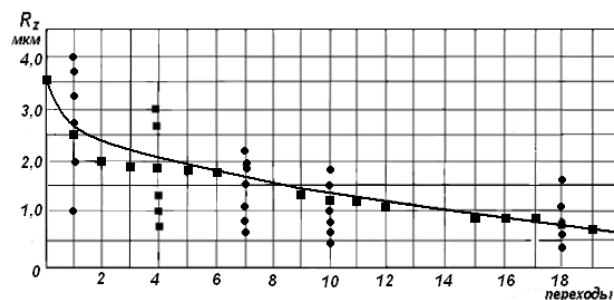


Рис. 3. Изменение шероховатости поверхности сердечника по переходам сталемедной проволоки при волочении с ультразвуковой и электролитоплазменной очисткой:
 — — — — — расчетные значения;
 ■ — средние экспериментальные значения

Обработка экспериментальных данных позволила установить зависимость между высотными параметрами шероховатости, вытяжкой и усредненным значением опорной кривой шероховатого слоя, которая описывается выражением

$$R_z = \frac{R_{zu}}{1 + 2\sqrt{\mu_c t_p}}, \quad (8)$$

где R_{zu} — исходный параметр шероховатости поверхности сердечника по шкале R_z ; μ_c — суммарная вытяжка за n переходов; $\mu_c = \mu_i n$; n — количество переходов; μ_i — единичная вытяжка за i -й переход; t_p — среднеинтегральное значение функции опорной кривой шероховатого слоя сердечника.

Значения параметров шага микронеровностей иллюстрированы рис. 4. Сопоставление графиков на рис. 2, 3 и 4 свидетельствует о том, что шаговые параметры с увеличением количества переходов уменьшаются подобно высотным параметрам, но менее интенсивно. Обработка экспериментальных данных показала, что изменение шаговых параметров с увеличением количества переходов удовлетворительно описывается зависимостью

$$S = \left(\frac{S_{исх}}{1 + 2\sqrt{\mu_c t_p}} \right)^{0,33}, \quad (9)$$

где $S_{исх}$ — исходный шаговый параметр шероховатости поверхности сердечника; μ_c — суммарная вытяжка за n переходов; $\mu_c = \mu_i n$; n — количество переходов; μ_i — единичная

вытяжка за i -й переход; t_p – среднеинтегральное значение функции опорной кривой шероховатого слоя сердечника.

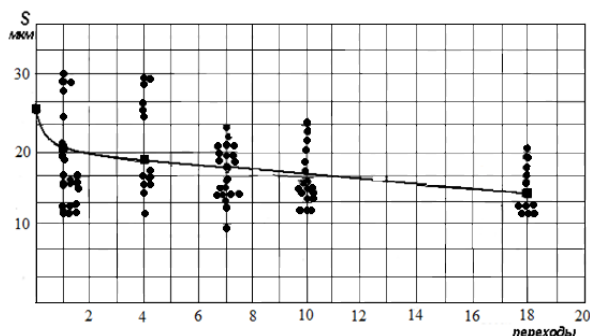


Рис. 4. Изменение шаговых параметров поверхности сердечника по переходам сталемедной проволоки при волочении с ультразвуковой и электролитоплазменной очисткой:
— — расчетные значения; ■ — средние экспериментальные значения

Аналогичный характер изменения высотных и шаговых параметров подтверждается также аналогичными опорными кривыми (см. рис. 2), построенными по профилограммам шероховатости, замеренных в продольном и в поперечном сечениях биметаллической проволоки. Расхождение между расчетными и средними значениями экспериментальных данных параметров шероховатости не превышает 4% (см. рис. 2–4).

Значение параметров шероховатости поверхности сердечника позволяет оценить их влияние на условие затекания более мягкого материала в микровпадины более твердой компоненты биметаллической проволоки с обеспечением сцепляемости оболочки и сердечника.

Рассмотрим условие заполнения микровпадины на контактной поверхности сталемедной проволоки. Материал оболочки, являясь более мягкой компонентой, затекает в микровпадины более твердой компоненты сердечника в процессе волочения.

Для упрощения анализа напряженно-деформированного состояния при затекании материала оболочки в микровпадины сердечника смоделируем шероховатость сердечника микровыступами и микровпадинами прямоугольной формы (рис. 5).

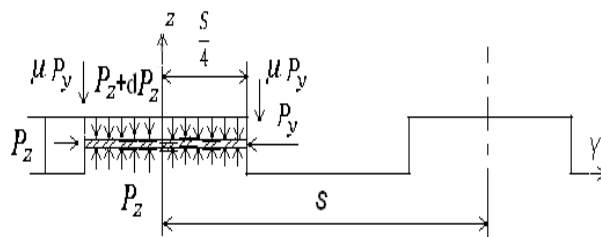


Рис. 5. Схема шероховатости сердечника микровыступами и микровпадинами прямоугольной формы

Безразмерное давление, необходимое для затекания материала оболочки в микровпадину сердечника до ее дна, определим по решению Ю. Бочарова [15], преобразованному применительно к смоделированному микрорельефу:

$$\frac{P}{\bar{\sigma}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(e^{\frac{8fR_z}{S}} - 1 \right), \quad (10)$$

где R_z и S – соответственно высоты и шаг микронеровностей; P_1 – давление сопротивления затеканию материала оболочки в микровпадину, определяемое трением о ее стенки; $\bar{\sigma}$ – эффективное напряжение течения материала оболочки; f – коэффициент трения оболочки о сердечник.

Безразмерное межслойное давление в очаге деформации при волочении определяется зависимостью [16]

$$\frac{P}{\bar{\sigma}} = \left[1 - \frac{1}{2} (2 - ac)(q + 1,6D) + (1 + ac) \ln \mu \right], \quad (11)$$

где P – нормальное давление по длине очага деформации; q – коэффициент противонапряжения, равный σ_q/P (здесь σ_q – напряжение противонапряжения, определяемое как отношение силы противонапряжения Q к исходной площади поперечного сечения проволоки); $a = f \operatorname{ctg} \alpha$; $c = 1 - q$ – параметр противонапряжения.

Приравняв уравнения (10) и (11) и решая относительно соотношения параметров шероховатости $\frac{R_z}{S}$, получим:

$$\frac{R_z}{S} = \frac{1}{8\mu} \ln \left\{ 1 + \frac{2}{\sqrt{3}} \left[1 - \frac{1}{2} (2 - ac)(q + 1,6D) + (1 + ac) \ln \mu \right] \right\}. \quad (12)$$

Здесь R_z и S – текущие значения высотных и шаговых параметров шероховатости сердечника по переходам.

С учетом формул (8) и (9) уравнение (12) преобразуется к виду

$$\frac{R_{zu}}{S_u} = \frac{1}{8\mu} \left(\frac{1 + 2\sqrt{\mu_c t_p}}{S_u} \right)^{0,66} \ln \left\{ 1 + \frac{2}{\sqrt{3}} \left[1 - \frac{1}{2}(2 - ac)(q + 1, 6D) + (1 + ac) \ln \mu \right] \right\}. \quad (13)$$

Полученное уравнение позволяет учесть ограничения, накладываемые на выбор способа формирования и параметров исходного микро-рельефа R_{zu} и S_u поверхности сердечника, с целью полного затекания материала оболочки в его микровпадины и обеспечения надежного сцепления контактных поверхностей оболочки и сердечника.

Список литературы

1. Контактное трение в процессах обработки металлов давлением / А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия, 1976. 416 с.
2. Справочник по триботехнике / под ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. Т.1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989. 400 с.
3. Огарков Н.Н., Шеметова Е.С. Влияние параметров шероховатости на сцепление оболочки и сердечника при волочении биметаллической проволоки // Современные методы конструирования и технологии металлургического машиностроения: междунар. сб. науч. трудов. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. С. 15–17.
4. Аркулис Г.Э., Махнеева Е.К. Влияние дробности деформации при волочении на механические свойства биметаллической проволоки // Сталь. 1971. №7. С. 669–670.
5. Соколов А.А., Распопова Т.Н., Костокрызов И.Д. Влияние шероховатости поверхности на эксплуатационные характеристики проволоки и технологические факторы ее изготовления. Магнитогорск: ВНИИМетиз, 1984. 22 с. Деп. В Черметинформации 19.02.85, № 2801 чм – 85.
6. Эффективный способ подготовки поверхности проволоки под покрытие / А.А. Мамыкина, Ю.П. Балаков, А.И. Чувашов и др. // Производство металлоизделий с защитными покрытиями. М., 1984. С. 44–46.
7. Николаев В.А., Коваленко Л.А., Васильев А.Г. Параметры волочения при различной шероховатости заготовки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 9. С. 45–46.
8. Мазур В.Л., Гончаров Ю.В. Особенности развития микро-рельефа поверхности металла при волочении // Металлы. 1991. №6. С. 59–66.
9. Огарков Н.Н. Расчет степени переноса микрорельефа поверхности валка на прокатываемую полосу. Магнитогорск, 1995. 10 с. Деп. в ВИНТИ 10.01.95, №2 – В 1995.
10. Montmitonnet P., Delamare F. Calcul de l'épaisseur d'un revêtement métallique au cours d'un formage multipasse // Revue de Métallurgie. 1986. № 7/8. P. 347–354.
11. Ogarkov N.N., Nalimova M.V. The analytical method of defining the influence of machining the surface of the wire upon the minimum thickness of the coating of the wire at drawing. Journal for technology of plasticity. Novi Sad, Yugoslavia. 1997. Vol. 22, №1–2. 23–29.
12. Огарков Н.Н., Шеметова Е.С. Условие контакта между сердечником и оболочкой при волочении биметаллической проволоки // Сталь. 2010. № 12. С. 48–49.
13. Огарков Н.Н., Шеметова Е.С. Оценка устойчивости пластической деформации оболочки при волочении биметаллической проволоки // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2008. №1. С. 31–34.
14. Огарков Н.Н., Тулупов О.Н., Корчунов А.Г. Определение упругой деформации волоки при протягивании заготовки в очаге деформации гиперболической формы // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Носова. 2012. №2. С. 90–92.
15. Bocharov Y., Kobayashi S. and Tomsen E.G. «The Effect of Vibration on Plastic Flow in Coining», Trans. ASME, Series B.I. Eng. Ind. 84. 1962. P. 502–508.
16. Производство метизов / Шахпазов Х.С., Недовизий И.Н., Ориничев В.И. и др. М.: Металлургия, 1977. 392 с.

Материал поступил в редакцию 22.03.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-38-43

STUDY OF THE EFFECT OF THE CORE ROUGHNESS PARAMETERS ON ADHESION PERFORMANCE IN A COPPER-CLAD STEEL WIRE DRAWING OPERATION

Ogarkov Nikolay Nikolaevich – D.Sc. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: mgntu@mgntu.ru.

Platov Sergey Iosifovich – D.Sc. (Eng.), Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: psipsi@mail.ru.

Shemetova Elena Sergeevna – Teaching Assistant, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: hellensh88@list.ru.

Nekit Vladimir Afanasievich – Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: Vladimir@Nekit.info.

Chouvet Benjamin Marie, Denis – Student, Mechanical Engineering Faculty of Technology, Jean Monnet University, Saint Etienne, France.

Abstract. A theoretical descriptive method to describe the reference curve across the entire thickness of a rough layer has been elaborated. Considering that the role of microroughness in the generation of the resulting microgeometry of a contact surface between a sheath and a core may vary at a different contact, it is recommended to take an average roughness value for the entire height of a rough layer when doing calculations. Processing of the profile graphs helped identify the microgeometry of a wire core after ultrasonic cleaning and plasma electrolytic stripping. The change of the roughness height and spacing parameters of a core was studied and relationships were identified which can be used to calculate the above parameters step by step in a copper-clad steel wire drawing operation. It was established that during a copper-clad steel wire drawing process the change of the spacing parameters of the rough layer is less intense than the change of the height parameters. Conditions were considered for elimination of microroughness at the contact surface of a copper-clad wire. Limitations were identified with regard to the choice of techniques to create the required microrelief on the core surface before drawing. This was done to ensure a complete elimination of microroughness with the help of sheathing and to ensure a tight adhesion between the contact surfaces of a bimetallic wire.

Keywords: Copper-clad steel wire, roughness, core, sheath, contact surface, adhesion between components of a wire, generation of a microrelief.

References

1. Levanov A.N., Kolmogorov V.L., Burkin S.P. *Kontaknoe trenie v protsessakh obrabotki metallov davleniem* [Contact friction in metal forming processes]. M.: Metallurgiya, 1976, 416 p.
2. *Spravochnik po tribotekhnike* [A reference book in triboengineering]. Ed. Hebda M., Chichinadze A.V. V.1. *Teoreticheskie osnovy* [Theoretical basis]. M.: Mashinostroenie, 1989, 400 p.
3. Ogarkov N.N., Shemetova E.S. The effect of roughness on the sheath/core adhesion in a bimetallic wire drawing process. *Sovremennye metody konstruirovaniya i tekhnologii metallurgicheskogo mashinostroeniya* [Advanced engineering techniques and metallurgical engineering technology]. *Mezhdunarodnyi sbornik nauchnykh trudov* [International scientific papers]. Magnitogorsk: Publ. Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2015, pp.15-17.
4. Arkulis G.E., Makhneeva E.K. Effect of fractional deformation on the mechanical properties of a bimetallic wire. *Stal'* [Steel]. 1971, no. 7, pp. 669-670.
5. Sokolov A.A., Raspopova T.N., Kostogryzov I.D. *Vliyanie sheroxovatosti poverkhnosti na ekspluatatsionnye kharakteristiki provolokii i tekhnologicheskie faktory ee izgotovleniya* [Effect of surface roughness on wire performance and the wire production technology]. Magnitogorsk: VNIIMetiz, 1984, 22 p. Dep. in Cherninformatsiya 19.02.85, no. 2801 chm-85.
6. Mamykina A.A., Balakov Yu.P., Chuvashev A.I. et al. An effective wire surface preparation method. *Proizvodstvo metalloizdelii s zashchitnymi pokrytiyami* [Production of steel products with protective coatings]. M., 1984, pp. 44-46.
7. Nikolaev V.A., Kovalenko L.A., Vasilyev A.G. Drawing process parameters for different roughness of a workpiece. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of Russian Universities. Ferrous metals]. 1987, no. 9, pp. 45-46.
8. Mazur V.L., Goncharov Yu.V. Surface microrelief development in steel drawing. *Metally* [Metals]. 1991, no. 6, pp. 59-66.
9. Ogarkov N.N. *Raschet stepeni perenosy mikrorelyefa poverkhnosti valka na prokatyvaemyu polosyu* [Estimating the degree of roll surface microrelief transfer to the strip surface]. Magnitogorsk, 1995, 10 p. Dep. in VINITI 10.01.95, no. 2.
10. Montmitonnet P., Delamare F7 Calcul de l'épaisseur d'un revêtement métallique au cours d'un formage multipasse [Calculating the coating thickness in multi-pass rolling]. *Revue de Métallurgie* [Metallurgy Review]. 1986, no. 7/8, pp. 347-354.
11. Ogarkov N.N., Nalimova M.V. The analytical method of determining the effect of surface machining of a wire on the minimum thickness of the coating in a drawing operation. *Journal for Technology of Plasticity*. Novi Sad, Yugoslavia, 1997, vol. 22, no. 1-2, pp. 23-29.
12. Ogarkov N.N., Shemetova E.S. A condition of contact between a wire core and a sheath in a bimetallic wire drawing operation. *Stal'* [Steel]. No. 12, 2010, pp. 48-49.
13. Ogarkov N.N., Shemetova E.S. Evaluating the stability of a wire sheath forming process in a bimetallic wire drawing operation. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2008, no.1, pp. 31-34.
14. Ogarkov N.N., Tulupov O.N., Korchunov A.G. Estimating a die deformation in a hyperbolic deformation zone during a workpiece drawing operation. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2012, no. 2, pp. 90-92.
15. Bocharov Y., Kobayashi S. and Tomsen E.G. The Effect of Vibration on Plastic Flow in Coining, *Trans. ASME, Series B.I. Eng. Ind.* 84. 1962, pp. 502-508.
16. Shakhpazov Kh.S., Nedovizii I.N., Ornichev V.I. et al. *Proizvodstvo metizov* [Metalware production]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 392 p.

Исследование влияния параметров шероховатости сердечника на сцепляемость с оболочкой при волочении сталемедной проволоки / Огарков Н.Н., Платов С.И., Шеметова Е.С., Некит В.А., Шувет Б.М., Д. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 38–43. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-38-43

Ogarkov N.N., Platov S.I., Shemetova E.S., Nekit V.A., Chouvet B.M., D. Study of the effect of the core roughness parameters on adhesion performance in a copper-clad steel wire drawing operation. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 38–43. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-38-43

ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.762

DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-44-52

ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МЕТОД
УПРОЧНЕНИЯ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИБерtrand Ф.¹, Мовчан И.¹, Самодурова М.Н.², Джигун Н.С.²¹ Национальная Инженерная Школа в Сент-Етьенне, Франция² Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

Аннотация. В работе рассмотрены основные методы упрочнения поверхности инструмента, а именно штамповой оснастки и валков прокатных станов. Среди различных физических методов именно лазерная наплавка привлекает особое внимание ввиду ряда преимуществ, присущих этой современной технологии. В частности, лазерная наплавка является высокопроизводительным процессом (до 150 см³/ч нанесенного покрытия), в то же время универсальным процессом с точки зрения толщины получаемого покрытия (0,1-1,0 мм) и возможности использования различных материалов, например, сложных сплавов на основе железа, кобальта, никеля и т.д. Данная технология позволяет получать многокомпонентные покрытия, обладающие расширенной функциональностью, например износ-, термо- и ударо-стойкостью. Учитывая вышеперечисленные преимущества процесса, была выдвинута гипотеза о возможности получения покрытия методом лазерной наплавки с высокими физическими свойствами. Цель работы состояла в кратком рассмотрении основных методов повышения механических свойств поверхности, а также в исследовании процесса лазерной наплавки порошка на основе кобальта с добавлением армирующей фазы в качестве прогрессивной и перспективной технологии для повышения эксплуатационных свойств оснастки. В экспериментальной части работы проанализирован процесс лазерной наплавки композитного металллокерамического покрытия. Получены покрытия, состоящие из матрицы на основе сплава кобальта и армирующей фазы карбида титана. Изучены основные физические свойства полученных покрытий. Применение жаропрочных сплавов на основе кобальта для защиты инструментов горячей штамповки является актуальным, однако промышленное применение весьма ограничено. Очевидно, что данное направление в тематике защиты инструмента является перспективным, но необходимо проведение большого количества экспериментов для оптимизации параметров работы лазерной установки и поиска оптимального состава порошковой смеси.

Ключевые слова: порошковая металлургия, штамповая оснастка, термическая обработка, химико-термическая обработка, лазерная наплавка, стеллит, карбид титана.

Введение

Уменьшение себестоимости выпускаемой продукции – стратегическая цель предприятий в современных условиях рынка. Актуальной задачей для машиностроительных предприятий является увеличение ресурса работы штамповой оснастки. Рабочие части инструмента находятся в условиях повышенного износа, высоких удельных давлений, достигающих 2000–2500 МПа, и температурных перепадов, вызванных процессом деформирования.

Износ рабочих поверхностей трения – одна из основных причин выхода из строя деталей машин. При таком виде изнашивания износостойкость увеличивают или по всему объему, или

только в поверхностном слое. В первом случае при получении более высоких характеристик прочности и твердости материала показатели пластичности снижаются. Во втором случае для повышения механических характеристик необходимо достичь параметров высокой твердости и прочности на небольшую глубину от рабочей поверхности. С точки зрения трибологии, этот путь более рациональный, т.к. нет необходимости повышать твердость по всему объему детали [1].

Целью работы является рассмотрение основных методов повышения механических свойств поверхности, а также исследование процесса лазерной наплавки композиционного материала как прогрессивной и перспективной технологии для повышения эксплуатационных свойств инструмента. Применение жаропрочных сплавов на ос-

нове кобальта для защиты инструментов горячей штамповки является актуальным, однако промышленное использование весьма ограничено.

Методы повышения ресурса работы штампов можно классифицировать на 5 групп: конструкторские, металловедческие, технологические, эксплуатационные и смешанные. Наиболее значимыми для повышения стойкости штампов являются методы из металловедческой группы, т.е. выбор новых материалов и обработка поверхности штампов [2].

Рассмотрим основные методы повышения стойкости штампов. Цементация (науглероживание) – древнейший процесс химико-термической обработки. Суть процесса заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагревании в определенной среде – карбюризаторе и последующая термическая обработка. Такая сталь обладает высокой износостойкостью и контактной прочностью, которая достигает 2000 МПа. Все основные способы цементации имеют один большой недостаток – длительность процесса и применение сложного оборудования [3, 4].

Другой метод химико-термической обработки – упрочнение поверхности способом борирования, что приводит к повышению твердости (до 1800 HV), износостойкости, коррозионной стойкости, окислостойкости и теплостойкости при толщине слоя 100–200 мкм. Однако бориды хрупки, склонны к сколам и растрескиванию. Высокая хрупкость боридного слоя отрицательно сказывается на эксплуатационных характеристиках изделий при контактном износе. При этом борирование повышает износостойкость по сравнению с закаленной и низкоотпущенной сталью [3, 4]. Результаты исследований показывают, что штамповую оснастку можно изготовить из углеродистой стали с использованием борирования поверхности [5].

Известен способ упрочнения поверхности горячепрессового инструмента азотированием. Сталь приобретает высокие характеристики твердости на поверхности, сопротивляемость износу, коррозионную стойкость. Свойства азотированного слоя зависят от химического состава стали, от режимов азотирования, температуры и длительности процесса. Твердость азотированной оснастки достигает 450–1000 HV при глубине слоя 0,15–0,55 мм [6]. Однако процесс длительный, требующий сложного оборудования. Он предусматривает несколько

операций: предварительная термическая обработка, механическая обработка, защита участков, не подлежащих азотированию, непосредственное азотирование, доводка изделия [4].

Отдельно выделим процесс нитроцементации. Другое название – карбонитрация, при котором происходит диффузионное насыщение поверхностного слоя и углеродом, и азотом в газовой среде. Сущность метода заключается в том, что детали машин подвергают нагреву в расплаве солей при температурах 540–600°C с выдержками 1–6 ч в зависимости от требуемой толщины упрочненного слоя. Основное назначение метода – повышение твердости и износостойкости стальных деталей. Толщина слоя составляет обычно 200–800 мкм. Нитроцементации обычно подвергают детали сложной конфигурации, склонные к короблению [4, 3].

Для ремонта и упрочнения штамповой оснастки также применяют электроэрозионный метод. К достоинствам метода относятся: высокая адгезия, возможность локальной обработки поверхности крупногабаритных изделий, относительная простота процесса, отсутствие жестких требований к подготовке поверхности [7]. В результате химических реакций на поверхности образуются износостойкий слой с высокой твердостью, достигающий 1400 HV. Под этим слоем находится переходной слой с переменной концентрацией легирующих примесей, карбидов и нитридов. Из-за наличия переходного слоя в структуре возможно многослойное упрочнение с образованием разнолегируемых слоев [8]. Область применения электроискрового метода: восстановление изношенных поверхностей штампов и деталей машин; нанесение износостойких, жаропрочных и жаростойких покрытий на поверхности деталей машин. Основными недостатками данного метода является низкая производительность, высокий уровень энергопотребления и ограниченная толщина наносимого слоя (0,1–0,3 мм) [9].

Лазерная закалка находит применение в промышленности для поверхностного упрочнения и повышения износостойкости прокатных валков и штампов. Для закалки применяются CO₂ лазеры, Nd:YAG лазеры, волоконные и диодные лазеры. Высокая плотность мощности излучения обеспечивает чрезвычайно быстрый нагрев поверхностного слоя со скоростями до 10⁵–10⁶ град/с с малой продолжительностью воздействия. Охлаждение

происходит путем отвода тепла в глубинные слои теплопроводностью. Нагрев может выполняться без оплавления или с оплавлением поверхности изделия. Прочность после обработки соответствует верхнему пределу мартенситного превращения, глубина проникновения составляет от 0,1 до 0,2 мм при твердости с 35 до 68. Данный метод значительно повышает твердость поверхностного слоя с сохранением вязкой сердцевины. Основные преимущества процесса: возможность локальной обработки с очень высокой точностью; автоматизация процесса; высокая скорость обработки; отсутствие необходимости в последующей обработке; энергоэффективность процесса; отсутствие оборудования для охлаждения при закалке [10, 11].

К самым прогрессивным методам обработки металлических поверхностей относится метод лазерной наплавки. Лазерная наплавка осуществляется следующим образом. На поверхность детали с помощью сопла и газа носителя направляется поток порошкового материала. Излучение инфракрасного лазера, сфокусированное в пятно с высокой плотностью мощности, плавит порошок и поверхностный слой металлической детали. Лазерная головка, конструктивно объединяющая оптические элементы лазера и сопло (обычно от 4 до 6 для равномерной подачи порошка), перемещается по поверхности детали и создает на ней ленточное покрытие (кордон) шириной 0,5–5 мм и толщиной от 100 мкм до 1 мм за один проход [12]. Физико-химические свойства наплавленного слоя определяются, прежде всего, выбором порошкового материала. Качество же покрытия – однородность, плотность, контакт с поверхностью детали – зависят от целого ряда технологических параметров, как-то плотность мощности в лазерном пятне, массовый расход порошка в струе, скорость сканирования по поверхности. Лазерная наплавка позволяет создавать целый спектр функциональных покрытий, устойчивых к износу, коррозии, окислению при высоких температурах и т.д. [13, 14].

Этот процесс наиболее часто применяется для ремонта и восстановления дорогостоящих деталей, в том числе и компонентов газотурбинных двигателей, а также при создании изделий с уникальными свойствами для оборонно-промышленного комплекса. Интеграция системы автоматизированного проектирования (CAD) позволяет программировать движение лазерной головки, что позволяет наносить покрытия на геометрически сложные криволинейные поверхности [15].

Процесс лазерной наплавки имеет ряд преимуществ перед другими методами. Высокая плотность энергии в пятне нагрева дает возможность наносить покрытия при высоких скоростях перемещения лазера и значительных количествах подаваемого порошка [16], т.е. повышать эффективность процесса наплавки. Оптимизация технологических параметров позволяет минимизировать зону перемешивания материала покрытия с подложкой и зону термического влияния, таким образом контролировать микроструктуру и функциональные свойства покрытия [17, 18].

Экспериментальная часть

Основной идеей данного исследования было изучение возможности наплавки композитного покрытия, состоящего из твердой металлической матрицы, усиленной армирующей керамической фазой, распределенной во всем объеме покрытия.

При проведении экспериментов использовались коммерческие порошки Stellite®6 и карбид титана TiC, которые в пропорции 70/30% по объему (80/20% масс.) перемешивались в механическом устройстве до получения однородной порошковой массы.

Метод производства порошка Stellite®6 – газовое распыление. Частицы порошка Stellite®6 имеют форму, близкую к сферической или эллиптической (рис. 1). Размер частиц порошка составляет от $d_{10}=75$ мкм до $d_{90}=130$ мкм, средний диаметр $d_{50}=110$ мкм.

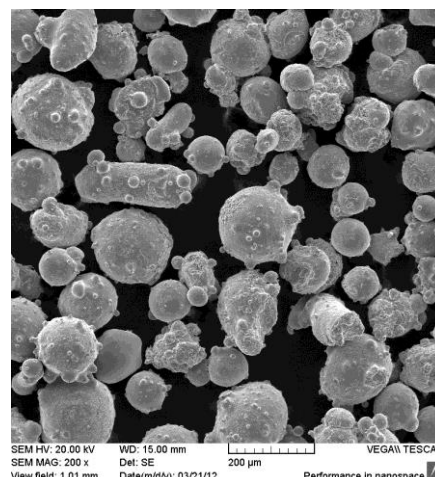


Рис. 1. Типичная форма частиц порошка Stellite®6

Карбид титана получают путем реактивного синтеза титана и избыточного количества графита, затем следует дробление и измельчение. Частицы имеют угловатую нерегулярную форму (рис. 2) с размерами $d_{10}=30$ мкм, $d_{90}=97$ мкм,

средний диаметр $d_{50} = 70$ мкм. Максимальный размер частиц карбида титана достигал 250 мкм.

Эксперименты проводились в лабораторных условиях на промышленной машине лазерной наплавки, оснащенной CO_2 -лазером с максимальной мощностью 5 кВт. Покрyтия наносились на плоские стальные подложки (сталь 45) размером $5 \times 50 \times 15$ мм.

Было проведено несколько серий экспериментов. На начальной стадии было обнаружено, что крупные частицы карбида титана в металлической матрице стеллита приводят к образованию покрытия с сильно неоднородным распределением керамической фазы (рис. 3).

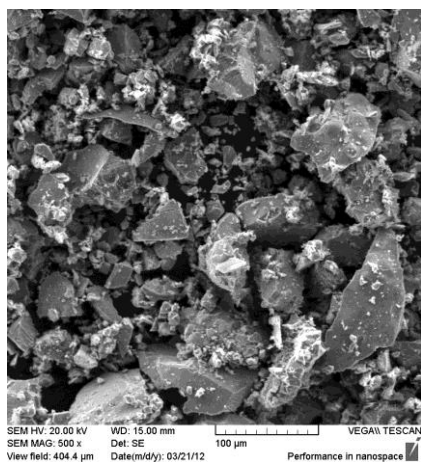


Рис. 2. Типичная форма частиц порошка TiC

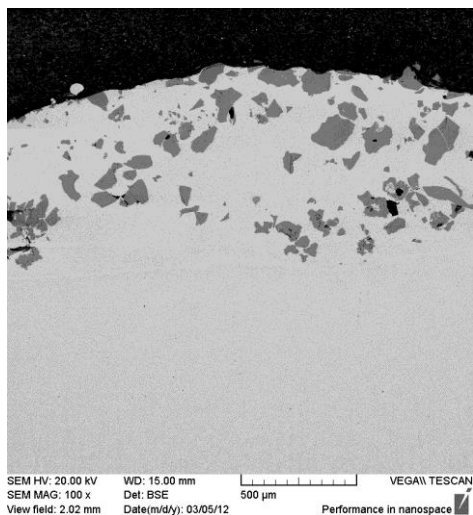


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения кордона Stellite®6+TiC.
Мощность лазера 4,5 кВт,
скорость перемещения пятна 0,45 м/мин

На следующем этапе для повышения степени расплавления карбидов и улучшения однородности покрытия порошок карбида титана

был дополнительно просеян и фракция крупнее 150 мкм удалена.

Вместе с тем для получения расплавленных частиц карбида титана в матрице было решено использовать максимальную мощность лазера, а также уменьшить размер лазерного пятна и тем самым увеличить плотность мощности. Типичная микроструктура кордона представлена ниже (рис. 4).

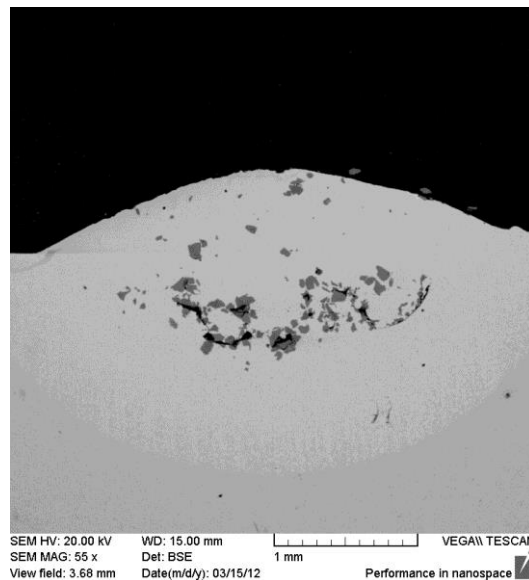


Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения кордона Stellite®6+TiC.

Мощность лазера 5,0 кВт, скорость перемещения пятна 0,4 м/мин, меньшая площадь пятна

Видно, что структура наплава остается сильно неоднородной, присутствует значительное количество крупных, по-прежнему не переплавленных частиц TiC. На однородность наплава влияет скорость охлаждения при кристаллизации. В связи с высокой скоростью охлаждения, характерной для лазерной наплавки, перераспределение элементов керамической фазы в расплаве не успевает произойти, происходит сегрегация примесей, в результате чего образуются структуры TiC различных типов.

Видно также, что увеличение мощности привело к значительному увеличению зоны расплава на поверхности подложки. Химический анализ показал высокое содержание железа (26–65%) в матрице покрытия, что говорит об интенсивном перемешивании материала подложки и расплавленного порошка стеллита.

Кроме того, вблизи крупных частиц или агломератов карбида титана заметна значительная пористость. Это связано с большими различиями

в тепловых свойствах TiC и кобальтовой матрицы. Карбид титана обладает низкой теплопроводностью (при 1000°C коэффициент теплопроводности $7,5 \text{ Вт/м}\cdot\text{K}^{-1}$), таким образом, чтобы расплавить частицы карбида титана требуется большая мощность. Отсюда следует, что градиент температуры в непосредственной близости от частиц TiC может быть намного выше, чем в зонах, удаленных от крупных частиц TiC.

Для третьей серии экспериментов порошок карбида титана был еще раз просеян, чтобы оставить частицы, не превышающие 100 мкм.

Мощность лазера осталась максимальной – 5 кВт, скорость перемещения лазерного луча варьировалась от 0,3 до 0,5 м/с, а массовая подача порошка – от 0,03 до 0,12 г/мм².

В данном эксперименте было изготовлено 9 образцов при различных технологических параметрах и достигнута цель в получении однородного распределения керамической фазы в металлической матрице, отсутствия трещин и пористости и хорошего металлургического контакта между подложкой и наплавом.

На **рис. 5** показана структура кордонов, полученных методом лазерной наплавки.

Образцы имеют монолитный профиль, без трещин и пор. В каждом образце просматриваются три зоны: композиционный наплав Stellite® 6+ TiC, зона перемешивания, зона термического эффекта.

Все образцы демонстрируют достаточно обширную зону перемешивания материала подложки и порошка. Расчетные значения зо-

ны перемешивания находятся в диапазоне 35–70%, что связано с накоплением тепла в подложке во время действия лазерного излучения. На **рис. 6** показаны отношения между перемешиванием и параметрами лазерной наплавки. Этот эффект нежелательный, поскольку в материале покрытия появляется большое количество железа.

Результаты анализа химического состава покрытия, проведенного на электронном сканирующем микроскопе, указывают на высокий процент железа (30–70%) в матрице покрытия. Эти результаты находятся в согласии с данными расчета перемешивания. Следует отметить, что процентное содержание железа в покрытии уменьшается с увеличением скорости подачи порошка при постоянной мощности лазерного излучения и скорости перемещения лазерного пятна, в то время как доля других элементов (Ti, Co, Cr, W и др.) растет с увеличением скорости подачи порошка.

На **рис. 7** показаны поперечные сечения образцов. Очевидно, что существует отличная металлургическая связь между покрытием и подложкой, а сам интерфейс характеризуется регулярностью. Наблюдается четкая граница между подложкой и покрытием, это обусловлено ростом зерна в нижней части расплавленного материала [19]. С увеличением расстояния от основания покрытия скорость затвердевания расплава растет, вследствие чего градиент температуры резко сокращается, что, в свою очередь, приводит к изменению микроструктуры.

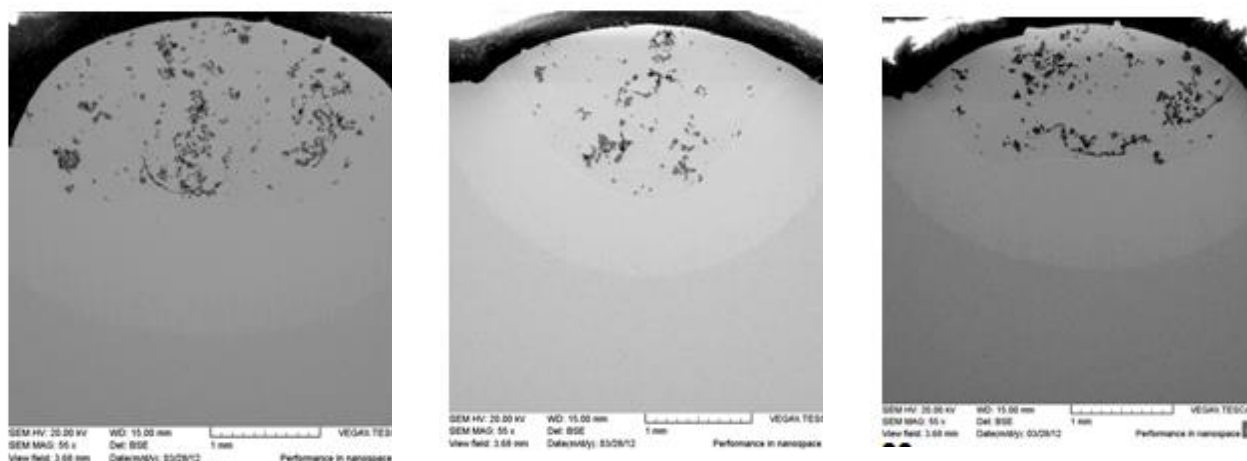


Рис. 5. Поперечные сечения образцов Stellite® 6 + TiC, полученные на электронном сканирующем микроскопе

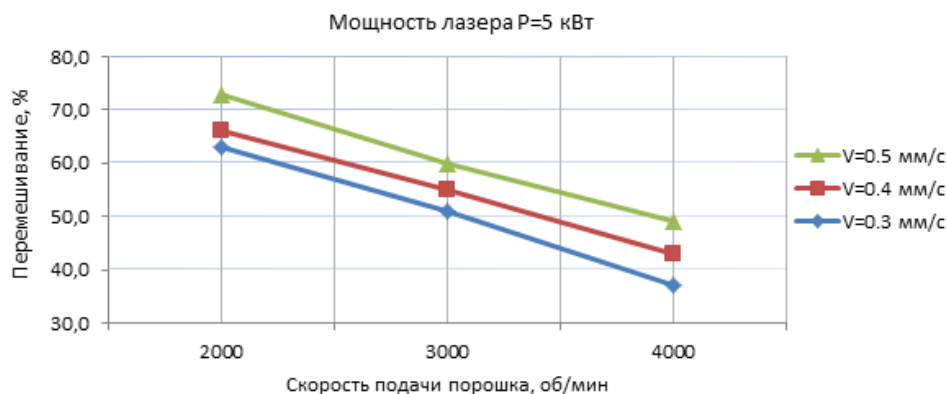


Рис. 6. Отношения между перемешиванием и параметрами лазерной наплавки

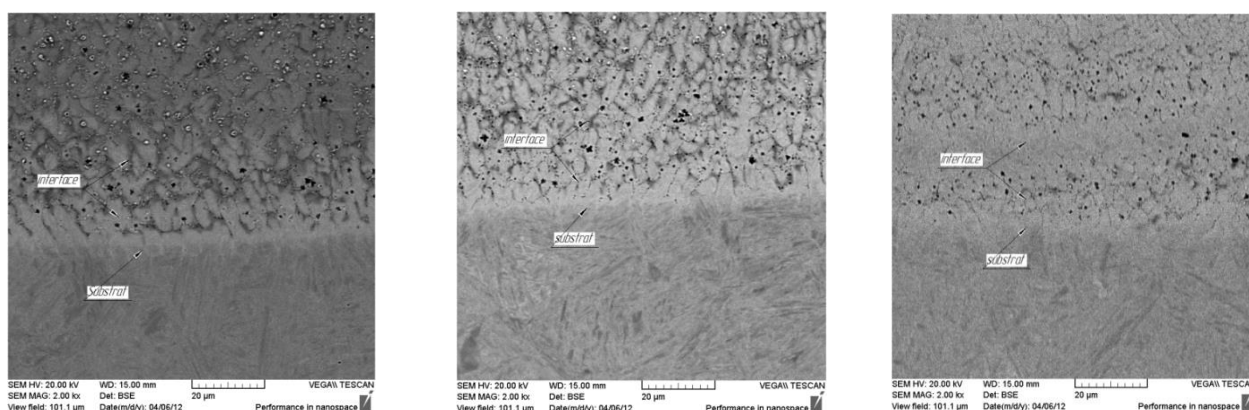


Рис. 7. Интерфейс между подложкой и покрытием кордонов Stellite® 6 + TiC.

Покрyтия наплавлены при постоянной мощности лазера 5 кВт, постоянной массовой подаче порошка и различных скоростях перемещения пятна: 3, 4 и 5 м/с

В структуре частиц TiC можно различить две фазы (рис. 8): первичные частично-расплавленные крупные частицы и вторичный карбид титана (TiCsec).

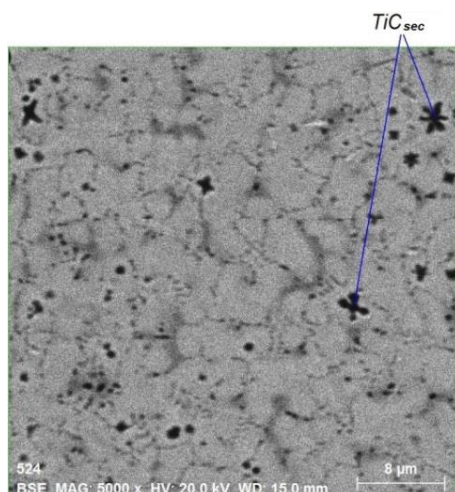


Рис. 8. Типичная микроструктура образцов

Анализ в электронном сканирующем микроскопе подтвердил гипотезу формирования вто-

ричных карбидов (рис. 9). Концентрация титана увеличивается в области первичного карбида титана (нерасплавленных частиц) и в зоне эвтектических колоний.

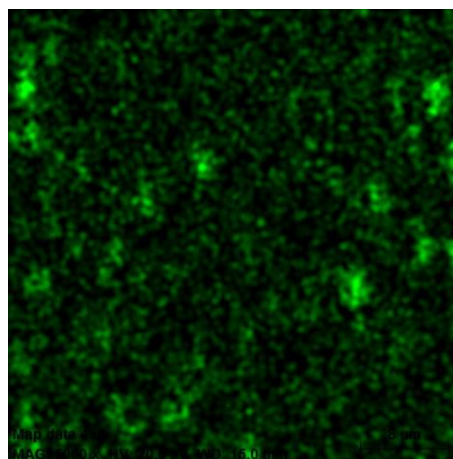
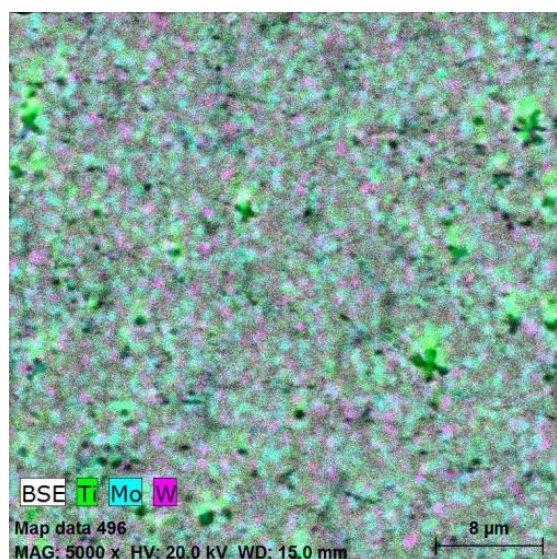


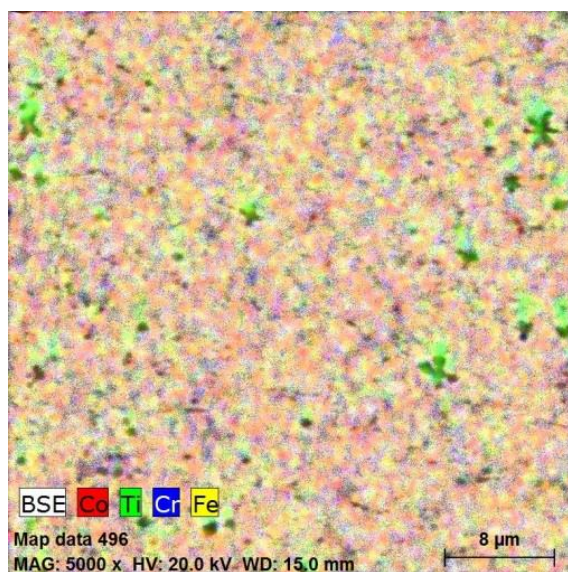
Рис. 9. Распределение Ti в структуре образцов

На рис. 10, а показана большая концентрация вольфрама и молибдена вокруг карбида титана. Предположительно это образование сложных

карбидов. Распределение других элементов в сплаве регулярно, за исключением хрома. **Рис. 10, б** демонстрирует повышенную концентрацию хрома по периферии образования карбидов.



а



б

Рис. 10. Распределение элементов в структуре образцов:
а – Ti, Mo, W; б – Co, Ti, Cr, Fe

Твердость полученных образцов была измерена от поверхности покрытия к подложке. Результаты показывают значительный разброс по твердости, от 800 до 600 HV. Следует отметить, что твердость зависит от структуры покрытия, чем более равномерное покрытие, тем меньше расхождение значений твердости.

Образование пересыщенного твердого рас-

твора TiC и α -железа с сильным искажением кристаллической решетки значительно повышает твердость. Это наблюдалось в образцах высоким содержанием железа, около 70%. Их твердость порядка 800HV_{0,2}, это значение намного выше, чем твердость остальных образцов.

Тем не менее высокие значения перемешивания оказывают негативное влияние на механические свойства матрицы Stellite®6. Таким образом, возникает необходимость контролировать промежуточный слой между подложкой и покрытием для того, чтобы ограничить содержание железа, даже в небольших количествах.

Выводы и перспективы

В данной работе были кратко представлены основные металлургические методы [2] повышения ресурса работы штамповой оснастки и проведено параметрическое исследование процесса лазерной наплавки покрытия из порошка Stellite®6 с добавлением армирующей фазы карбида титана TiC.

Процесс лазерной наплавки характеризуется чрезвычайно высокой скоростью охлаждения. Это оказывает существенное влияние на микроструктуру и свойства наплавленного покрытия.

Была проведена модификация порошковой смеси и параметрическое исследование технологических параметров лазерной установки для получения качественного покрытия. Отметим хорошую адгезию между покрытием и подложкой, однако, химический анализ показал высокое содержание железа в покрытии, вследствие высокой степени перемешивания материалов покрытия и подложки. Во всех образцах мы можем наблюдать различные по размеру агломерации карбида титана в структуре покрытия. Полученные образцы имеют различную твердость, т.к. она существенно зависит от процентного содержания железа в покрытии, поэтому образцы, имеющие высокую степень перемешивания с материалом подложки, показали более высокие результаты по микротвердости.

Перспективным шагом на следующем этапе этой работы будет оптимизация порошковой смеси. Необходимо применять TiC с более узким распределением частиц по размерам, а также провести оптимизацию параметров наплавки с целью уменьшения степени перемешивания с подложкой и получения покрытия с вторичными карбидами титана, равномерно распределенными в матрице покрытия.

Список литературы

1. Обработка металлов давлением в машиностроении / Полухин П.И., Тюрин В.А., Давидков П.И., Витанов Д.Н. М.: Машиностроение, 1983. 279 с.
2. Иванов В.И., Бурумкулов Ф.Х. Упрочнение и увеличение ресурса объектов электроискровым методом: классификация, особенности технологии // Электронная обработка материалов. 2010. №5. С. 27–36.
3. Блантер М.Е. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1984. 328 с.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Машиностроение, 1983. 359 с.
5. Упрочнение поверхности штамповой оснастки из доэвтектоидных сталей / Лыгденов Б.Д., Лыгденов Б.Д., Бутуханов В.А., Мэй Шунчи, Цыреторов Б.Ш. // Современные наукоемкие технологии. 2014. №4. С. 76–79.
6. Евдокимов В.Д., Клименко Л.П., Евдокимова А.Н. Технология упрочнения машиностроительных материалов: учеб. пособие-справочник. Одесса: НГГУ им. Петра Могилы, 2005. 352 с.
7. Кудряшов А.Е., Левашов Е.А. О применении технологии электроискрового легирования и СВЧ-электродных материалов для повышения стойкости штамповой оснастки // Международный технологический форум «Инновации. Технологии. Производство». Рыбинск, 2015, Т. 2.
8. Ольховацкий А.К. Электрофизические и электрохимические методы размерной обработки при восстановлении деталей машин. Челябинск: ВНИИТУВИД-ЧГАУ, 1996. 40 с.
9. Федулов А. П., Миронов В. М. Исследование возможности использования электроэрозийных методов для ремонта и упрочнения штамповой оснастки // Молодой ученый. 2015. Т. 12. №1. С. 86–88.
10. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. 494 с.
11. Лазерные технологии повышения стойкости прокатных валков / Гаврилов Г.Н., Костромин С.В., Калинин А.Б., Пейганович В.Н., Ермаков Д.Ю. // Современные проблемы науки и образования. 2013. №4.
12. Ready John F. Industrial Applications of Lasers. San Diego: Academic Press, 1997. Vol. 2. 599 p.
13. Ion J.C. Laser processing of engineering materials: Principles, procedure and industrial application. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 576 p.
14. Thivillon L., Pervushin D., Bertrand Ph., Smurov I. Industrial technology of laser assisted direct metal deposition // International Thermal Spraying Conference (ITSC-2008), Maastricht, June 2-4, 2008.
15. Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. Laser cladding. Boca Raton: CRS Pres, 2005. 280 p.
16. Frolov V.A., Peshkov V.V., Kolomensky A.B., Kazakov V.A. Welding: Introduction. Moscow: Internet Engineering, 2008. 382 p.
17. Grigoriant A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. Technological processes of laser processing. M.: BMSTU, 2006. 664 p.
18. Thivillon L., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components. Journal of Nuclear Materials, 2, 2009, vol. 385, pp. 236–241.
19. Ion John C. Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application. 2005, ELSEVIER, pp. 300–301.
20. www.stellite.com.

Материал поступил в редакцию 25.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-44-52

LASER CLADDING AS A PERSPECTIVE SURFACE HARDENING TECHNIQUE FOR DIE TOOLING

Philippe Bertrand – Ph.D., Professor, National Engineering School of Saint Etienne. Director of Education and Innovations, Director of Studies in Additive Technologies and Surface Engineering, France. E-mail: philippe.bertrand@enise.fr.

Igor Movchan – Ph.D. (Physics and Mathematics), responsible for research projects at the National Engineering School of Saint Etienne, France. E-mail: igor.movtchan@enise.fr.

Samodurova Marina Nikolaevna – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: mar-samodur@ya.ru.

Dzhigun Nikolay Sergeevich – Postgraduate Student, South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: tusove@gmail.com.

Abstract. The present study looks at the main surface hardening techniques used for die tooling and mill rolls. Among various physical techniques, laser-assisted coating deposition (or laser cladding) is worth special attention due to its multiple advantages. Laser cladding offers a high efficiency (up to 150cm³/h of the deposit) and versatility in terms of coating thickness (0.1–1.0 mm) and applicable materials (Fe-based, Co-based, Ni-based alloys etc.). Moreover, laser cladding offers the possibility to produce multi-material coatings with enhanced properties such as wear-, heat- and shock-resistance. Considering the afore-

mentioned advantages, a hypothesis was suggested regarding the possibility of obtaining coatings with advanced, physical properties through laser cladding. The purpose of the study is to provide an overview of the key techniques behind enhancing the surface mechanical properties and to study the process of laser cladding with cobalt-based powder containing a reinforcing phase as a perspective technique for enhanced die tool performance. The experimental section of the study is concerned with the laser cladding process used for the production of metal-ceramic composite coatings. Coatings were obtained which consist

of a matrix built with a cobalt alloy and a titanium carbide reinforcing phase. Key physical properties of such coatings were studied. Although the application of heat-resistant cobalt-based alloys for die tool protection is of high relevance, its industrial application is rather limited. It is obvious that such die tool protection techniques will be in high demand in the future. However, a large-scale experiment is necessary to optimize the laser cladding process and to identify the proper composition of the powder mixture.

Keywords: Powder metallurgy, die tooling, thermal treatment, chemical thermal treatment, laser cladding, stellite, titanium carbide.

References

1. Polukhin P.I., Tyurin V.A., Davidkov P.I., Vitanov D.N. *Obrabotka metallov davleniem v mashinostroenii* [Metal forming in the engineering industry]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 279 p.
2. Ivanov V.I., Burumkulov F.Kh. Strengthening and extending the life of objects with the help of the spark erosion technique: Classification and Features. *Elektronnaya obrabotka materialov* [Electronic materials processing]. 2010, 5, pp. 27-36.
3. Blanter M.E. *Teoriya termicheskoy obrabotki* [Theory of heat treatment]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 328 p.
4. Lakhtin Iu.M. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metallurgy and heat treatment of metals]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 359 p.
5. Lygdenov B.D., Lygdenov B.D., Butukhanov V.A., Mey Shunchi, Tsyretorov B.Sh. Surface strengthening of hypoeutectoid steel die tooling. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii* [Modern high-tech technologies]. 2014, vol. 4, pp. 76-79.
6. Evdokimov V.D., Klimenko L.P., Evdokimova A.N. *Tekhnologiya uprochneniya mashinostroitel'nykh materialov: Uchebnoe posobie-spravochnik* [Engineering materials strengthening technique: Manual]. Odessa: NGGU im. Petra Mogily, 2005, 352 p.
7. Kudryashov A.E., Levashov E.A. On the application of electrospray doping and SHS electrodes for better die tool durability. *Mezhdunarodnyy tekhnologicheskii forum «Innovatsii. Tekhnologii. Proizvodstvo»* [International Technology Forum on Innovations, Technologies & Manufacturing]. Rybinsk, 2015, vol. 2.
8. Ol'khovatskii A.K. *Elektrofizicheskie i elektrokhimicheskie metody razmernoy obrabotki pri vosstanovlenii detaley mashin* [Electrophysical and electrochemical sizing techniques in parts rebuilding]. Chelyabinsk: VNIITUVID-ChGAU, 1996, 40 p.
9. Fedulov A. P., Mironov V. M. A study in the application of electrical discharge machining techniques in rebuilding and strengthening of die tooling. *Molodoy uchenyy* [Young scientist]. 2015, vol. 12, 1, pp. 86-88.
10. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Basics of the heat treatment of steel]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1999, 494 p.
11. Gavrilo G.N., Kostromin S.V., Kalinin A.B., Peyganovich V.N., Ermakov D.Iu. Laser technology for better durability of mill rolls. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya* [Current issues of modern science and education], 2013, 4.
12. Ready John F. *Industrial Applications of Lasers*. San Diego: Academic Press, 1997, vol. 2, 599 p.
13. Ion J.C. *Laser processing of engineering materials: Principles, procedure and industrial application*. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005, 576 p.
14. Thivillon L., Bertrand Ph., Smurov I. Industrial technology of laser assisted direct metal deposition, International Thermal Spraying Conference (ITSC-2008), Maastricht, June 2-4, 2008.
15. Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. *Laser cladding*. Boca Raton: CRS Pres, 2005, 280 p.
16. Frolov V.A., Peshkov V.V., Kolomensky A.B., Kazakov V.A. *Welding: Introduction*. Moscow: Internet Engineering, 2008, 382 p.
17. Grigoriant A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Technological processes of laser processing*. M.: BMSTU, 2006, 664 p.
18. Thivillon L., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components. *Journal of Nuclear Materials*, 2, 2009, vol. 385, pp. 236-241.
19. Ion John C. *Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application*. 2005, ELSEVIER, pp. 300-301.
20. www.stellite.com

Лазерная наплавка как перспективный метод упрочнения штамповой оснастки / Берtrand Ф., Мовчан И., Самодурова М.Н., Джигун Н.С. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 44–52. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-44-52

Bertrand Ph., Movchan I., Samodurova M.N., Dzhigun N.S. Laser cladding as a perspective surface hardening technique for die tooling. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 44–52. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-44-52

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ХРОМА, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВАЛКОВ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Гадалов В.Н.¹, Щеренкова И.С.², Ворначева И.В.¹, Журавлев Г.М.³, Абакумов А.В.¹

¹ Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия

² Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия

³ Тульский государственный университет, Тула, Россия

Аннотация. Предоставленные литературные сведения по влиянию повышенных скоростей нагрева и охлаждения на эксплуатационные свойства серых чугунов с электролитическими покрытиями ограничены и неоднозначны в их интерпретации, в связи с этим вопрос об установлении закономерностей структурообразования, изучения факторов состава и влияния этих факторов на изменение свойств материала, служащего объектом исследования, является востребованным как в научном, так и практическом плане.

Объектами служили композиционные электрохимические покрытия (КЭП) на основе хрома и зона взаимодействия (ПИС) с основой – подложкой. КЭП наносились в самолегирующемся электролите сульфатного типа (CrO_3 – 250 г/л, SrSO_4 – 6 г/л) при температуре 60°C, плотности тока 50 А/Дм² для обеспечения формирования твердого износостойкого осадка хрома. В зависимости от времени электролиза 60–180 мин были сформированы КЭП различной толщины, от 15 до 130 мкм.

Для получения плазменно-диффузионных покрытий в качестве подложки использовался серый чугун марки СЧ-20 и двухслойный валковый чугун с рабочим слоем из ЛПХд-70. На отливку электролитическим способом при температуре 60°C и плотности тока 50 А/Дм² наносился хром толщиной 100 и 300 мкм, который подвергался плазменной обработке по следующему режиму: плотность тока 7–8 МА/м², расход плазмообразующего аргона 5–6 л/мин, удельная мощность плазмотрона 240–250 МВт/м², диаметр сопла плазмотрона 8 мм, линейная скорость передвижения плазмотрона составляла 70 м/с. Упрочненные слои образовывались без принудительного охлаждения, только за счет теплоотвода в металле. Данный режим был выбран для обеспечения расплавления поверхности чугуна.

Повышение физикомеханических электролитического хрома возможно за счет его термической обработки (ТО). ТО может осуществляться различными способами, в частности плазменной обработкой, в условиях повышенных скоростей нагрева и охлаждения. При этом повышается адгезионная прочность покрытий и поверхностный измененный слой (ПИС) приобретает высокую износостойкость вследствие образования твердых мелкодисперсных карбидов хрома.

Ключевые слова: диффузионное покрытие, износостойкость, плазменная обработка, двухслойные валки, твердый раствор.

Введение

Литературные сведения по влиянию повышенных скоростей нагрева и охлаждения на эксплуатационные свойства серых чугунов с электролитическими покрытиями ограничены и неоднозначны в их интерпретации, поэтому определение закономерностей структурообразования, исследование компонентов состава и действия их на изменение свойств материала актуально как в научном, так и практическом плане.

Объектами служили композиционные электрохимические покрытия (КЭП) на основе хрома и зона взаимодействия (ПИС) с основой – подложкой. КЭП наносились в самолегирующемся электролите типа (CrO_3 – 250 г/л, SrSO_4 – 6 г/л) при температуре 60°C, плотности тока 50 А/Дм² для обеспечения формирования твердого износостойкого осадка хрома. Были получены КЭП с различными толщинами 15–130 мкм, зависящими от времени электролиза 60–180 мин.

Для получения плазменно-диффузионных покрытий в качестве подложки использовали серый чугун марки СЧ-20 и двухслойный валковый чугун с рабочим слоем из ЛПХд-70. На от-

ливку электролитическим способом при температуре 60°C и плотности тока 50 А/Дм² наносили хром толщиной 100 и 300 мкм, который подвергали плазменной обработке при следующих режимах: плотность тока 7–8 МА/м², расход аргона, образующего плазму 5–6 л/мин, при удельной мощности плазмотрона 240–250 МВт/м², диаметре сопла 8 мм, линейной скорости передвижения плазмотрона 70 м/с. Упрочненные слои образовывались только за счет теплоотвода в металле без принудительного охлаждения. Такие параметры обеспечивают расплавление поверхности чугуна.

Исследование микроструктуры комплексных электрохимических покрытий и плазменных покрытий производили на оптическом микроскопе МИМ-8, автоматическом анализаторе структуры ЕРИQUANT при увеличении 100–1000 раз и на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-200 при ускоряющем напряжении 150 кВ и рабочем увеличении от 2000 до 26000. Фазовый и химический состав порошков и плазменно-диффузионных покрытий изучали на дифрактометре «ДРОН-4» и растровом электронном микроскопе LEO EVO-50XVP. Изучение структуры и измерение микротвердости покрытий и контактирующих с ними зон материала основы производили на поверхности и поперечных шлифах.

Измерение микротвердости покрытий проводили по стандартной методике на микротвердомере «ПМТ-3» с нагрузкой 0,98Н (100 г) на поперечных шлифах с интервалом 100 мкм между отпечатками.

Испытания на износостойкость осуществляли на установках «Шлиф – 2» и «СМЦ – 2». На модернизированной установке «Шлиф – 2» определяли устойчивость покрытий к абразивному износу. Контртелом являлся круг из электрокорунда 14 А на вулканитовой основе. Истирание образца происходило по боковой поверхности круга. Образцы испытывали под нагрузкой 7 Н со скоростью перемещения образца 5,5 м/с при трении без смазки.

На машине трения «СМЦ – 2» проводили испытания на износостойкость при трении качении без смазки с проскальзыванием 10% по схеме «диск по диску». Образцы подвергали нагрузке 1 Н/мм с частотой вращения 300 об/мин в течение 35 мин. Закаленный цилиндр диаметром 50 мм из среднеуглеродистой стали 40Х с твердостью 52–54 HRC, использовали как контртело. Определение износостойкости проводилось по

величине потери массы за пройденное расстояние. Измерение массы осуществлялось на аналитических весах АДВ-200М с точностью 0,1 мг.

Материалы и методы исследований

В настоящей работе представлены исследования по влиянию термической обработки на структурообразование и физико-механические свойства диффузионных хромовых покрытий. Комплексные хромовые электрохимические покрытия значительно увеличивают длительность эксплуатации инструментов, используемых в условиях повышенных нагрузок, но их применение ограничено температурами выше 400°C, поскольку резко снижается твердость электролитического хрома. По этой причине дальнейшие исследования посвящены поиску решений по увеличению срока эксплуатации деталей, работающих при повышенных температурах и нагрузках. Температурная обработка хромовых электролитических осадков – это разновидность диффузионного хромирования. В промышленных условиях для диффузионного хромирования применяют длительный высокотемпературный отжиг, но его использование ограничено из-за возможных коробления и поводки крупногабаритных изделий, а также маленькой толщины получаемого диффузионного слоя. Применение обработки плазмой электролитического осадка хрома позволяет создавать покрытия, имеющие высокую концентрацию хрома и большие толщины при отсутствии коробления.

Изучение возможности упрочнения серого чугуна обработкой плазмой предварительно нанесенного хромового осадка и изучение воздействия толщины электролитического хромового осадка на свойства формируемых покрытий производили на образцах из материала серый чугун марки СЧ-20 на ферритно-перлитной основе с пластинчатой формой графита. Сведения о химическом составе этой марки серого чугуна представлены в табл. 1.

Таблица 1
Сведения о химическом составе чугуна марки СЧ-20

Вид материала	Сведения о химическом составе, %					σв, МПа, не менее
	C	Si	Mn	P	S	
				не более		
Чугун СЧ-20	3,4	1,9	0,8	0,2	0,15	200

Структуру покрытий и зон материала основы, контактирующих с ними, исследовали на поперечных шлифах. Фотография структуры исходного образца представлена на **рис. 1**.



Рис. 1. Структура чугуна исходного образца (травление в 3% растворе HNO_3)

Для изучения воздействия плазменной струи на первоначальную структуру чугуна приготовленный участок подвергали плазменной обработке с оплавлением. Для предотвращения растрескивания применяли предварительный подогрев до 350°C . Проведенные после этого металлографические исследования показали, что протяженность зоны, которая подвергалась воздействию температуры, достигает около 1000 мкм. Толщина зоны, которая подверглась расплавлению, составляет 800 мкм, под ней располагается зона закалки из твердой фазы толщиной приблизительно 200 мкм. Переплавленная зона – это смесь мартенсита, ледебурита и остаточного аустенита. В зоне оплавления полностью растворены включения графита. В зоне

оплавления структура состоит из дендритов, которые ориентированы в направлении теплоотвода, зона закалки из твердой фазы – это крупные зерна имеющие мартенситную структуру, микроструктура металлической основы в обработанном чугуне особых изменений не претерпела. Микротвердость исходного образца варьируется в пределах 1,6–2,0 ГПа, микротвердость модифицированного плазмой чугуна возросла и в среднем составляла 3,5–4,0 ГПа (**рис. 2**).

Механические свойства поверхностного слоя серого чугуна при плазменной обработке улучшались с помощью создания хромовых диффузионных покрытий. На исходные образцы наносили слой твердого электролитического хрома с различными толщинами: 100 и 300 мкм, а затем образцы подвергались модифицированию струей плазмы с оплавлением поверхности по режиму приведенному ранее при предварительном подогреве. Так было изучено воздействие толщины осадка хрома на механические свойства и структуру серого чугуна при обработке плазмой, а также глубину поверхностного слоя. Эксперименты показали, что получены покрытия толщиной 3,5–4,5 мм. С увеличением толщины покрытия возрастает микротвердость и толщина диффузионного слоя. Для образцов, модифицированных хромом, при толщине слоя осадка 100 мкм, наибольшая микротвердость была 4,0–5,0 ГПа, толщина слоя покрытия – 3,5 мм; а в выборке с толщиной электролитического хромового осадка 300 мкм толщина – 4,5 мм, наибольшая микротвердость – 5,5–6,5 ГПа.

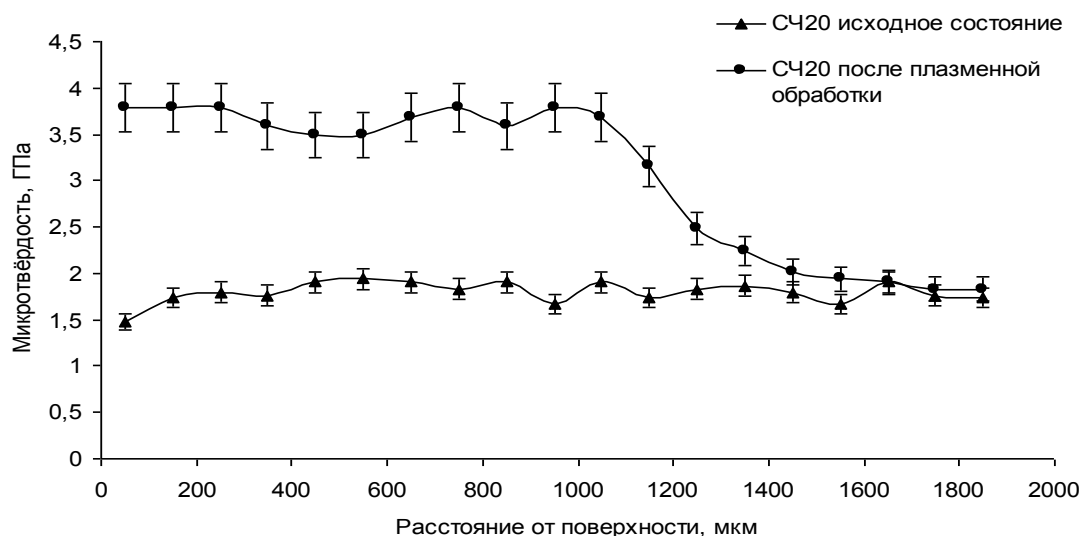


Рис. 2. Различие микротвердости чугуна по глубине слоя, модифицированного плазмой

Изучение микроструктур (рис. 3) показало, что при модифицировании плазменной струей слоя электролитического хрома толщиной 100 мкм в покрытие определяется четко выраженная структура. дендриты, направленные в сторону теплоотвода, находятся в зоне оплавления, межосное пространство является легированным ледебуритом. Переходная зона представляет собой мартенситную структуру. Покрытие, полученное обработкой 300 мкм слоя хрома, является дисперсным с большей степени, дендритная структура выражена менее. Дендриты занимают большую поверхность, а доля легированного ледебурита (межосного пространства) уменьшается. Зона закалки из твердого состояния является мелкодисперсным мартенситом, металлическая основа в обработанном чугуна осталась практически неизменной.

Установлено, что толщина зоны, не подвергшейся расплавлению, но структура которой изменилась в результате воздействия плазмы, в присутствии хрома – 3,5–4,5 мм, это соотносится с толщиной наплавки металлов. Процентное содержание диффундирующего элемента на поверхности раздела «хром – чугун» в значительной степени влияет на протекание и итог процесса диффузии. При повышении толщины наносимого покрытия увеличивается микротвердость и толщина диффузионного слоя. В выборке из 10 хромированных образцов при толщине осадка 100 мкм наибольшая микротвердость – 4,5–5,0 ГПа, толщина покрытия – 3,5 мм; а в выборке из 10 образцов с толщиной электролитического хромового осадка 300 мкм микротвердость составляет 6,0–7,0 ГПа, толщина – 4,5 мм (рис. 4).

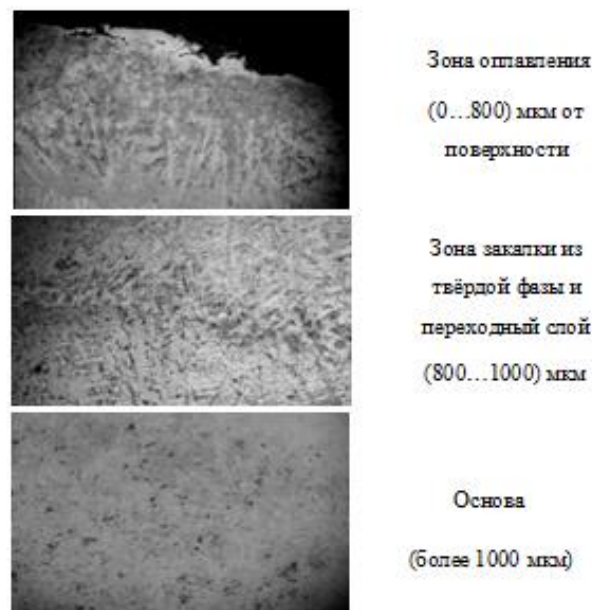


Рис. 3. Структура чугуна, обработанного плазмой, от поверхности до исходной структуры (травления в 3 % растворе HNO_3), $\times 100$

Исследование микроструктур (рис. 5) выявило, что при плазменной обработке электролитического хрома толщиной 100 мкм покрытие обладает четко выраженной структурой.

Дендриты, направленные в сторону теплоотвода, находятся в зоне оплавления, межосное пространство является структурой легированного ледебурита (см. рис. 5). Переходная зона представляет собой мартенситную структуру. Покрытие, полученной обработкой 300 мкм слоя хрома, является более дисперсным, структура дендритов выражена менее четко (рис. 6), количество межосного пространства (легированного ледебурита) сокращается, а дендриты занимают наибольшую площадь. Зона закалки из твердого состояния является мелкодисперсным ледебуритом.

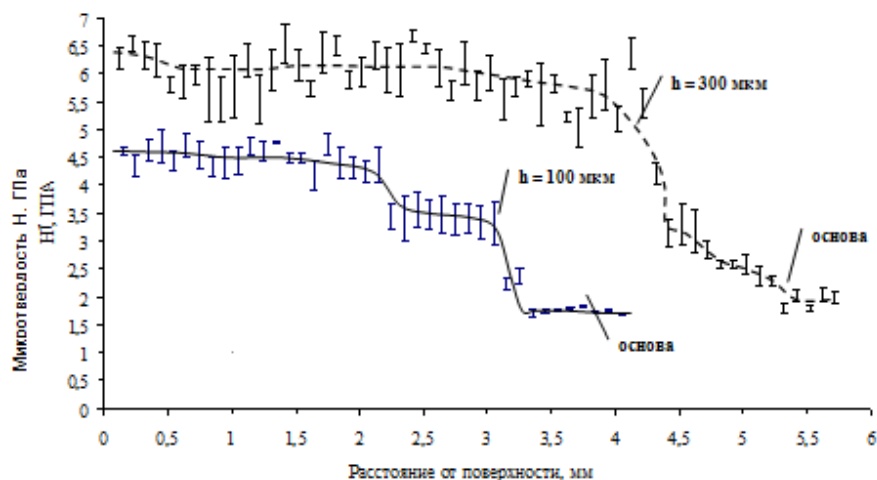


Рис. 4. Зависимости твердости от глубины хромированного слоя чугуна

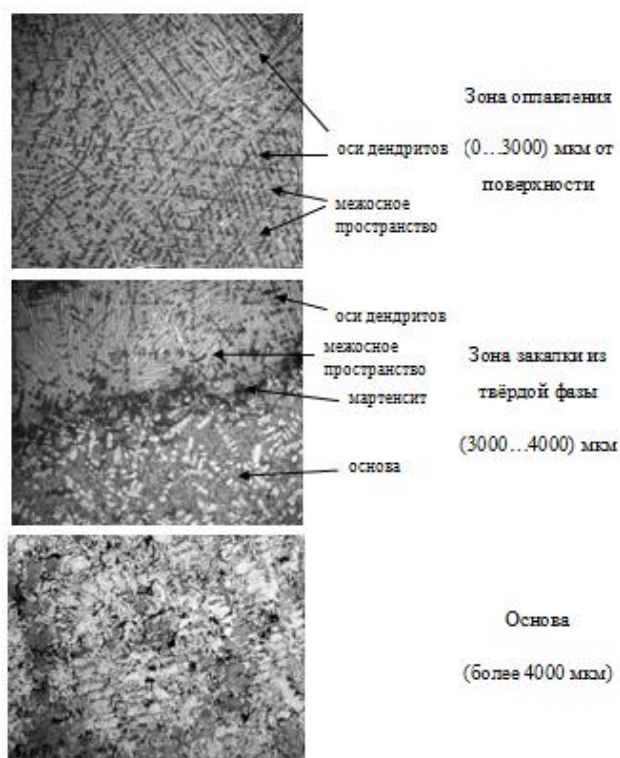


Рис. 5. Микроструктура диффузионного покрытия чугуна хромом (электролитический осадок хрома толщиной 100 мкм), $\times 200$

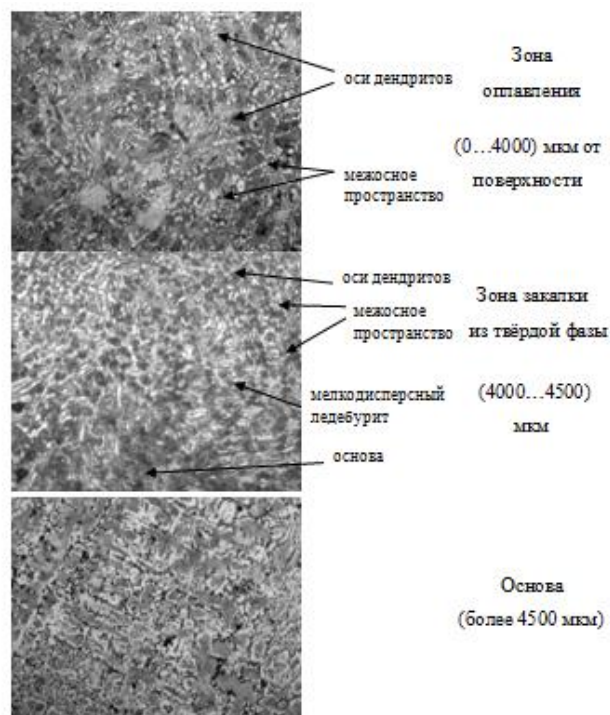


Рис. 6. Микроструктура диффузионного покрытия чугуна хромом (электролитический осадок хрома толщиной 300 мкм), $\times 200$

Определение химического состава фаз, составляющих структуры в диффузионных хро-

мовых покрытиях и распределения отдельных химических элементов по модифицированной поверхности осуществлялись на микроскопе LEO EVO-50XVP (растровый, электронный) с возможностью микроанализа химического состава. Наименьший размер анализируемого участка составлял 1 мкм. Содержание химического элемента определялось по всей толщине диффузионного покрытия хрома с шагом, равным 500 мкм. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2

Распределение химических элементов по толщине диффузионного покрытия хрома, %

Зона диффузионного покрытия	Хром	Железо	Кремний
Межосное пространство (зона оплавления)	17,9–25,3	66,9–71,6	0,9–1,1
Оси дендритов (зона оплавления)	19,3–7,0	77,4–86,4	1,1–1,9
Зона закалки из твердой фазы	10–0,7	86,5–94,5	1,2–2,2

Исследования выявили, что усредненная концентрация хрома (рис. 7) в межосном пространстве составляет 17,9–25,3%, в осях дендритов 7,0–19,3%, наличие хрома монотонно по толщине покрытия, резкое уменьшение наличия хрома в двух фазах происходит вблизи переходной зоны. Далее какого-либо наличия хрома не обнаруживается.

Содержание железа по толщине покрытия в межосном пространстве – 67–75%, в осях дендритов – 80–85% (рис. 8); а концентрация кремния в межосном пространстве – 0,5%, в осях дендритов – 1,5–2,0% (рис. 9).

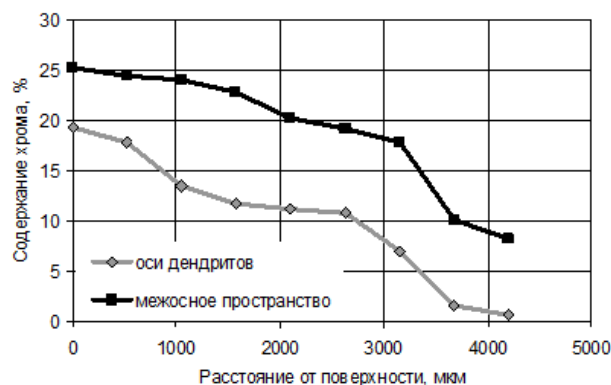


Рис. 7. Распределение концентрации хрома по толщине покрытия

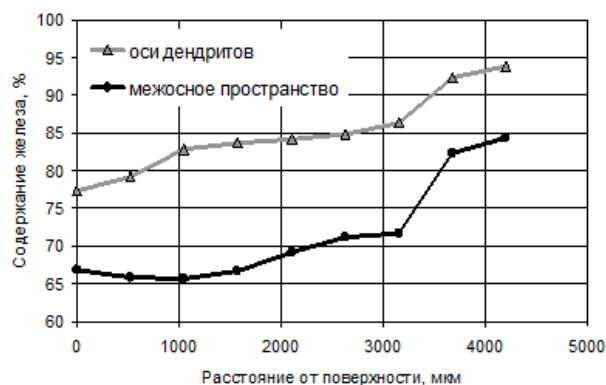


Рис. 8. Распределение концентрации железа по толщине покрытия

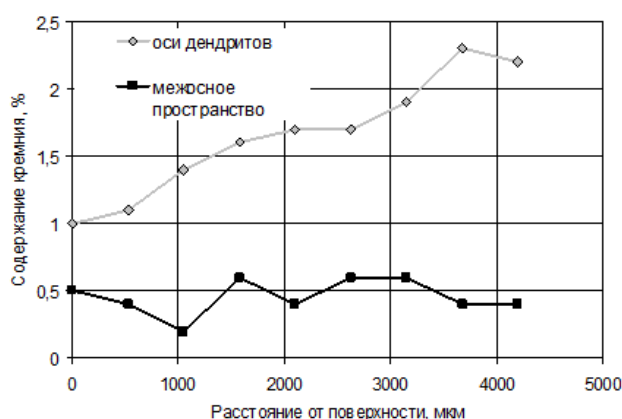


Рис. 9. Распределение концентрации кремния по толщине покрытия

Для идентификации фазового состава, составляющего структуру, использовали фазовый рентгеновский анализ. Изучение хромированных образцов проводили на приборе «Дрон-4». Съемку осуществляли в монохроматизированном $\text{MoCu}\alpha$ -излучении с длиной волны $\lambda = 0,7093 \text{ \AA}$ при ускоряющем напряжении 45–50 кВ.

Выявлено (рис. 10), что диффузионная зона представляет карбидную структуру: $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$. Сравнение кривых распределения элементов и результатов рентгеноспектрального анализа показывает, что в состав легированного ледобурита (межосное пространство) входит высокохромистый карбид $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$, а оси дендритов – карбид гетерогенный $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. По мимо этого, установлено, что в структуре зоны диффузии хромированных покрытий кроме карбидной составляющей имеется Fe_3C и $\alpha\text{-Fe}$ (мартенсит) и небольшое количество $\text{A}_{\text{ост}}$.

Результаты исследований (микротвердость, толщина покрытий, химический и фазовый составы) показывают, что плазменные диффузионные покрытия из хрома хорошо препятствуют абразивному износу, также и при повышенной температуре. Повышенную толщину и микротвердость покрытия имеет диффузионная зона, получаемая при обработке плазмой слоя электролитического хрома толщиной 300 мкм. Фазовый и химический составы, а также микротвердость чугуна с плазменным диффузионным хромовым покрытием отвечают правилам эксплуатации валков горячей прокатки листовой стали.

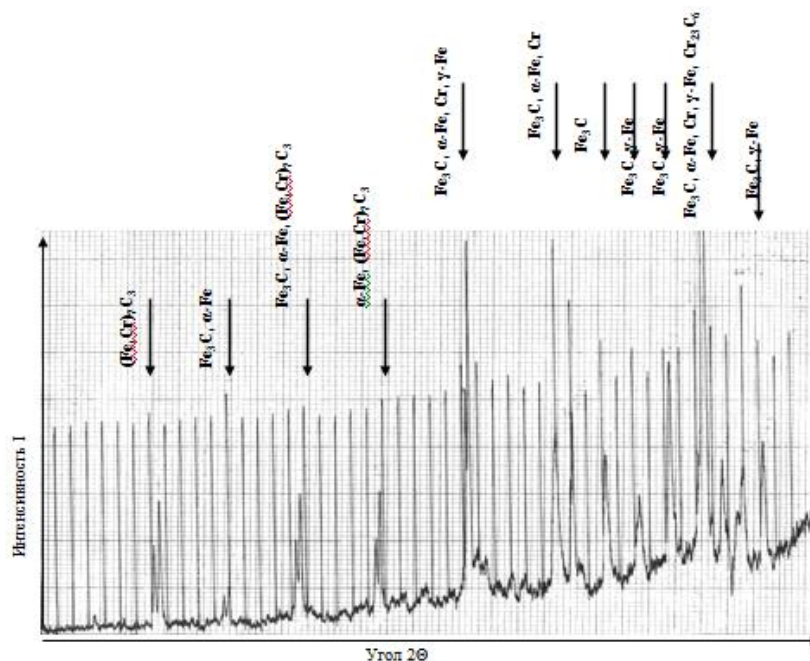


Рис. 10. Рентгеновская спектрограмма хромированных образцов

Поэтому отработан метод восстановления двухслойных валков из материала серый чугун с отбелённым рабочим слоем, применяющиеся при горячей прокатке листовой стали, подвергающихся воздействию термической усталости при использовании в высокотемпературной области и при циклических напряжениях. Отбелённый рабочий слой, имеющий глубину 15–30 мм, периодически перешлифовывают по мере выработки, а при достижении переходной зоны валок снимают с производства.

Были исследованы образцы, вырезанные из отработанного чугунного валка марки ЛПХд-70 после удаления в процессе эксплуатации отбелённого слоя.

Из такого валка получали образец с сохранённым поверхностным слоем на глубину 50 мм. Осадок электролитического хрома толщиной 300 мкм наносился на боковую поверхность такого образца с дальнейшим модифицированием низкотемпературной плазмой по выше приведённому режиму. Сведения о химическом составе обрабатываемого слоя показаны в табл. 3.

Таблица 3
Сведения о химическом составе валка из чугуна марки ЛПХд-70

Сведения о химическом составе чугунного валка, %							
Зона	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Отбелённый слой (остатки, $h = 100$ мкм)	2,52	0,42	0,62	0,5	0,09	0,78	0,3
Переходный слой ($h = 500$ мкм)	3,32	1,02	0,6	0,28	0,12	0,1	0,3
Основа	3,2	1,5	0,7	0,16	0,12	0,15	0,3

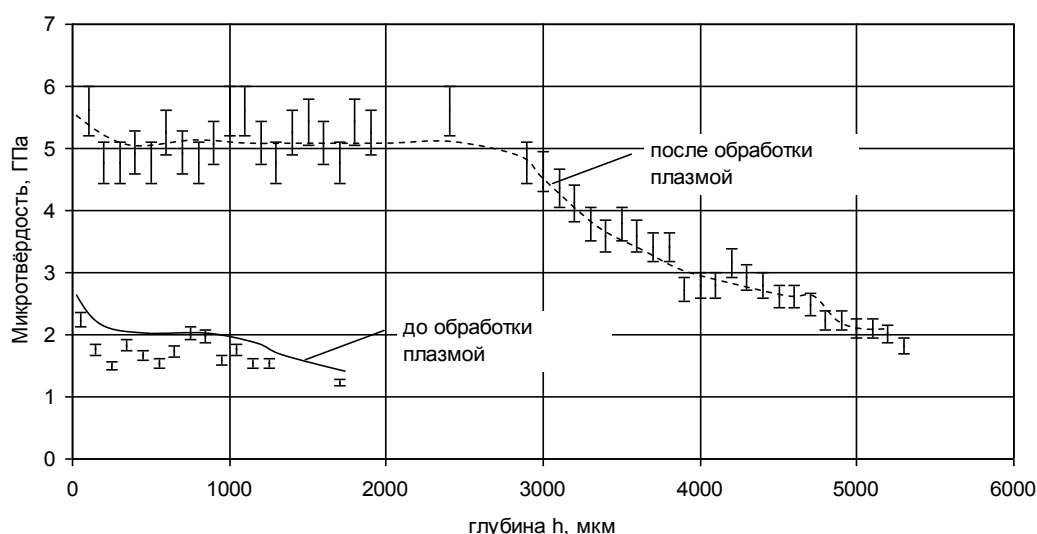


Рис. 11. Зависимость микротвёрдости исходного образца чугуна и чугуна, обработанного плазмой от глубины

Рис. 11 показывает сопоставление микротвёрдости чугуна ЛПХд-70 без обработки плазмой и модифицированного плазменной обработкой. Измерение микротвёрдости осуществлялось от поверхности по сечению до структуры серого чугуна с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 0,98 Н.

Послойный анализ выявил, что полученная структура обладает максимальным значением в поверхностных слоях при более глубоком проплавлении при некотором удалении от поверхности. Твёрдость структуры, полученной на сером чугуне, значительно ниже, чем переходного слоя. Разница в распределении микротвёрдости возникла из-за неоднородных условий охлаждения. Микротвёрдость после модификации возросла с 1,5 до 2,0 ГПа. При этом уровень твёрдости, полученный после обработки плазмой, примерно соотносится с твёрдостью отбелённого слоя валка марки ЛПХд-70 5,1–5,2 ГПа.

Структура необработанного образца - это переходный слой, оставшийся после эксплуатации валка, и сердцевина валка – серый чугун на перлитной основе (рис. 12).

Обработанный плазмой чугун (рис. 13) в зоне оплавления имеет дендритную структуру. Направление дендритов в сторону теплоотвода. Зона оплавления имеет глубину 4500–5000 мкм. При отдалении от поверхности дендриты уменьшаются. Зона закалки из твёрдой фазы 5500–6500 мкм имеет структуру легированного ледебурита, перлита, мартенсита и остаточного аустенита. Далее находится основа – серый чугун на перлитной основе.

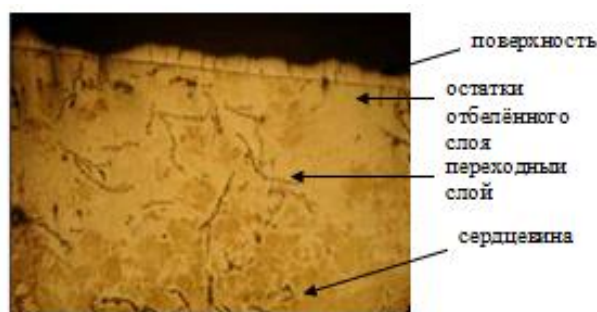


Рис. 12. Структура исходного чугуна (x100)

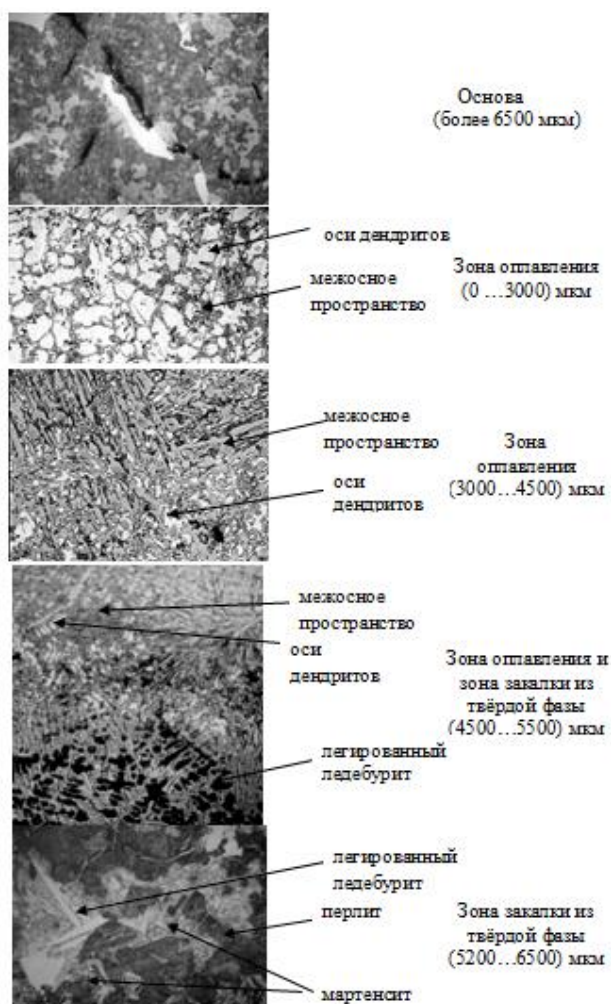


Рис. 13. Структура плазменно-обработанного чугуна (x500)

Двухслойные валки из серого чугуна с отбеленным рабочим слоем, использующиеся для горячей прокатки листовой стали, подвергают воздействию термической усталости при использовании в области циклических напряжений и высоких температур. Отбеленный рабочий слой периодически перешлифовывают по мере выработки, и когда перешлифовка затронет переходную зону, валок снимают с производства. Поэтому

исследовали образцы, вырезанные из отработанного двухслойного чугунного вала марки ЛПХд-70 после удаления отбеленного слоя. Образец вырезали из отработанного вала с сохранением поверхностного слоя. Осадок электролитического хрома толщиной 300 мкм наносили на боковую поверхность полученного образца с последующей обработкой низкотемпературной плазмой по режиму, приведенному выше.

Химический состав рабочего слоя вала значительно влияет на жаростойкость и жаропрочность. С помощью микроструктурных и микрозондовых исследований установлено распределение основного легирующего элемента хрома в избыточных фазах и в основе по толщине диффузионной зоны (табл. 4).

Таблица 4

Распределение хрома по фазам, находящимся в плазменном покрытии и глубине, %

Глубина, мм	Оси дендритов	Межосное пространство	Легируемый ледебурит	Мартенсит
0	8,5	40,6	–	–
0,45	8,3	39,9	–	–
0,9	8,3	37,1	–	–
1,35	8	34,4	–	–
1,8	7,2	32,8	–	–
2,25	6,6	31,2	–	–
2,7	6,6	30,8	–	–
3,15	5,8	28,7	–	–
3,6	4,9	15,5	–	–
4,05	4,7	14,8	–	–
4,5	–	5,9	1,9	–
4,7	–	1,8	1,8	–
4,9	–	–	1,6	–
5	–	–	1,5	–
5,2	–	–	–	0,6
5,4	–	–	–	0,6
5,6	–	–	–	0,6
5,8	–	–	–	0,5

Микрозондовое исследование позволило установить, что распределение хрома монотонно варьируется по толщине покрытия, резкое падение возникает в переходной зоне.

Для изучения фазового состава этих зон применяли метод рентгеноструктурного анализа. Исследования хромированных образцов проводились на дифрактометре «ДРОН-4». Рентгеноструктурный анализ показал, что образующийся в поверхностном слое карбид распознается как Cr_7C_3 . А в глубоких слоях

часть хрома замещается железом с возникновением сложного карбида $(Cr, Fe)_7C_3$. Также выявлено присутствие остаточного аустенита. При переходе к чугуновой основе в структуре покрытия возникали другие фазы, в которых было меньшее процентное содержание хрома и значительное – углерода и кремния. Твердый раствор включал 4,0–8,0% хрома, а карбидные фазы – 15,0–40,0% хрома. На глубине более 5 мм имеются нерастворившиеся карбидные включения. При удалении от поверхности кристаллы легированного ледебурита увеличиваются. Содержание хрома в этой фазе соответствует содержанию хрома в легированном цементите.

Таким образом, можно сделать вывод, что эксплуатация валков с предлагаемым типом покрытий из-за значительного содержания остаточного аустенита будет качественно препятствовать трещинообразованию.

Соотношение результатов данного исследования со свойствами высокохромистых валков выявило, что по твердости и содержанию хрома полученное плазменное покрытие соответствует химическому составу и свойствам хромистых валков. Таким образом, можно сказать, что, вне зависимости от меньшей толщины, использование этих покрытий может быть достаточно эффективным. Присутствие значительного процентного содержания остаточного аустенита препятствует трещинообразованию. А значит, целесообразно восстановление изношенных валков путем нанесения на поверхность электролитического хрома с последующей обработкой плазмой вместо замены хромистого вала.

Полученные результаты (толщина покрытий, микротвёрдость, фазовый и химический составы) дают основание считать, что диффузионные плазменные хромовые покрытия хорошо противостоят абразивному износу, в том числе при повышенной температуре.

Лучшие характеристики (микротвёрдость, толщина покрытия) имеет диффузионная зона, получаемая при плазменной обработке слоя электролитического хрома толщиной 300 мкм. Фазовый и химический составы, а также микротвёрдость чугуна с плазменным диффузионным хромовым покрытием удовлетворяет необходимым требованиям использования валков горячей прокатки листовой стали.

Таким образом, был разработан метод восстановления валков из серого чугуна, используемых при горячей прокатке сталей.

Выводы

1. Толщина электролитического осадка хрома перед плазменной обработкой детали, обеспечивающая наилучшие эксплуатационные характеристики, составляет 300 мкм, причем возникает диффузионный слой толщиной около 4,5 мм.

2. Обработка чугуна с электролитическим хромовым покрытием плазмой позволяет повысить микротвёрдость в 3–4 раза, получить на поверхности карбидные фазы $(Cr, Fe)_7C_3$ и $(Cr, Fe)_{23}C_6$, аналогичные фазовому составу при диффузионном хромировании. Процентное содержание хрома при этом около 20–25%.

3. Сопоставление экспериментальных данных с известными свойствами высокохромистых валков, показывает, что по твердости и процентному содержанию хрома полученное плазменное покрытие соответствует химическому составу и свойствам хромистых валков. Поэтому, несмотря на меньшую толщину, промышленной применение таких покрытий будет достаточно эффективным. А значит, целесообразно и экономически более выгодно восстановление изношенных валков путем нанесения на поверхность электролитического хрома с дальнейшей обработкой плазмой вместо нового хромистого вала.

При написании настоящей статьи были использованы литературные источники [1–5].

Список литературы

1. Антропов Л.И., Лебединский Ю.Н. Композиционные электрохимические покрытия и материалы. К.: Техника, 1986. 200 с.
2. Металлография металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Е.В. Агеев, Д.Н. Романенко. Курск: Инфра-М, 2011. 468 с.
3. Буркат Г.К., Долматов В.Ю. Ультрадисперсные алмазы в гальванотехнике // Физика твёрдого тела. 2004. Т. 46. Вып. 4. С. 685–692.
4. Ставрев Д.С., Ников Н.Я. Упрочнение серых чугунов при поверхностном отбеле низкотемпературной плазмой // Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. №4. С. 15–18.
5. Костиков В.Н., Шестерин Ю.А. Плазменные покрытия. М.: Металлургия, 1978. 180 с.
6. Лащенко Г.И. Плазменное упрочнение и напыление. Киев: Экотехнология, 2003. 64 с.

Материал поступил в редакцию 15.12.15.

THE STRUCTURE AND PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF CHROMIUM DIFFUSION COATINGS USED FOR RECOVERY OF GREY CAST IRON ROLLS THROUGH PLASMA TREATMENT

Gadalov Vladimir Nikolaevich – D.Sc. (Eng.), Professor, South-West State University, Kursk, Russia. E-mail: Gadalov-vn@yandex.ru.

Cherenkova Irina Sergeevna – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, Lipetsk State Technical University, Lipetsk, Russia. E-mail: mailbox@stu.lipetsk.ru.

Vornacheva Irina Valerievna – Postgraduate Student, South-West State University, Kursk, Russia. E-mail: vornairina2008@yandex.ru.

Zhuravlev Gennady Modestovich – D.Sc. (Eng.), Professor, Tula State University, Tula, Russia. E-mail: info@tsu.tula.ru.

Abakumov Andrey Vladimirovich – Postgraduate Student, South-West State University, Kursk, Russia. E-mail: 747-067@mail.ru.

Abstract. The available literature describing the effects of high heating and cooling rates on the properties of gray cast iron with electroplates seems to be rather limited and ambiguous. Therefore, the problem of identifying structural regularities and studying the composition factors and their effect on the properties of the material under examination is of high relevance in both academic and practical terms.

This research focused on composite chromium-based electrochemical coatings and the interaction area between a coating and a substrate (i.e. the surface modified layer). Composite coatings were applied in a self-alloying sulphate electrolyte (CrO_3 – 250 g/l, SrSO_4 – 6 g/l) at 60°C and the current density of 50 A/dm² to ensure the formation of a hard wear-resistant chromium deposit. Coatings with thicknesses of 15 to 130 µm were produced, determined by the electrolysis time (60 to 180 min).

Gray cast iron of grade SCh-20 and a double-layer roll foundry iron with a working layer made of LPKhD-70 were used as substrates for plasma electrolytic diffusion coatings. The casting was plated with chromium at 60°C and the current density of 50 A/dm² to obtain 100 and 300 µm thick coatings. After that the chromium deposit was plasma-treated under the following process parameters: the current density of 7 to 8 MA/m², the flow rate of plasma-forming argon of 5 to 6 l/min, the specific power of the plasma torch of 240 to 250 MW/m², the diameter of the nozzle of 8 mm, the linear speed of the plasma torch of 70 m/s. The hardened layers were formed with no forced cooling applied but merely due to heat dissipation in the metal. The above process parameters were designed to cause the surface layer of the casting to melt.

The physical and mechanical properties of chromium coatings can be enhanced through the application of heat treatment (HT). Various HT techniques are applicable at high heating and cooling rates, with plasma treatment being one of them. HT helps improve the adhesion strength of coatings and achieve an excellent wear resistance of the surface modified layer due to hard finely dispersed chromium carbides.

Keywords: Diffusion coatings, wear resistance, plasma treatment, double-layer rolls, solid solution.

References

1. Antropov L.I., Lebedinskii Iu.N. *Kompozitsionnye elektrokhimicheskie pokrytiia i materialy* [Composite electrochemical coatings and materials]. Kiev: Tekhnika, 1986, 200 p.
2. Gadalov V.N., Salnikov V.G., Ageev E.V., Romanenko D.N. *Metallografiia metallov, poroshkovykh materialov i pokrytii poluchennykh elektroiskrovymi sposobami* [Metallography of metals, powder materials and coatings obtained by spark erosion]. Kursk: Infra-M, 2011, 468 p.
3. Burkat G.K., Dolmatov V.Iu. Ultra-dispersed diamonds in electroplating. *Fizika tverdogo tela* [Solid-state physics]. 2004, vol. 46, iss. 4, pp. 685-692.
4. Stavrev D.S., Nikov N.Ia. Hardening of gray iron through surface chilling with low-temperature plasma. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov* [Metallography and heat treatment of metals]. 1985, no. 4, pp. 15-18.
5. Kostikov V.N., Shesterin Iu.A. *Plazmennye pokrytiia* [Plasma coatings]. Moscow: Metallurgii, 1978, 180 p.
6. Lashchenko G.I. *Plazmennoe uprochnenie i napylenie* [Plasma hardening and plasma spraying]. Kiev: Ekotekhnologiya, 2003, 64 p.

Структурообразование и физико-механические свойства электрохимических диффузионных покрытий на основе хрома, используемых для восстановления валков из серого чугуна плазменной обработкой / Гадалов В.Н., Щеренкова И.С., Ворначева И.В., Журавлев Г.М., Абакумов А.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 53–62. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-53-62

Gadalov V.N., Cherenkova I.S., Vornacheva I.V., Zhuravlev G.M., Abakumov A.V. The structure, physical and mechanical properties of chromium diffusion coatings used for the recovery of grey cast iron rolls through plasma treatment. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 53–62. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-53-62

УДК 621.81

DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-63-68

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОГО НАКЛЕПА БОЙКАМИ

Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю.

Магнитогорский государственный технический университет, Магнитогорск, Россия

Аннотация. В настоящей работе проведено экспериментальное исследование процесса пластического деформирования поверхностного слоя бойком перфоратора.

Для наноструктурирования поверхности могут быть использованы различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), в том числе ударное поверхностное пластическое деформирование (ППД). ППД может производиться чеканкой, которая осуществляется при возвратно-поступательном относительном перемещении инструмента (бойка). Известны различные приспособления и устройства для упрочнения динамическим поверхностным наклепом крупногабаритных пластинчатых и круглых деталей. Они достаточно сложны по конструкции и громоздки. Представляется целесообразным использовать для динамического наклепа ручной электрический перфоратор. Номинальное число ударов – 4000 уд./мин, энергия удара – 3,5 Дж, номинальная скорость рабочего шпинделя – 700 об/мин. Обработка поверхности образцов проводилась зубилом пикообразным из высокоуглеродистой легированной стали и буром диаметром 10 мм с твердосплавным наконечником. Перфоратор позволяет работать в режимах: удар или удар с кручением. При обработке зубилом использовались оба режима. Исследование показало, что использование перфоратора, даже с небольшой энергией удара 3,5 Дж, позволяет весьма эффективно упрочнять поверхностный слой. Максимальное упрочнение стали 20 достигало 83%, глубина упрочненного слоя – до 350 мкм. В поверхностном слое происходит формирование волокнистой структуры с толщиной волокон от 0,13 до 0,23 мкм и развиваются процессы фрагментации. Поверхностный слой с такими размерами фрагментов подобен наноструктурированному, получаемому в процессах ИПД. При режиме обработки «удар с кручением» размер фрагментов меньше, чем при ударе, что свидетельствует о более интенсивной пластической деформации. Наибольшее упрочнение как по уровню твердости, по глубине упрочненного слоя, так и измельчению микроструктуры достигается деформацией ударом бойка с наконечником из твердого сплава. Деформация бойками может быть использована для упрочнения галтелей, шпоночных пазов, сварных швов, наклепа с рифлением и других операций. Рассмотренный вариант динамического наклепа имеет свою технологическую нишу и его практическое применение требует научно-исследовательской подготовки.

Ключевые слова: динамический наклеп, электрический перфоратор, боек, удар, деформационное упрочнение, наноструктурирование.

Введение

Одним из путей повышения конструктивной прочности стальных изделий является получение ультрамелкого зерна или создание нанокристаллической структуры, что может быть достигнуто различными способами [1]. Получение такой структуры, особенно в крупногабаритных изделиях, связано со значительными трудностями. Гораздо проще осуществить наноструктурирование поверхностного слоя изделия. Для наноструктурирования поверхности могут быть использованы различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), в том числе ударное поверхностное пластическое деформирование [2–6].

Согласно ГОСТ 18296-72 различают статиче-

ское поверхностное пластическое деформирование (ППД) и ударное. При ударном ППД инструмент, рабочие тела или среда оказывают ударное действие на обрабатываемую поверхность. В ряде случаев вместо термина ППД используют термин «поверхностный наклёп» (ПН). ПН – это ППД с изменением структуры материала без его полной рекристаллизации. Одним из видов ППД является обработка проволоочной щёткой. ППД происходит ударами концов ворса вращающейся проволоочной щётки (ВПЩ) [7,8]. ППД может производиться чеканкой, которую осуществляют при возвратно-поступательном относительном перемещении инструмента и деформируемого материала. При упрочняющей чеканке происходит упрочнение поверхностным наклёпом.

Ударные методы ППД имеют свои особенности, в ряде случаев они более эффективны, чем

статические, позволяют получить большую глубину упрочненного слоя.

В ЦНИИТМАШе [6] разработаны различные приспособления и устройства для упрочнения динамическим поверхностным наклепом крупногабаритных пластинчатых и круглых деталей. Для упрочнения сварных швов и других изделий рекомендуется применение многобойковых чеканочных устройств, состоящих из пневматического молотка и многобойкового наконечника в виде пучка проволок.

Следует отметить, что ударные приспособления достаточно сложны по конструкции и громоздки. Отбойные пневматические молотки слишком тяжелы и для их работы необходим компрессор или магистраль с воздухом под давлением. Представляется целесообразным использовать для динамического наклепа ручной электрический перфоратор.

Цель настоящей работы – экспериментальное исследование процесса пластического деформирования поверхностного слоя бойком перфоратора.

Материалы, оборудование, методика

Для проведения экспериментов на образцах использован ручной электрический перфоратор ПРЭ-7. Номинальное число ударов – 4000 уд./мин, энергия удара – 3,5 Дж, номинальная скорость рабочего шпинделя – 700 об/мин. Обработка поверхности образцов проводилась зубилом пикообразным из высокоуглеродистой легированной стали и буром диаметром 10 мм с твердосплавным наконечником. В дальнейшем мы будем, для краткости, использовать термины «зубило» и «твердый сплав». В качестве экспериментального материала для образцов при проведении модельных опытов пластического деформирования поверхностного слоя была взята сталь марки 20.

Анализ микроструктуры* выполнялся с помощью металлографического микроскопа Meiji Techno с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet Pro. Растровый электронно-микроскопический (РЭМ) анализ осуществлялся с помощью микроскопа JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 20 кВ в режиме вторичных электронов. Твердость измерялась методом вдавливания алмазной пирамиды в соответствии с ГОСТ 9475-60 на твердомере Buehler Micromet.

* Исследования проводились в условиях Центра коллективного пользования НИИ «Наносталей» ФГБОУ «МГТУ им. Г.И. Носова».

Результаты и их обсуждение

Перфоратор позволяет работать в режимах: удар или удар с кручением. При обработке зубилом использовались оба режима.

Измерение микротвердости выполнялось послойно, с шагом 50 мкм, схема замеров показана линиями на рис. 1.

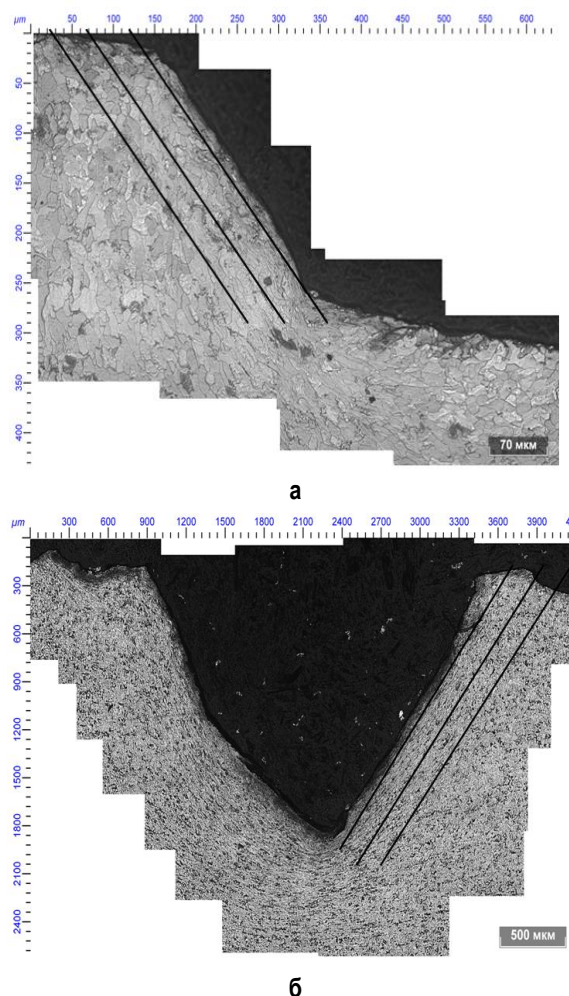


Рис. 1. Схема замера микротвердости на образцах, обработанных зубилом (а) и твердым сплавом (б)

Результаты измерения микротвердости образцов подверженных деформации удар и удар с кручением зубилом, а также удар твердым сплавом представлены на рис. 2.

При всех режимах обработки на поверхности образцов наблюдается упрочнение по отношению к основному металлу от 42 до 83 %. Протяженность упрочненного слоя составляет от 200 до 350 мкм.

Исследование микроструктуры методами оптической микроскопии показало, что во всех случаях на поверхности образуется деформированный слой (рис. 3).

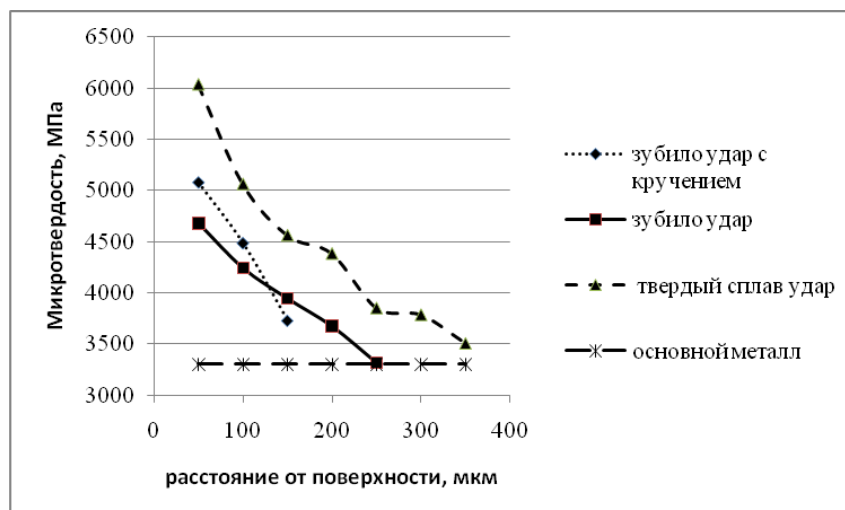
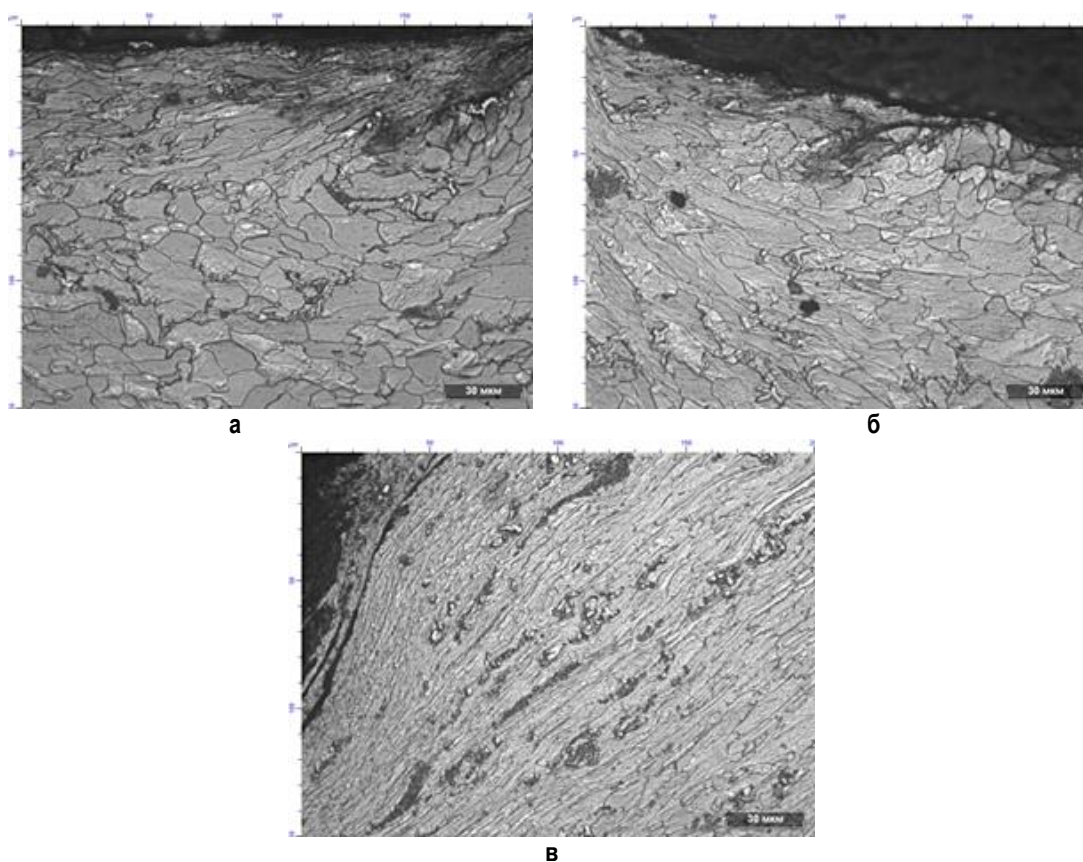


Рис. 2. Распределение микротвердости в стали марки 20, деформированной различными способами

Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя образца стали марки 20, деформационной: а – ударом зубилом; б – удар с кручением зубилом; в – ударом твердым сплавом, $\times 500$

РЭМ анализ показал, что во всех случаях в микроструктуре поверхностного слоя происходит формирование волокнистой структуры, состоящей из вытянутых зерен феррита, которые ориентированы перпендикулярно оси образца (рис. 4). Толщина волокна меняется от 0,13 до 0,23 мкм, что свидетельствует о большой степени деформации. Помимо образования волокнистой структуры развиваются процессы фрагмен-

тации в ней. Размер фрагментов при деформации ударом зубилом составлял от 0,3 до 1 мкм (рис. 4, а и 5, а), удар с кручением зубилом – 0,34–0,8 мкм (рис. 4, б и 5, б) и удар твердым сплавом – 0,2–0,7 мкм (рис. 4, в и 5, в).

Кроме того, происходит вытягивание перлитных участков и деформация и дробление цементитных пластин в них (рис. 6).

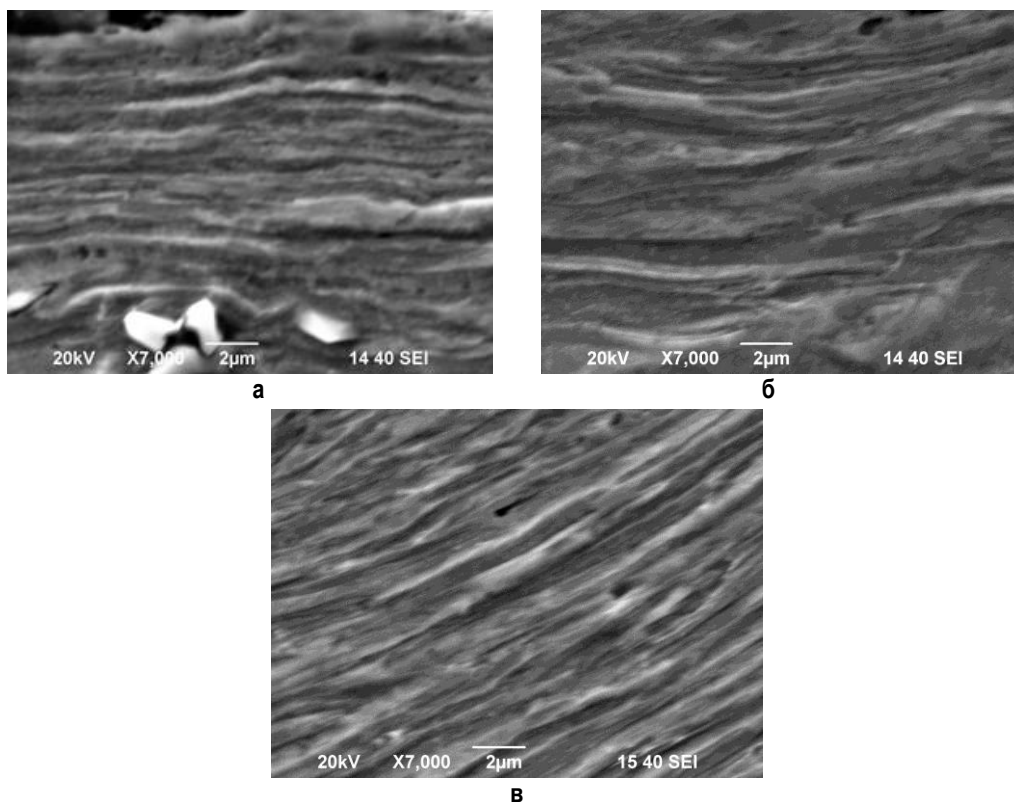


Рис. 4. Волокнистая структура поверхностного слоя образца стали марки 20, деформационной:
а – ударом зубилом; б – удар с кручением зубилом; в – ударом твердым сплавом

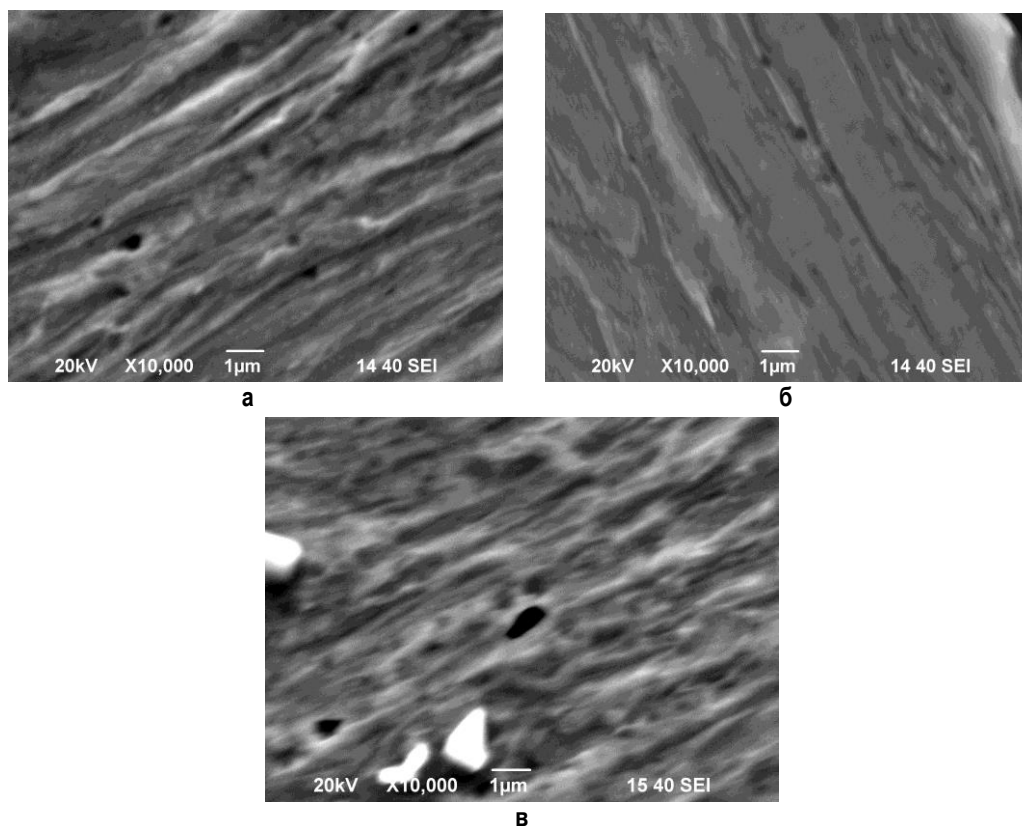


Рис. 5. Образование фрагментов в волокнистой структуре стали марки 20, деформационной:
а – ударом зубилом; б – удар с кручением зубилом; в – ударом твердым сплавом

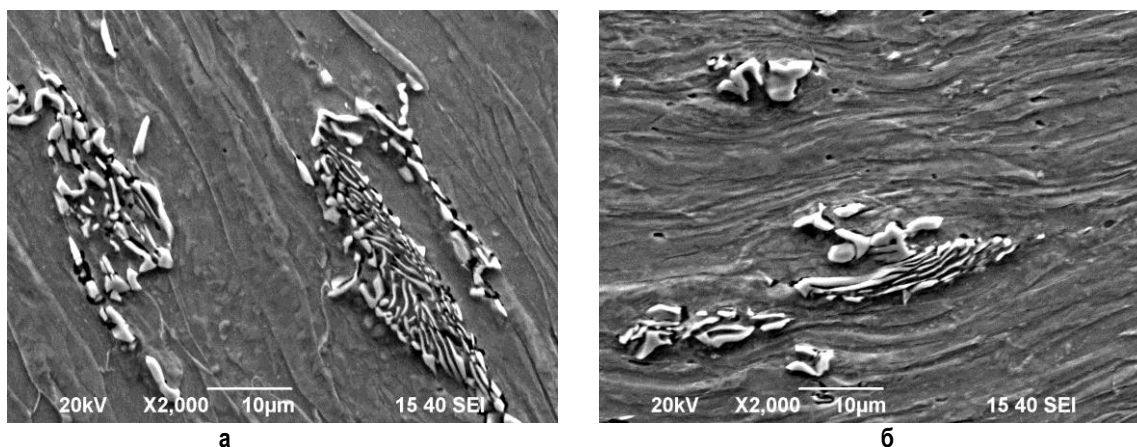


Рис. 6. Деформация перлитных участков

Выводы

Исследование показало, что при использовании перфоратора, даже с небольшой энергией удара 3,5 Дж, позволяет весьма эффективно упрочнять поверхностный слой. Максимальное упрочнение стали 20 достигало 83%, глубина упрочненного слоя – до 350 мкм.

В поверхностном слое происходит формирование волокнистой структуры с толщиной волокон от 0,13 до 0,23 мкм и развиваются процессы фрагментации.

При режиме обработки удар с кручением размер фрагментов меньше, чем при ударе, что свидетельствует о более интенсивной пластической деформации.

Наибольшее упрочнение как по уровню твердости, по глубине упрочненного слоя, так и измельчению микроструктуры достигается деформацией ударом бойка с наконечником из твердого сплава.

Упрочнение бойками может быть использовано для упрочнения галтелей, шпоночных пазов, сварных швов, наклепа с рифлением и других операций.

В заключение следует заметить, что рассмотренный вариант динамического наклепа имеет свою технологическую нишу и его прак-

тическое применение требует научно-исследовательской подготовки.

Список литературы

1. Лякишев Н.П., Алымов М.И. Наноматериалы конструкционного назначения // Российские технологии. 2006. Т. 1–2. С. 71–81.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Изв. вузов. Физика. 2004. № 8. С. 65–80.
3. Чукин М.В., Корчунов А.Г., Голубчик Э.М., Полякова М.А., Гулин А.Е. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 4. С. 61–65.
4. Ударно-фрикционная комбинированная обработка гибким инструментом / Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю., Копцева Н.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4. С. 53–57.
5. Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю. Фрикционная наноструктурирующая обработка металлических поверхностей и нанесение функциональных покрытий гибким инструментом // Порошковая Металлургия и Функциональные Покрытия. 2014. № 1. С. 70–76.
6. Кудрявцев И.В., Наумченков Н.Е., Савина Н.М. Усталость крупных деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 240 с.
7. Кургузов Ю.И., Папшев Д.Д. Технологическое обеспечение качества поверхности при упрочнении механическими щетками // Вестник машиностроения. 1986. №4. С. 54–58.
8. Перепичка Е.В. Очистно-упрочняющая обработка изделий щетками. М.: Машиностроение, 1989.

Материал поступил в редакцию 06.07.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-63-68

STUDY OF THE PROCESS OF SURFACE COLD WORKING WITH PUNCHING BLOCKS

Belevskiy Leonid Sergeevich – D.Sc. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: l.belevskiy@mail.ru.

Belevskaya Irina Valeryevna – Master Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: belirena@yandex.ru.

Efimova Yuliya Yuryevna – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: jefimova78@mail.ru.

Abstract. This work is an experimental study into a surface plastic deformation technique using a punching block.

Various severe plastic deformation techniques can be used for surface nanostructuring, including an impact surface plastic deformation (SPD) technique. Coining is one of the SPD techniques, which involves a tool performing a reciprocating relative motion. There are various devices used for surface cold working of large plates and round parts. They are usually complex in design and rather bulky. The use of an electric hand puncher seems to be a good option in the case of surface cold working. The rated number of impacts is 4,000 spm, the impact energy is 3.5 J, the rated speed of the spindle is 700 rpm. A spike pointed chisel made of high carbon alloy steel and a 10 mm drill bit with a hard tip were used for surface working of the templates. The puncher can be operated in two modes: impact or impact with torsion. Both modes were used when working with the chisel. The test showed that the use of a puncher even with the low impact energy of 3.5 J can be quite effective in strengthening the surface layer. Maximum hardening of steel 20 reached 83%, and the depth of the hardened layer was 350 μm . A fiber structure is created in the surface layer with a fiber thickness of 0.13 to 0.23 μm , accompanied with fragmentation processes. A surface layer with the above fragment sizes is similar to a nanostructured layer which is created through severe plastic deformation. In the impact-with-torsion mode the resulting fragment size is smaller than in the case of pure impact action, which indicates a more severe plastic deformation in the first instance. The most severe hardening in terms of actual hardness, the depth of the hardened layer and microstructural refinement are achieved through deformation with a hard tipped punching block. The deformation techniques involving punching blocks can be applied for the strengthening of astragal moldings, keyslots, welds, as

well as for cold working with corrugation and other operations. The surface cold working technique considered offers a specific technology, and its practical application would require some R&D continuation.

Keywords: Surface cold working, electric puncher, punching block, impact, cold-work strengthening, nanostructuring.

References

1. Lyakishev N.P., Alymov M.I. Structural nanomaterials. *Rossiiskie tekhnologii* [Russian technologies]. 2006, vol. 1-2, pp. 71-81.
2. Makarov A.V., Korshunov L.G. Strength and wear resistance of nanocrystalline structured friction surfaces of martensitic steels. *Izv. VUZov. Fizika* [Proceedings of Russian Universities. Physics]. 2004, no. 8, pp. 65-80.
3. Chukin M.V., Korshunov A.G., Golubchik E.M., Polyakova M.A., Gulin A.E. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2012, no. 4, p. 61.
4. Belevskii L.S., Belevskaya I.V., Efimova Yu.Yu., Koptceva N.V. A combined impact and friction processing technique using a flexible tool. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014, no. 4, pp. 53-57.
5. Belevskii L.S., Belevskaya I.V., Efimova Yu.Yu. Friction nanostructuring treatment of steel surfaces and deposition of functional coatings using a flexible tool. *Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya* [Powder metallurgy and functional coatings]. 2014, no. 1, pp. 70-76.
6. Kudryavtsev I.V., Naumchenkov N.E., Savina N.M. *Ustalost' krupnykh detaley mashin* [Fatigue of major machine parts]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1981, 240 p.
7. Kurguzov Yu.I., Papshev D.D. Ensuring surface quality when surface working with wire brushes. *Vestnik mashinostroyeniya* [Bulletin of Mechanical Engineering]. 1986, no. 4, pp. 54.
8. Perepichka E.V. *Ochistno-uprochnyayushchaya obrabotka izdelii shchetkami* [Cleaning and strengthening of parts with brushes]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1989.

Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю. Исследование процесса динамического наклепа бойками // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 63–68. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-63-68

Belevskiy L.S., Belevskaya I.V., Efimova Yu.Yu. Study of the process of surface cold working with punching blocks. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 63–68. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-63-68

STRUCTURE-SCALE LEVELS OF CAST IRON ROLLS PLASMA HARDENING

Gromov V.E.¹, Ivanov Yu.F.^{2,3}, Konovalov S.V.¹, Feng Ye.⁴, Kosinov D.A.¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

³ Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁴ State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing, China

Abstract. Through methods of modern materials science it is shown that plasma hardening of cast iron rolls of a rolling mill causes the formation of layers the structure of which is characterized by the regular change of mechanical characteristics, phase composition and defect substructure of the material and realized at different structure-scale levels: macro (the sample as a whole), meso (the state of the grain-subgrain ensemble), micro (the state of the carbide and dislocation subsystems), nano (the state of the solid solution). It is established that α , γ -phases, graphite and cementite are formed in cast iron rolls as a result of plasma hardening. The formation of nanocrystalline α -phase grain structure (with crystallite size of 35–40 nm) stabilized with 3–5 nm cementite particles is found in the surface layer. It is established that utilization of hardened cast iron rolls predictably changes the defect substructure and the phase composition of cast iron. The sources of far-ranging stress fields were identified which are created in a cast iron roll as a result of plasma treatment and further operation. It is shown that the largest stress fields are created in the surface layer in the structure of nanocrystalline ferrite grains. Application of the plasma surface hardening technique led to an increased wear resistance in cast iron rolls. The evolution of the structure-phase states and the defect substructure in the surface layer of cast iron rolls was analyzed in the case of large diameter rebars production.

Keywords: Structure, phase composition, cast iron rolls, plasma hardening

1. Introduction

The development of technologies of hardening, as well as providing a desired combination between strength and plasticity of the materials requires the understanding of the nature of the applied processes. The clarification of the physical mechanisms of the formation and the evolution of structure and phase states is one of the most important problems of modern solid state physics, as it is in the basis of the development and the establishment of effective ways of the service characteristics improvement [1, 2].

An important problem determining to a great extent the performance of the mills is to increase the wear resistance of the cast-iron rolls. As one of its solutions is plasma hardening of the working surface of the rolls grooves. The process of hardening consists in high-temperature heating of surface area by plasma flow (anode spot) and its intensive cooling with a rate providing quenching structures. At the same time the roll toughness can increase by ~60% [3, 4].

The solution of practical tasks is impossible without understanding of the nature of the process of formation and the evolution of structure-phase states in steels and alloys in the conditions of external energy and deformation influences.

The aim of this research work is to establish at different scaled levels the nature and regularities of the structure-phase states, the defect substructure, fracture surface of cast-iron rolls formation in the condition of plasma hardening and the analysis of their evolution in thermo-mechanically rolling of hardened reinforcement in different conditions.

2. Material and the methods of research

Cast rolls of about 500 mm in diameter made from cast iron brand SSHHNF were used as the research material. The composition is C=3.75%, Si=1.52%, Mn=0.57%, S=0.02%, P=0.15%, Cr=0.35%, Ni=1.51%, V=0.13% (weight percents).

The plasma treatment was carried out by plasmatron of a direct and (or) an indirect action. Plasma jet was produced by blowing into the electric arc stirred between the electrodes, the orifice, and the gas-dynamic compression in a channel-cooled nozzle passage. At the same time the plasma can either burn directly between the cathode and the anode-product (direct action) or burn between the electrode-cathode and the electrode-anode (indirect action). The processing of the grooves is produced by the excreted from the plasmatron torch.

After the surface patch is heated using the plasma arc it is rapidly cooled on the mass of the roll to obtain the hardening structures. The treatment

scheme was set by the formation of circular tracks during the rotation of the roll. The velocity of displacement and the arc power are adjusted to obtain a heating temperature above the point Ac_1 and below the melting temperature of the surface [3, 4].

The main parameters of plasma hardening are: radiation power P , diameter of active spot; velocity of displacement of the details, power density q . The parameters of plasma treatment were calculated: plasma arc power, active area of the arc spot, the heat flux density, the time of active spot hardening, hardening temperature, zone hardening depth.

The process of plasma hardening of roll grooves is shown in Fig.1. It was realized with the technical characteristics: arc power – 40 kW, arc current – 250 A, arc voltage – 180 V, efficiency – 180 m min⁻¹, pressure of plasma producing gas – 0.6 MPa, consumption of plasma producing gas – 5 m³ hour⁻¹, nozzle diameter – 1.2 cm.

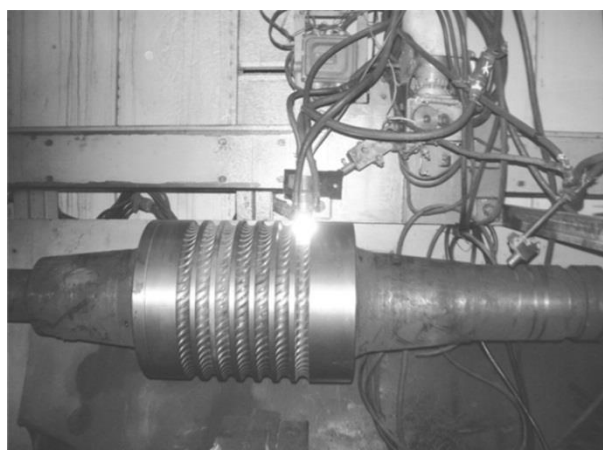


Fig. 1. The process of roll grooves plasma hardening

The results of industrial tests are presented in Table 1.

Table 1

Hardening and industrial tests of rolls

№ № n/n	Diameter of rolls, mm	Regime of treatment			Rolled metal, t	Specific wear, mm (100 t) ⁻¹		Increase of the regulatory resistance, %
		nozzle, cm	I, A	V, cm s ⁻¹		not hard- ened	hard- ened	
1	530	1.2	130	2.0	673	0.075	0.07	+18
2	505	1.2	150	1.7	986	0.175	0.089	+73
3	505	1.2	150	1.5	1026	0.175	0.08	+80

The groove can be hardened after a single pass, which allows to exclude the zones of tempering with reduced mechanical properties and determined the maximum hardening in the areas of the most intense

wear (in the extreme points of the vertical diameter of the groove).

The investigation of the structure was carried out on an optical microscope Axiovert 40MAT and an electron microscope EM-125. To identify the phases the diffraction analysis was applied with the use of a dark-field technique and the subsequent indexing of micro electron-diffraction pattern. The scalar density of dislocations was measured by the linear-intercept method adjusted for the invisibility of dislocations in the micrographs [5-7].

3. Results and discussions

The tests of plasma-hardened rolls at hot rolling of a large diameter reinforcement (32-40 mm) showed a significant increase in wear resistance (Table 1). Such an increase in service properties of the rolls is due to the formation of structural-phase states at plasma processing at different scale levels [8-10].

In the initial state and after the operation on the mill the working surface layer of the roll body contains perlite, cementite, and globular graphite. The formation of the hardened layer consisting of a melting zone with a hardness of 1000-1100 HV and fine austenite structure and cementite and the heat-affected zones with the hardness of 400-990 HV and with the structure of martensite, residual austenite and graphite.

The depth of the hardened layer varies from 0.3 to 2.5 mm. The microhardness distribution along the cross section of the roll treated according to regime: $I=150$ A, $V=0.9$ cm s⁻¹, without melting is shown at Fig. 2.

The modified surface, as compared with the cast one, is characterized by a reduced oxidation characteristic and high wear resistance, which are stored in the temperature range of the rolling service.

The main element of the macrostructure of the surface layer is graphite of a globular form, which is non-uniformly located in the thickness of a roll. There are almost no globules in the surface layer of a thickness about 50 μm, which indicates that they are dissolved in plasma processing of the material. In greater depths, the globules are found, their linear density increases with the removal from the processing surface. Globules of graphite have a certain structure, which explicitly manifests itself only in the surface layer of ~ 150-200 μm thickness. In this layer the formation of circular-shaped areas of micron size around the globules of graphite is frequently observed. This occurs as a result of melting of the matrix around the globules of graphite and the subsequent rapid melting of the material. The thickness of the surface layer with a low volume fraction of globules of graphite after the operation increases and reaches about 1-2 mm.

At the *mesoscale* the roll operation subjected to plasma treatment, is accompanied by the destruction of the surface layer forming fragments and chipping of the material in the contact zone of adjacent fragments. The layer, which is formed during the crystallization of the melt, has a strongly pronounced columnar structure. The operation of a plasma hardened roll on the rolling of a heat-strengthened reinforcement led to the transformation of the columnar structure with the formation of equiaxed crystallites, having a size of 5-8 μm . The cups of cleavage, having a size of $\sim 0.8\text{-}1\ \mu\text{m}$ are observed on the fracture.

At the *microscale level* electron diffraction microscopy revealed the formation of the structure consisting of an α -phase, γ -phase, graphite and iron carbide (cementite) in the layer. These phases are distributed in the volume of the researched material in a natural manner; their relative content essentially depends on the depth of the analyzed layer.

Structurally free ferrite is presented in two morphological states – micron-sized grains with chaotic dislocation substructure with a scalar density of $\sim 3.2 \cdot 10^{10}\text{ cm}^{-2}$ and nano-scale grains (Fig. 3).

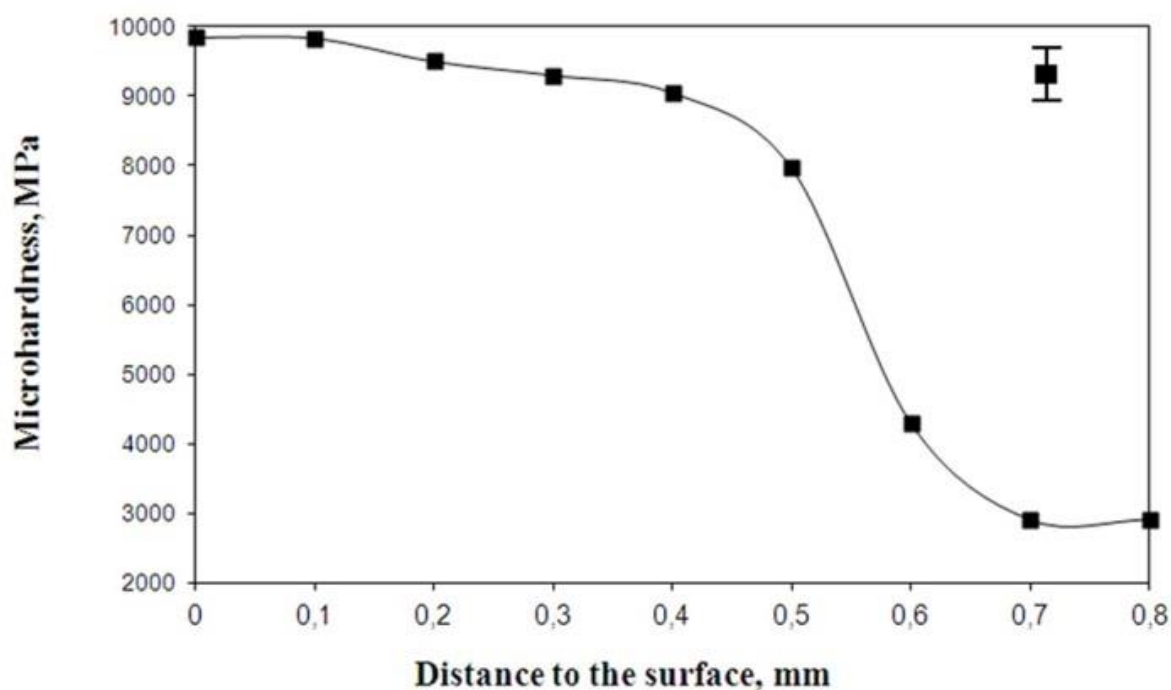


Fig. 2. Microhardness distribution along the cross section of the roll

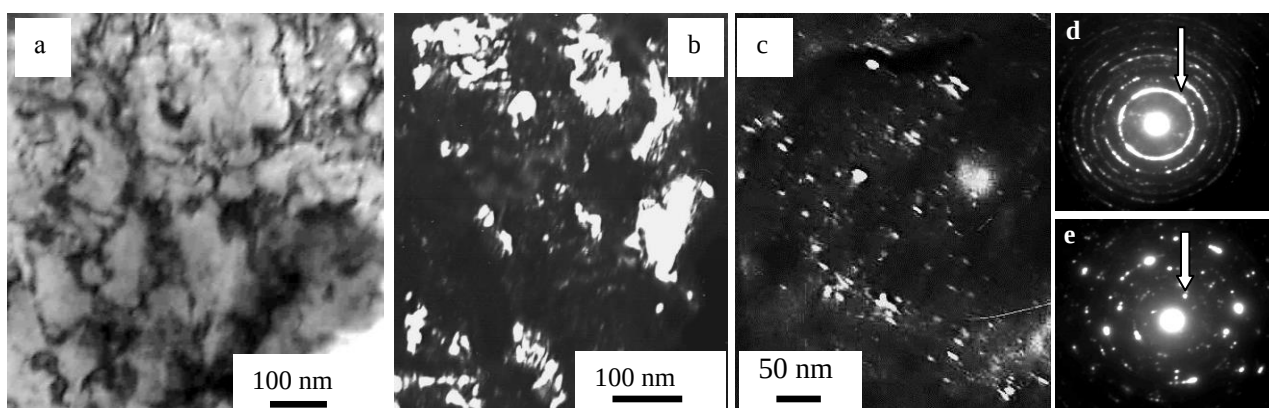


Fig. 3. Electron-microscope images of the structure of plasma-hardened cast iron (nanodimensional ferrite grain): (a) light field; (b, d) dark fields obtained in $[110]\alpha\text{-Fe}$ and $[101]\text{Fe}_3\text{C}$ reflexes; (c, e) electron microdiffraction patterns (the arrow indicates the dark field reflex)

Austenite has two morphologic types: scalar austenite grains with dislocation density of $3.6 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ in terms of chaos and nets, and also the interlayer and the islands of various shapes and sizes which are presented in the structure of martensite or vice versa, are separated by a separately arranged crystals of martensite (all depends on the ratio of the volume fraction of austenite and martensite) with scalar density $\langle \rho \rangle = 5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Graphite is presented in the form of grains (globules) whose dimensions vary from units to tens of micrometers.

Cementite is presented in the form of individual

grains (globules) of different shapes and sizes, as well as secondary and tertiary cementite. Granular cementite type usually has a dislocation substructure in the form of randomly distributed dislocations. The scalar dislocation density is relatively small $\langle \rho \rangle \sim 1 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ (Table 2).

The solution of cementite and graphite grains leads to the formation of another type of structure, consisting of submicronic cementite particles, austenite threads, and ferrite crystals or grains (in some cases, pearlite grains) of submicron dimensions. Characteristic electron-microscope images of such structure are shown in Fig. 4.

Table 2

Morphological composition of plasma treated cast-iron, revealed by the methods of diffraction electron microscopy

Distance from the surface, μm	Morphological composition
0.5	layers of residual austenite, the grains of the structure free ferrite, packet and plate martensite, "autotempered" cementite (secondary)
50	grains and layers of residual austenite, the grains of structure free ferrite, packet and plate martensite, secondary cementite, grains of graphite
160	Grains and layers of residual austenite, the grains of the structure free ferrite, packet and plate martensite, globules of primary cementite, cementite (secondary), grains of graphite
210	grains, islands and layers of residual austenite, the grain of the structure free ferrite, packet and plate martensite, grains (globules) of primary cementite, «autotempered» cementite (secondary), grains of graphite
260	Layers of residual austenite, the grain of the structure free ferrite, packet and plate martensite, pearlite, globules of primary cementite, secondary cementite, grains of graphite
1100	the grains of the free structure ferrite, grains of pearlite, grains (globules) of primary cementite, grains of graphite

Notes: layers 0.5, 50, 160 μm are formed from their melt, the layer at a depth of 210 μm – boundary area of melt and the zone of thermal influence, the layer at a depth of 260 μm – zone of thermal influence, the layer at a depth of ~1100 μm is outside of the zone of thermal influence

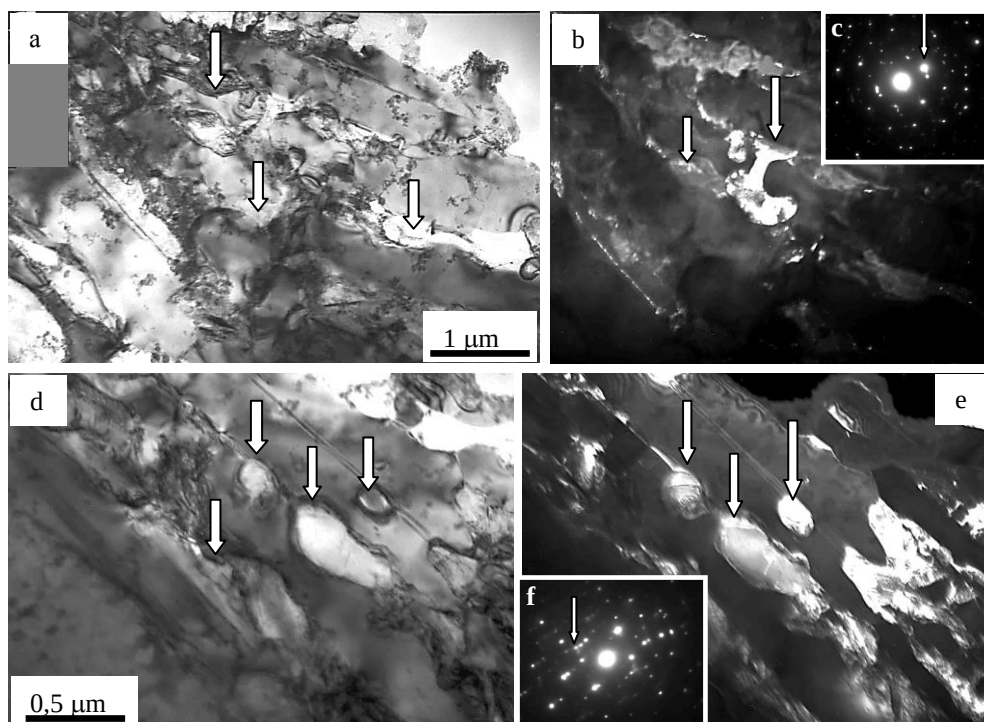


Fig. 4. Electron-microscope images of the structure of quenched cast iron: (a, d) light field; (b, e) dark fields obtained in $[031]\text{Fe}_3\text{C}$ and $[122]\text{Fe}_3\text{C}$ reflexes; (c, f) electron microdiffraction patterns corresponding to the light-field images (a, d). A thin arrow indicates the dark field reflex; broad arrows indicate cementite globules

The structure–phase state of the layer at a depth of around 1100 μm – i.e., a layer beyond the thermal influence zone – consists of plate and globular pearlite grains (plate pearlite predominates), pseudopercite grains, graphite grains, cementite globules, and grains of structure-free ferrite, containing a small quantity of cementite nanoparticles. The layer at a depth of around 260 μm (the thermal influence zone) has a more diverse structure, with the following phases: residual austenite, plate and packet martensite, plate and globular pearlite, and cementite and graphite globules. In most cases, pearlite is at the stage of thermal disintegration. The layer at a depth of 210 μm (the boundary of the melt and the thermal-influence zone) is formed as a result of rapid re-quenching. The basic structural components are austenite and martensite. Insoluble cementite and graphite globules are present. No pearlite grains are seen. The brevity of heat treatment prevents equalizing diffusion of the carbon, and consequently a highly non-uniform structure is formed, containing grains of structure-free austenite; austenite grains containing cementite at the boundaries and within the body; austenite grains containing martensite crystals (from a few percent to tens of percent, by volume); and grains in which martensitic transformation is practically complete and the structure consists mainly of packet martensite, which is typical of low- and moderate-carbon steel. The layer at a depth of around 160 μm (the layer formed from the melt) is characterized by partial solution of the cementite and graphite globules and the formation of a complex structure, containing, within a small volume, submicronic cementite particles, austenite residues, martensite crystals, or submicronic ferrite grains. Structurally, this layer is very nonuniform; in this respect, it is similar to the layer at a depth of 210 μm . A structure of similar phase and morphological composition is also formed in the layer at a depth of around 50 μm . The basic difference is that, in the 160 μm layer, the primary-cementite globules are practically completely dissolved.

A distinctive structure is formed in the surface layer. The main components are α -phase and cementite. The α -phase grains form a nanocrystalline structure (**Fig. 3**), characterized by annular electron microdiffraction patterns; this indicates that the crystallites are small (**Fig. 3, c**).

Along the boundaries of the α -phase particles there are cementite particles. Martensite crystals (mainly of packet morphology) form the second structural component of the surface layer. Along the boundaries of the martensite crystals, there is a cementite layer formed as a result of self-tempering of

the quenched structure, as well as small α -phase grains (0.5–1 μm) and residual-austenite deposits. The chaotic scalar dislocation density is around $3.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. No cementite or graphite globules are seen. Judging from the morphological and phase composition of the surface layer, we may assume significant carburization of the material, as a result of the vaporization of carbon atoms from the surface.

At the nanoscale level on the surface of the plasma treatment the formation of nano-scale structures (crystallite sizes of 35–40 nm) on the base of α -phase can be observed. The cementite particles were found out whose sizes are $\sim 3\text{--}5 \text{ nm}$ at the crystal boundaries of α -phase (**Fig. 3**).

Plasma treatment of rolls leads to the formation of long-range stress fields, the sources of which are intraphase and interphase boundaries (**Fig. 5, 6**).

The electron microscopic image of lamellar pearlite colonies is shown at **Fig. 5**. A series of bend extinction contours are formed at the cementite-ferrite boundary.

An electron-microscope image of nanocrystalline ferrite grains formed in the surface layer on plasma treatment is shown in **Fig. 6, a**. It is evident that this structure contains many bend extinction contours of different morphology. However, they all begin and end at the grain boundaries. In most cases, the contour thickness is a minimum at the ferrite grain boundaries and smoothly increases on moving away from these boundaries.

The contour thickness X is plotted in **Fig. 6, b** on moving from one nanostructural grain to another. This motion is accompanied by undulatory variation in contour thickness, which is a minimum at the grain boundaries. Hence, the curvature and torsion of the ferrite lattice and the amplitude of the long-range stress fields in the ferrite grains will be greatest at the boundary of two grains and least within the grains. The long-range stress fields formed in the surface layer of the cast-iron roller when nanocrystalline grains are formed may be estimated [11–13]. With maximum contour width $h = 33 \text{ nm}$ at the center of the ferrite grain, the lattice curvature and torsion and the magnitude of the long-range stress field will be $\chi = 52 \cdot 10^2 \text{ rad cm}^{-1}$ and $\sigma = 957 \text{ MPa}$, respectively. At the boundary of the nanocrystalline grains, $h = 5 \text{ nm}$, $\chi = 34 \cdot 10^3 \text{ rad cm}^{-1}$, and $\sigma = 2450 \text{ MPa}$. Obviously, very large stress may lead to microcrack formation at the roll surface.

The analysis of the curvature-torsion of the crystal lattice (χ) and the long-range stress fields σ is shown in **Table 3**.

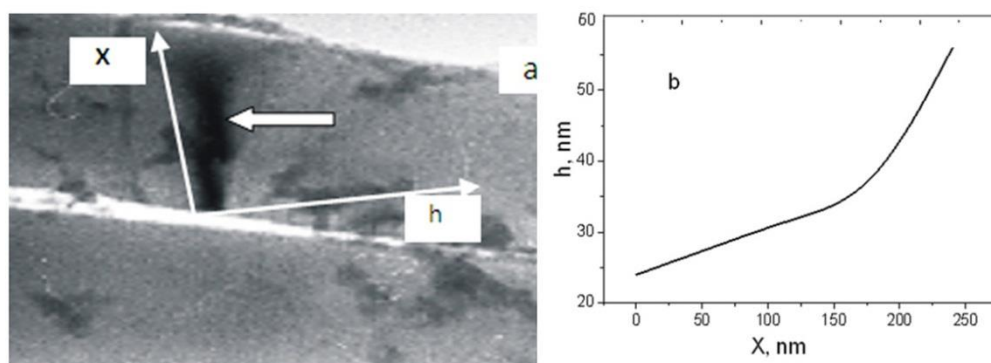


Fig. 5. Electron microscopic image of lamellar pearlite colonies (a) and the dependence of thickness of the bending extinction contour from the distance to the interface between cementite and ferrite plates (b). On (a) the arrow marks the extinction bending contour, indicating the curve-torsion of ferrite plate lattice

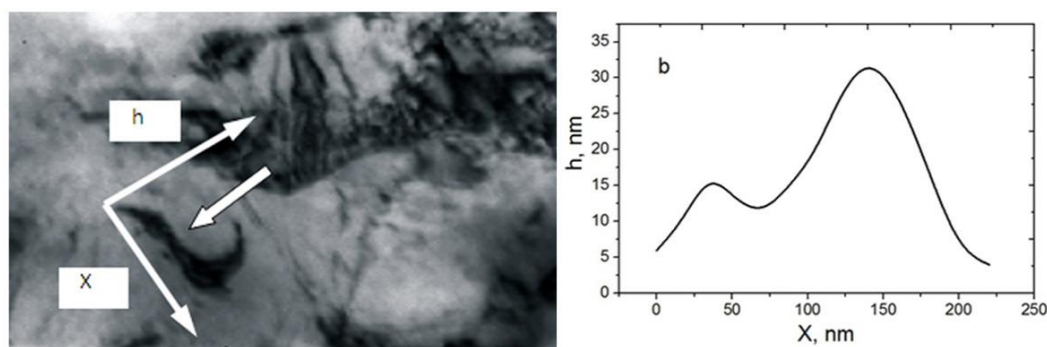


Fig. 6. Electron-microscope image of nanocrystalline ferrite grains formed in the surface layer of plasma-hardened cast iron (a) and dependence of the thickness of the bend extinction contour on the distance to the boundary of the nanocrystalline ferrite grains (b). The arrow in the microphotograph indicates the bend extinction contour, indicating bend and curvature of the ferrite lattice

Table 3

Curvature-torsion and long-range stress fields

Structural elements	h, nm		$\chi, 10^2 \text{ rad cm}^{-1}$		$\sigma, \text{ MPa}$	
	h(min)	h(max)	$\chi(\text{min})$	$\chi(\text{max})$	$\sigma(\text{min})$	$\sigma(\text{max})$
Grains of structure free ferrite	250	715	2,4	6,8	210	350
	50	230	3,5	7,5	245	360
Lamellar pearlite	24	56	30,4	71	730	1120
	31	108	15,5	55	525	982
Nanosized ferrite grains	5	33	52	340	957	2450
	10	20	85	170	1225	1730

Notes: Numerator – after plasma hardening, denominator – after the service. χ – curvature-torsion of crystal lattice, σ – long-range stress fields.

The service of a plasma hardened roll leads to a redistribution of long-range stress fields, however, the maximum stress level is stored in the structure of the surface layers, namely, in the structure of nano-sized grains of ferrite – $\sigma = 1730 \text{ MPa}$, but their magnitude becomes slightly lower as compared to plasma hardened rolls ($\sigma = 2450 \text{ MPa}$).

4. Conclusion

At different scaled levels (macro-, meso-, micro- and nano-) we defined the nature of the formation and changes in structure phase states, dislocation substructure of cast iron rolls at modern strengthening treatments that provide a significant increase of service

characteristics at the subsequent operation.

Plasma strengthening treatment of rolls leads to the formation of the melting zone and the heat affected zone (macrolevel). The layer formed as a result of high-speed crystallization of melt has a columnar structure (mesolevel). The formed α -phase, γ -phase, graphite and cementite are distributed in the volume of the researched material in a regular manner, their relative content and morphology strongly depend on the depth of the layer (microlevel). In the surface layer the formation of a nanocrystalline grain structure is revealed, which is based on α -phase (the size of crystals is 35-40 nm), stabilized by cementite particles of $\sim 3\text{-}5 \text{ nm}$ size (nanolevel). The maximum range of long-range stress

fields ($\sigma=2450$ MPa) is formed in the surface layer of nanoscale ferrite grains, the minimum ($\sigma = 350$ MPa) in a structure free ferrite grains.

The service of plasma strengthened rolls is accompanied by multiple regular changes of the defect substructure and phase composition. There is a significant (~in order) grinding of carbon inclusions, their dissolution, leading to the formation of an eutectoid structure.

References

1. Efimov O.Yu., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Formation of the structure, phase composition and the properties of steels and alloys in strengthening forming technologies. Novokuznetsk: Publishing house "Inter-Kuzbass", 2012, 345 p.
2. Efimov O.Yu. Structure phase states and the technology of the production of strengthened steel bars and cast iron rolls. Novokuznetsk: Publishing House JSC "Novokuznetsk Printing Plant", 2008, 300 p.
3. Efimov O.Yu., Yuryev A.B., Gromov V.E. Plasma hardening of high-carbon alloys: the physical nature and technology. Novokuznetsk: Publishing House JSC "Novokuznetsk Printing Plant", 2009, 220 p.
4. Gromov V.E., Efimov O.Yu., Kosterev V.B. Structure phase states and properties of hardened rolled steel products and cast iron rolls. Novokuznetsk: Printing house of SibSIU, 2011, 200 p.
5. Khirsh P., Khovi A., Nikolson R.I. Electron microscopy of thin crystals. Moscow: Mir, 1968, 574 p.
6. Endryus K., Dayson D., Kioun S. Electron diffraction patterns and their interpretation. Moscow: Mir, 1971, 256 p.
7. Chernyavskii K.S. Stereology in physical metallurgy. Moscow: Metallurgiya, 1977, 280 p.
8. Belov E.G., Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kolu-baeva Yu.A. Evolution of the structural and phase states in hardened cast iron rolls: part 1. Steel in Translation, 2010, no. 4, pp. 322-324.
9. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Tang G., Efimov O.Yu. Formation and evolution of nanosized structure-phase states of cast iron during plasma hardening and subsequent operation. Advanced materials, 2011, no. 13, pp. 202-206.
10. Efimov O.Yu., Chinokalo V.Ya., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V. Increase of resistance in cast iron rolls due to plasma treatment. Fundamental problems of modern materials science, 2011, no. 2, pp. 5-11.
11. Teplyakova L.A., Ignatenko L.N., Kasatkina N.F. et al Proc. Conf. "Plastic Deformation of Alloys: Structurally Inhomogeneous Materials". Tomsk: Tomsk State University, 1987, pp. 26-51.
12. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I. et al. The Physics and Mechanics of Drawing and Bulk Stamping. Moscow: Nedra, 1997, 290 p.
13. Koneva N.A., Lychagin D.V., Teplyakova L.A. et al. Experimental Investigation and Theoretical Description of Disclinations. Leningrad: Izd. FTI, 1984, pp. 161-164.

Материал поступил в редакцию 26.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-69-75

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Фенг Ю., Косинов Д.А.

Аннотация. Методами современного физического материаловедения показано, что плазменное упрочнение валков прокатного стана приводит к формированию слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением механических характеристик, фазового состава, дефектной субструктуры материала и проявляющейся на различных структурно-масштабных уровнях: макро- (образец в целом), мезо- (состояние зеренно-субзеренного ансамбля), микро- (состояние карбидной и дислокационной подсистем) и наноструктурном (состояние твердого раствора) уровнях. Установлено, что в результате плазменной обработки в чугуновых валках формируются α -фаза, γ -фаза, графит и карбид железа. В поверхностном слое обнаружено формирование нанокристаллической зеренной структуры на основе α -фазы (размер кристаллитов 35-40 нм), стабилизированной частицами цементита раз-

мером ~3-5 нм. Установлено, что эксплуатация упрочненных валков сопровождается закономерным изменением дефектной субструктуры и фазового состава чугуна. Определены источники дальнедействующих полей напряжений, формирующихся в валке в результате плазменной обработки и последующей эксплуатации. Показано, что поля напряжений максимальной величины формируются в поверхностном слое в структуре нанокристаллических зерен феррита. В результате использования технологии плазменной поверхностной закалки повысилась износостойкость чугуновых валков. Проанализирована эволюция структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностного слоя чугуновых валков при прокатке арматуры большого диаметра.

Ключевые слова: структура, фазовый состав, чугуновые валки, плазменное упрочнение.

Структурно-масштабные уровни плазменного упрочнения чугуновых валков / Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Фенг Ю., Косинов Д.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 69–75. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-69-75

Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Feng Ye., Kosinov D.A. Structure-scale levels of cast iron rolls plasma hardening. Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 69–75. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-69-75

EFFECT OF RISING WEAR-RESISTANCE BY PLASMA TREATMENT OF CARBURIZED STRUCTURAL STEEL

Cheylyakh Y.A.¹, Cheiliakh O.P.², Mak-Mak N.E.², Kazumichi Sh.³

¹ Ilyich Iron and Steel Works PJSC, Mariupol', Ukraine

² Priazovskiy State Technical University, Mariupol', Ukraine

³ Muroran Institute of Technologies, Muroran, Japan

Abstract. Plasma treatment, owing to high concentrated rapid heating, ensures microstructure dispersion and creates the possibility of the formation of meta-stable phase-structural austenite modifications in carbonized surface layers of metal parts. The objective of the work is to investigate opportunities for strengthening and improving wear resistance of structural carbonized steel by modifying the amount and meta-stability of austenite, by means of plasma treatment.

Metallographic and X-ray research was used, as well as measurements of hardness and micro-hardness toughness. Wear resistance was tested at dry friction of metal sliding against metal.

Following plasma treatment with micro-fusion ($T \approx 1500^\circ\text{C}$), there happens to be an increase in wear resistance of 18XIT steel, when fine-crystalline martensite dispersed with carbonized particles is observed at a small amount of residual austenite (20-25%).

An effect of self-strengthening at the process of testing was reached due to the realization of Deformation Induced Martensity $\gamma_{\text{ret.}} \rightarrow \alpha'$ Transformation at wear (DIMITW).

Keywords: Carbonization, plasma, micro-fusion, treatment, residual austenite, meta-stability, transformation, martensite, wear resistance.

1. Introduction

The problem of increasing wear resistance and service lives of carbonized machine parts remains a vital one. The applied methods of heat treatment are restricted to quenching, usually from $780-800^\circ\text{C}$ temperatures, ensuring obtaining of the structure of martensite and cementite at minimal amount of residual austenite ($A_{\text{ret.}}$) [1]. Presence of $A_{\text{ret.}}$ in the structure is considered harmful in the majority of works [1, 2]. Only some works [3-5] indicate its positive influence upon wear resilience of carbonized steels.

Plasma treatment is characterized by high-concentrated heating at a high rate [8], it giving an opportunity of influencing upon the degree of solving of excess carbides, present in carbonized layers. As a result of their solution and dispersing of the microstructure opportunities of modifying the amount of $A_{\text{ret.}}$ and the degree of its meta-stability emerge [5-7], thus making it possible to control the properties of carbonized steels. However, the problem of application of plasma treatment for strengthening of carbonized layers has not been thoroughly investigated yet.

The objective of the work is to investigate the opportunities of additional strengthening and improving wear resistance of carbonized steel by regulating the amount of austenite, by means of plasma treatment.

2. New approaches of phase-structural modification of saturated layer.

Materials and methods of investigation

For specified properties of saturated layers, irrespective of a method of TChT the final heat treatment, forming most appropriate phase-structural state seems to be of a paramount importance. The bulk of contemporary approaches to formation of phase-structural state of the surface layer presume obtaining a structure in a form of a mixture of high-carbon or high-nitrogen quenching martensite and particles of hard phases - carbides, nitrides, carbon borides et al. Retained austenite ($A_{\text{ret.}}$) is considered to be undesired in many cases, as it undermines hardness, fatigue durability and wear resistance under conditions of sliding friction. That is why quenching, normally, from $t_s = A_{\text{c1}} + 30...50^\circ\text{C}$ temperatures is specified as a standard mode of final heat treatment, or quenching with sub-cooling from the temperatures of carburizing (nitro-carburizing) up to these temperatures in oil and then a low-temperature tempering ($180...220^\circ\text{C}$).

Still, in some investigation, (including those performed at SHEI "PSTU") indicate a positive influence of a presence of certain amounts and a degree of meta-stability of $A_{\text{ret.}}$ for improvement in mechanical and functional properties of saturated layers. Its improvement is possible only at optimum relationship between

quenching martensite, carbides and A_{ret} and also at some degree of metastability of the latter, it depending upon the specified properties, operation conditions (testing conditions) of parts. So, retaining of A_{ret} together with martensite and particles of hard phases can be described as a new approach to developing of promising TChT technologies.

Such treatment should be aimed at optimization of the phase content of the saturated layers and the degree of metastability of A_{ret} DIMIT of which ensures the effect of self-strengthening in the process of testing and operation, it becoming an additional factor of increasing mechanical and operational properties. To do it is necessary to utilize all possible mechanisms and instruments of stabilization, or, otherwise, destabilization of austenite.

To the factors of stabilization of austenite, promoting growth of its amount and the degree of its stability at loading to $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DIMIT the following ones belong:

- thermal stabilization, due to relaxation of micro-stresses and blocking of dislocations by interstitial atoms;
- mechanical stabilization, due to increase of density of dislocations in austenite, under the action of plastic deformation, like at TMT or surface plastic deformation (SPD);
- chemical stabilization, owing to an increase of the content of austenite-forming and other elements (carbon, nitrogen, chromium, manganese, nickel, silicon etc.), decreasing M_s point;
- high-energy stabilization, caused by application to the material high concentrations of thermal energy, like at laser, plasma or electron-beam action;
- kinetic one, due to the peculiarities of the kinetics and the mechanism of phase transformations in saturated layers, like at bainite or isothermal martensite transformations;
- structural stabilization, due to smaller grain size of austenite.

Factors of austenite destabilization in saturated layers, promoting reduction of its content and activation of $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DIMIT are the following:

- chemical destabilization, connected with an decrease of concentration of austenite-forming (C, N, Ni, Mn, Cu, Co) and other alloying elements (Cr, Si) in austenite, it causing an increase of M_s point and promotes reduction of its amount in the structure and activates $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DIMIT;
- mechanical destabilization, due to an increase of the level of internal stresses, like at plastic de-

formation;

- structural destabilization, caused by an increase in austenite grain and reduction of dislocations density;

- action of the magnetic field, stimulating martensite transformation, owing to a raise of M_s point.

Carburizing steel 18CrMnTi was performed in a box furnace in production conditions machine "MAGMA" carburizer solid at temperatures 920 – 950 °C for 12 -14 hours, cooled in a box. Plasma hardening was performed using plasmatron "PPU 004" indirect action, designed at SHEI "PSTU", using argon as the plasma gas. Treatment regimens are shown in table).

Table 1

Operation parameters of plasma treatment of 18CrMnTi steel

№ Mode number	Current I, A	Gas consumption Q, m³/s	T, °C	Rate of motion V, m/h	Degree of plasma action
1	300	12	800-900	62,5	heating without melting
2		12	1200-1400	50	heating without melting
3		12	1500	33,3	micro-melting
4		12	1600	25	medium melting
5		12	> 1700	8,13	macro-melting

3. Results of research and their discussion

Application of rapid ways of high – energy surface heating, like, for example, with high frequency currents (HFC), plasma jets, laser or electron beams opens additional opportunities of strengthening of carburized layers. If plasma action is used for strengthening, then, heating to different temperatures should be considered, it depending upon the value of heat input and is regulated by the parameters of plasma treatment.

Plasma heating of steel 18CrMnTi was carried out without melting at different temperatures within the range from 800 to 1300°C and the melting of the surface layer of varying degrees: micro-melting ($t = 1400...1500^\circ\text{C}$), the average melting ($t = 1500...1600^\circ\text{C}$) and the macro-melting ($t > 1600^\circ\text{C}$) which regulated by the speed of vertical movement of the plasma jet relative to a horizontal surface of the samples with speeds ranging from 81 to 625 mm/min. After plasma exposure natural cooling of the strengthened areas, due to heat conductivity occurred.

After plasma quenching from relatively low temperatures (800...900°C) in the carburized layer a significantly greater amount of A_{ret} in carburized layer (Fig. 1, a) was observed apart of martensite and carbides. It is located in bright microdomains between martensite needles. According to the depth of the hardened layer the amount of A_{ret} decreased and martensite is characterized by high dispersion and hardness.

After plasma quenching from higher temperatures ~ 1200...1300°C microstructure of the carburized layer in steel 18CrMnTi was characterized by greater dispersion of the carbide phase and sites A_{ret} , which were evenly distributed over the depth of the layer (Fig. 1, b). This is due to the start of dissolution of cementite particles in the austenite, but some of them are retained in the structure.

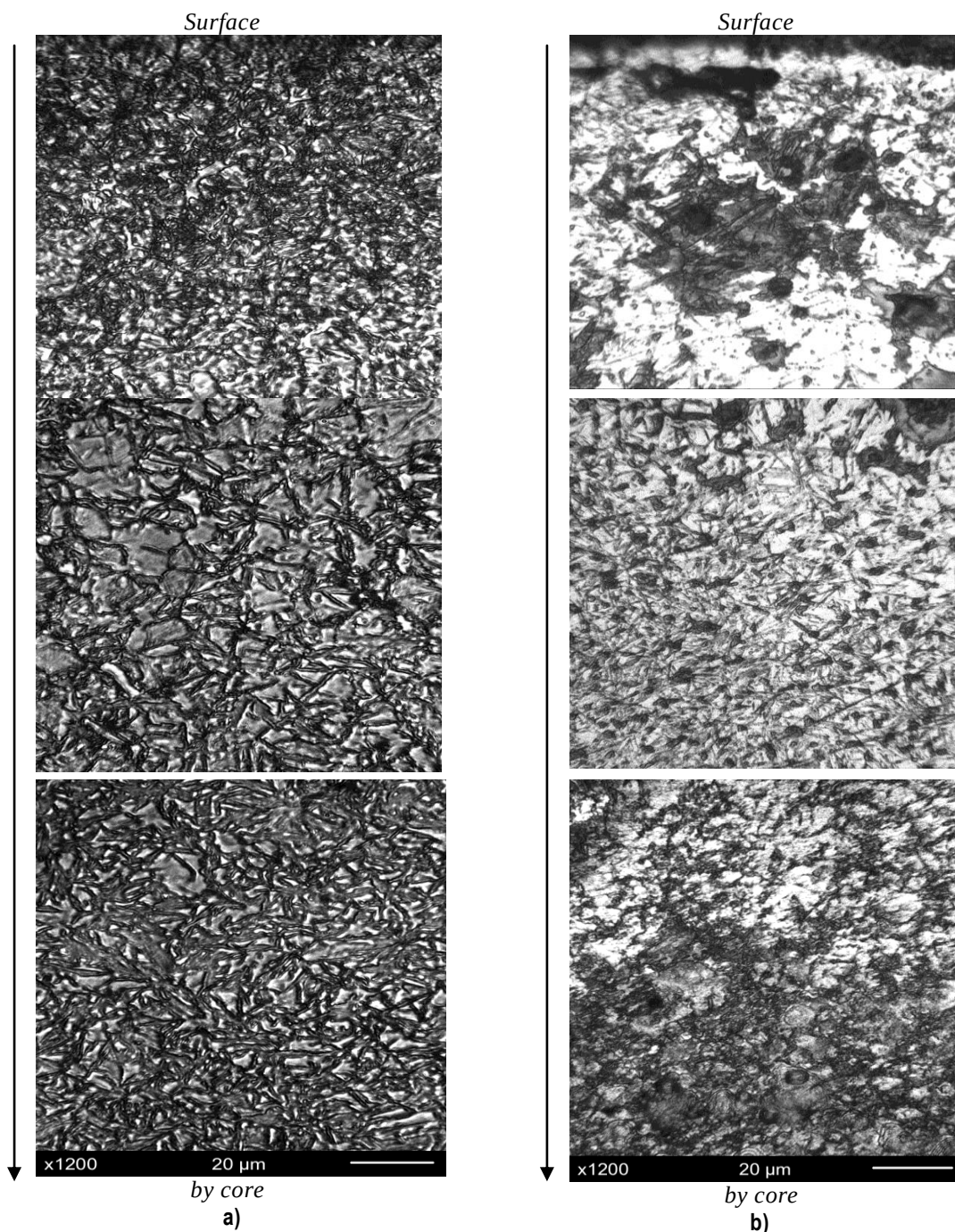


Fig. 1. Microstructure of carburized steel 18CrMnTi after plasma hardening at different temperatures

Gradually, the structure becomes a sorbite-like mixture. As a result of this treatment, the hardness of the hardened surface layer increased slightly from HRA 72 during quenching from 800...900°C to HRA 74 (Fig. 2).

After plasma treatment with micro-melting at temperatures of ~ 1500°C, the structure of the hardened layer varies considerably in the surface zone (Fig. 3, a). A lot of cementite particles and martensite needles and a small amount of A_{ret} are observed. As the distance from the surface to the core increases the amount of A_{ret} and cementite gradually decreases while quenching martensite hardening increases. Further hardening depth structure passes into the mixture of troostomartensite and cementite.

As a result, the plasma treatment at about 1500°C leads to increase of the hardness up to HRA 80. It can be explained by disperse structure and the increase of degree of solid solution saturation with carbon.

With increasing temperatures of plasma heating (~1600°C and > 1700°C), a significant macro-melting becomes obvious. The microstructure of the remelted surface layer consists of rather large needles of martensite and cementite particles on the background of A_{ret} (Fig. 3, b). This area is quite ex-

tended, gradually transformed into fine-crystalline mixture of (M + cementite + A_{ret}).

Coarsely grained rough-crystal structure corresponds to the zone of remelting; fine-grained structure corresponds to plasma heating zone (without melting), followed by a narrow transition zone from the plasma hardened metal to unhardened metal.

With increasing temperature plasma heating hardness of reinforced carburized layer varies along the curve with a maximum (HRA 80), which corresponds to heating of ~ 1500°C, then at temperatures up to about 1700°C hardness is reduced to HRA 60 that can be attributed to an increase in the content of A_{ret} .

Thus, the plasma treatment of carburized steel 18CrMnTi, depending on the heat input and a heating temperature can significantly change the microstructure of the saturated layer, which achieves a superior dispersibility, with different amount of increased content A_{ret} .

It was found that different quantity of A_{ret} and its dispersion structure determining the degree of stability and its ability to deformation $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DIMIT in wear (DIMITW), which significantly affects the performance characteristics [5].

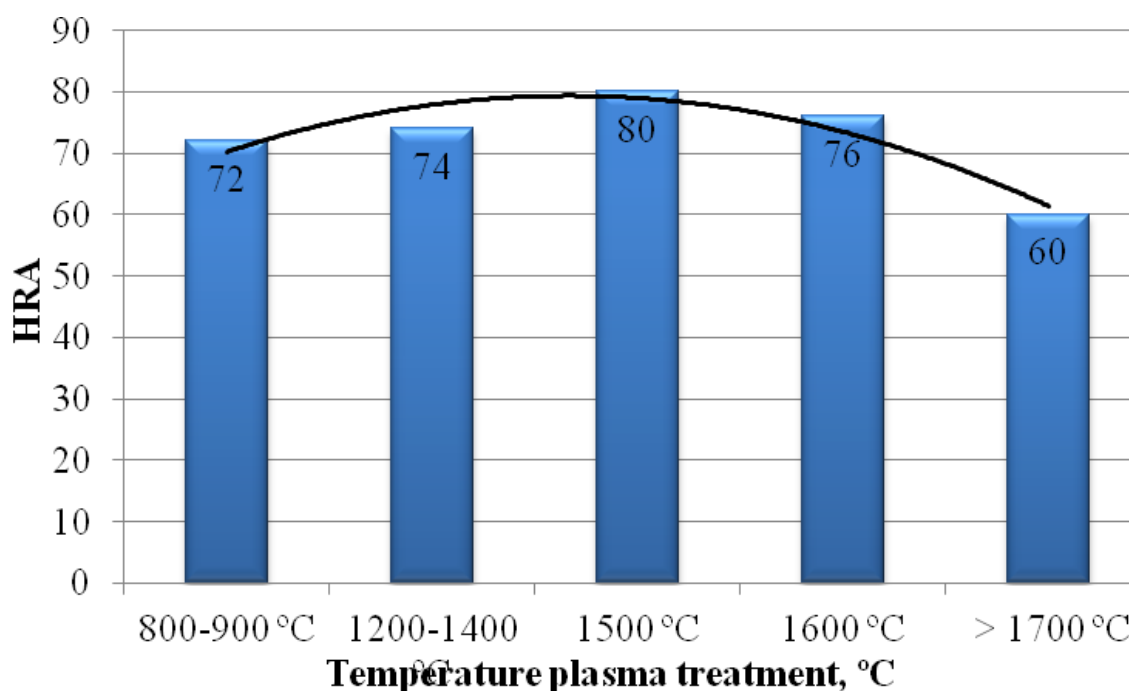


Fig. 2. Effect of plasma treatment temperature on hardness carburized steel 18CrMnTi

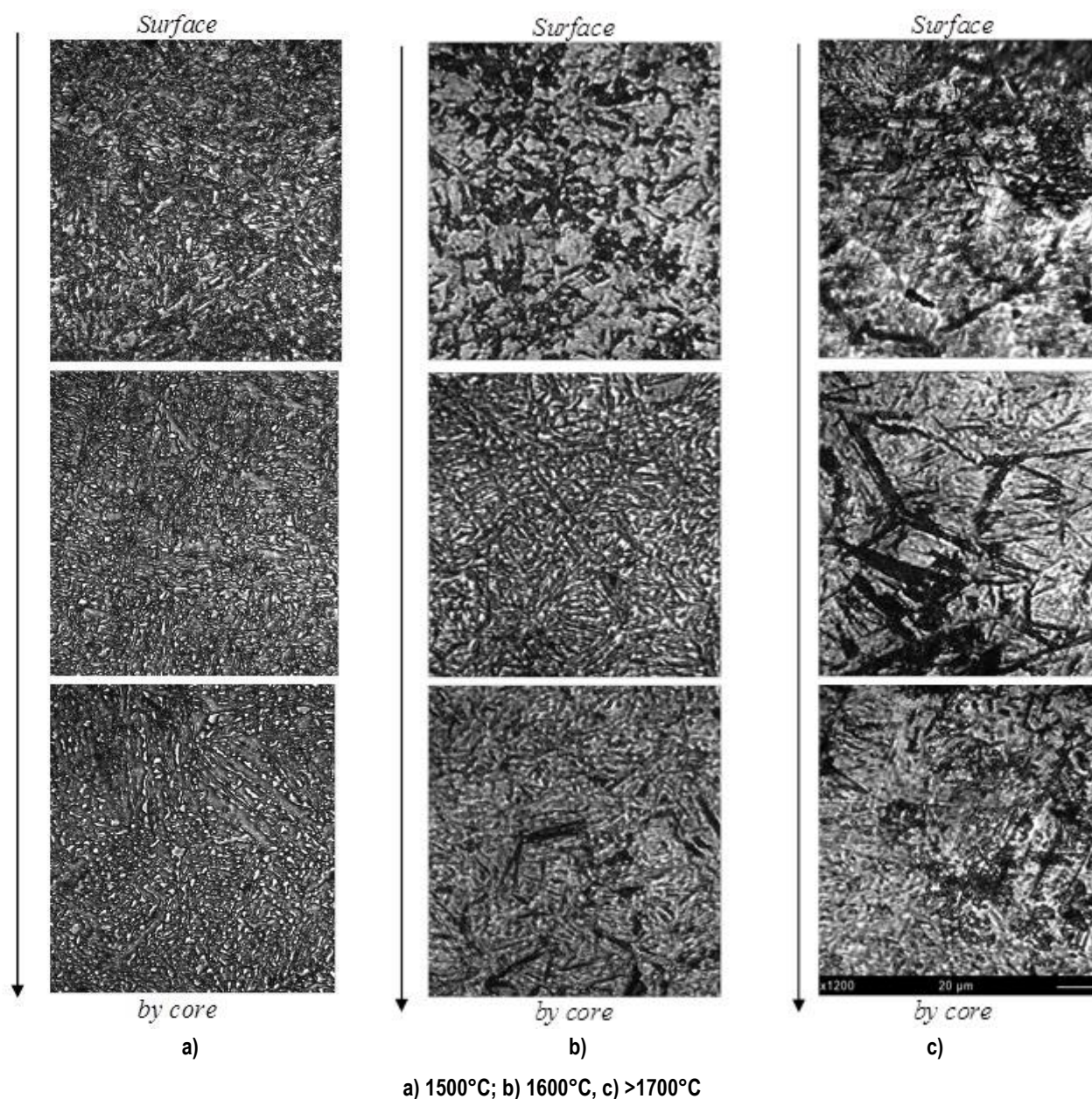


Fig. 3. Microstructure of carburized steel 18CrMnTi after plasma hardening at temperatures

Experimental test results for dry sliding wear by scheme “metal-metal” are shown in **Fig. 4**. Depending on the temperature of the plasma heating changed the relative wear resistance according to the curve with a maximum $\varepsilon = 3.7$ (similar hardness change), which corresponds to micro-melting at 1500°C. This is explained by obtaining the most dispersed mixture of quenching martensite, cementite with a high content of metastable A_{ret} .

Developing $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DMTW itself was accompanied with additional hardening of a thin surface layer in the process of wear, as formed by the test deformation martensite has a higher dispersion

and hardness than that of quenching martensite. An additional and very significant contribution to the improvement of wear resistance is given by $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DMTW that provides the effect of strain hardening of the surface layer itself. Note that DMTW accompanied with micro-stressing relaxation is an effective mechanism for redistribution and absorption of input mechanical energy of friction and wear.

The lowest values of $\varepsilon = 1.6$ correspond to the plasma remelting at temperatures $>1700^\circ\text{C}$, which is associated with the formation of coarse crystalline structure.

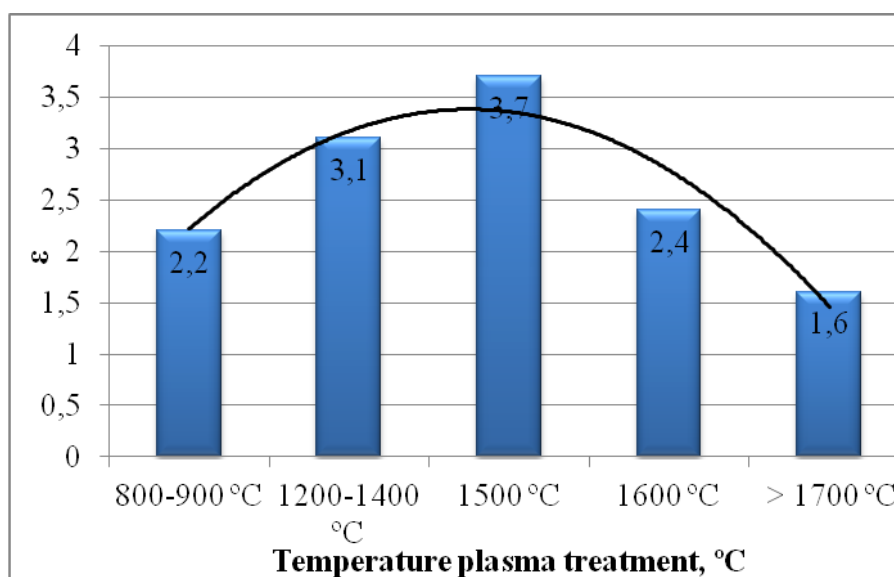


Fig. 4. Effect of plasma treatment temperature on the relative wear resistance of carburized steel 18CrMnTi

Thus as the result of plasma strengthening of the carburized steel surface layer of 18CrMnTi grade by means of controlled heat input values of the plasma jet, provides differential phase-structural states with different content and the degree of retained austenite metastability along with the presence of hard phases - quenching martensite and carbides.

Deformation $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ martensite transformation under wear makes an additional contribution into strengthening and improving of wear resistance of carburized steel 18CrMnTi if optimum microstructure (after plasma quenching with heating temperatures at $\sim 1200 \dots 1400^\circ\text{C}$ and $\sim 1500^\circ\text{C}$) is obtained.

4. Conclusions:

1. As the result of plasma strengthening of the surface carburized steel layer of 18CrMnTi grade by means of controlled heat input values of the plasma jet, provided there were differential phase-structural states with different amounts of content and the degree of residual austenite meta-stability along with the presence of solid phases - quenching martensite and carbides.

2. Significant changes in microstructure occurred under the influence of the microstructure of plasma heat treatment modes, determining formation of the mechanical properties of carburized steel 18CrMnTi. Depending on the temperature of the plasma exposure to the relative hardness and durability of the hardened surface layer varies along a curve with a peak corresponding to heating of about 1500°C .

3. Additional contribution into strengthening and improving of wear resistance of carburized steel 18CrMnTi if optimum microstructure (plasma after

quenching with heating temperatures at about $\approx 1200\text{-}1400^\circ\text{C}$ and 1500°C) introduces strain $\gamma_{res} \rightarrow \alpha'$ martensite transformation at wear.

References

1. Gurevich B.G., Yur'ev S.F. *O roli ostatochnykh napryazhenii v povyshenii predela vynoslivosti stali pri khimiko-termicheskoy obrabotke* [On the role of residual stresses in raising the fatigue strength of steel during thermochemical treatment]. Moscow: Mashgiz, 1952, pp. 43-63.
2. Assonov A.D. *Tekhnologiya termicheskoy obrabotki detaley mashin* [Heat treatment of machine parts]. Moscow: Mashinostroenie, 1969, 120 p.
3. Malinov L.S., Malinova E.L., Kharlanova E.Ya. Improving the abrasive wear resistance of 18KhGT and 12KhNZA carbonized steels due to the creation of metastable austenite. *Metally* [Metals]. 1993, no. 2, pp. 108-111.
4. Geller A.L., Yurko V.N. Residual austenite and wear resistance of alloyed carbonized steels. *Izv. VUZov. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of Russian Universities. Non-ferrous metallurgy]. 1991, no. 6, pp. 66-69.
5. Cheilyakh A.P. *Ekonomnolegirovannye metastabil'nye splavy i uprochnyayushchie tekhnologii* [Lean metastable alloys and hardening techniques]. Mariupol': PGUTU, 2009, 483 p.
6. Cheiliakh A.P., Cheiliakh Y.A., Karavaieva N.E. et al. Development of innovative ways of surface hardening by means of the creation of wear-resistant layers with metastable structure, strengthening at wear. *Termoobrabotka metallov* [Heat Treatment of Metals]. 2014, no. 143, pp. 35-36.
7. Cheiliakh A.P., Cheiliakh Y.A., Karavaieva N.E. et al. Development of innovative ways of surface hardening through the creation of wear-resistant layers with metastable structure, strengthening at wear. *Termoobrabotka metallov* [Heat Treatment of Metals]. 2014, no 144, pp. 25-26.
8. Samotugin S.S., Leshchinskii L.K. *Plazmennoe uprochnenie instrumental'nykh materialov* [Plasma treatment of structural materials]. Donetsk : Novyy mir, 2003, 338 p.

Материал поступил в редакцию 25.04.16.

ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗА СЧЕТ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НАУГЛЕРОЖЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Мак-Мак Н.Е., Казумичи Ш.

Аннотация. За счет скоростного нагрева плазменное упрочнение обеспечивает дисперсную микроструктуру и создает возможность образования метастабильного фазоструктурного аустенита в науглероженных поверхностных слоях стальных деталей. Целью настоящей работы является исследование возможностей упрочнения и повышения износостойкости науглероженных конструкционных сталей путем изменения количества и метастабильности аустенита посредством технологии плазменного упрочнения.

Были проведены металлографическое и рентгеновское исследования, произведены замеры твердости, микротвердости и ударной вязкости. Испытание износостойкости производилось трением металла о металл «на сухую».

В результате плазменного упрочнения с микроплавкой ($T \approx 1500$ °C) происходит увеличение износостойкости стали марки 18ХГТ, когда при небольшом количестве остаточного аустенита (20-25%) наблюдается мелкокристаллический мартенсит, диспергированный с частицами карбида.

В процессе испытаний эффект самоупрочнения был получен благодаря осуществлению наведенного деформацией мартенситного $\gamma_{\text{гет.}} \rightarrow \alpha'$ -превращения при износе.

Ключевые слова: науглероживание, плазма, микросплавление, обработка, остаточный аустенит, метастабильность, превращение, мартенсит, износостойкость.

Эффект повышения износостойкости за счет плазменной обработки науглероженных конструкционных сталей / Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Мак-Мак Н.Е., Казумичи Ш. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 76–82. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-76-82

Cheylyakh Y.A., Cheiliakh O.P., Mak-Mak N.E., Kazumichi Sh. Effect of increased wear-resistance by the plasma treatment of carbonized structural steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 76–82. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-76-82

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.771.252.01

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-83-94

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ КАТАНКИ ПОД МЕТАЛЛОКОРД*

Кижнер М.¹, Сычков А.Б.², Шекшеев М.А.², Малашкин С.О.², Камалова Г.Я.²¹ HOD-ASSAF Metals Ltd. – Kiriya Gat Rolling Mill, Ashkelon, Israel² Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

Аннотация. Микроструктура металла в основном определяет комплекс механических и эксплуатационных свойств металлопродукции, способность металлических изделий к последующей переработке. В технической литературе рассмотрено влияние металлургического качества исходной непрерывно-литой заготовки, а также параметров технологии производства и термической обработки на структуру и свойства высокоуглеродистой катанки. Однако в ряде случаев имеются противоречия в выборе эффективных технологических режимов по формированию, в частности, тонкодисперсной перлитной структуры, уровню обезуглероживания и других качественных параметров стали и проката для переработки в металлокорд.

Целью работы является анализ влияния металлургических факторов и термической обработки на структуру катанки под металлокорд и разработка эффективной сквозной технологии производства стали, ее внепечной обработки, непрерывной разливки, прокатки катанки и ее поточной термической обработки на линии двустадийного охлаждения Stelmor, обеспечивающей получение требуемого комплекса эксплуатационных свойств металлокорда и высокую технологичность процесса волочения тонкой проволоки и ее свивки.

Химический состав стали определялся на типовых спектрометрах. Металлографические исследования проводились методами оптической и электронной растровой микроскопии. Микроликвация химических элементов, а также химический состав неметаллических включений определялись на энергодисперсионном и волновом рентгеновских спектрометрах в составе растрового (сканирующего) электронного микроскопа методом микро-рентгеноспектрального анализа (МРСА). Измерение микротвёрдости структурных составляющих производили на микротвердомерах при различных нагрузках. Катанка испытывалась на разрывных машинах на растяжение. Термокинетическая диаграмма была построена dilatометрическим методом.

Новизна заключается в разработке научно обоснованных решений по температуре аустенитизации высокоуглеродистой катанки для обеспечения на воздушной стадии эффективной скорости охлаждения, значения которой были получены при анализе построенной нами термокинетической диаграммы распада аустенита при непрерывном охлаждении.

Установлены следующие научно обоснованные закономерности: сталь микролегируют бором в отношении бора к азоту не более 0,4 для исключения вредного действия свободных бора и азота, заключающегося в том, что бор повышает закаливаемость стали, а азот упрочняет феррит и оstarивает металл. Исследованы закономерности загрязнения стали неметаллическими включениями (НВ), предложены эффективные решения по их модифицированию. Термическая обработка (ТО) стали типа 70–85 заключается в аустенитизации при 950–980°C и охлаждении металла со скоростью 25–30°C/с с формированием структуры сорбитообразного перлита в количестве не менее 70% сечения катанки.

В итоге обеспечивается требуемый нормативной документацией (НД) и потребителями комплекс наилучших структуры и свойств катанки с высокой технологичностью ее переработки в проволоку и металлокорд.

Ключевые слова: металлургические факторы, неметаллические включения, микролегирование, бор, катанка, линия Stelmor, термическая обработка, скорость охлаждения, структура, свойства.

* В работе принимали участие: **Жигарев М.А.** – канд. техн. наук, нач. технического отдела ООО «Тулачермет-сталь», г. Тула; **Столяров А.Ю.** канд. техн. наук, гл. технолог ООО «Специальные технологии», г. Магнитогорск.

© Кижнер М., Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я., 2016

Введение

Свойства металлопродукции определяющим образом зависят от структурного состояния сплава [1–5]. В настоящее время актуален вопрос обеспечения качественной катанкой метизных предприятий по производству металлокорда высокой, супервысокой и ультравысокой прочности [6–12]. При этом первостепенным является комплекс качественных показателей катанки, наследственно формируемый уровнем качества непрерывно-литой заготовки (НЛЗ), а также технологией прокатного производства и термической обработки. В связи с вышеуказанным, исследование степени влияния параметров сквозной технологии на конечные свойства катанки определяет эффективность ее переработки в тонкую проволоку диаметром 0,40–0,15 мм и кордовые конструкции.

Ниже приводятся особенности структурообразования и формирования механических свойств в зависимости от металлургического качества стали и режимов термической обработки катанки на мини-заводе [13] в составе дуговой сталеплавильной печи (ДСП), установки печь-ковш (УКП), вакууматора типа VD/VOD или RH, машины непрерывной разливки заготовок (МНЛЗ), мелкосортно-проволочного или проволочного стана, линии двустадийного охлаждения Stelmor.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования является катанка диаметром 5,5 мм для изготовления металлокорда из высокоуглеродистой стали марок 70–85. Требования к химическому составу стали и механическим свойствам катанки приведены в **табл. 1**.

Катанку прокатывали на проволочном блоке из НЛЗ сечением 125×125 мм с последующей ТО на линии Stelmor стана 320/150.

Поточную термообработку катанки проводили сначала на проектной проволочной линии стана с «короткой» линией Stelmor, а затем на реконструированной линии с «длинной» Stelmor [13. С. 87, 4]. На проектной линии скорость воздушного охлаждения катанки была 1,7–10°C/с, на модернизированной линии – 25–30°C/с.

Химический состав стали определялся на типовых спектрометрах.

Металлографические исследования проводились методами оптической и электронной растровой микроскопии. Микроликвация химических элементов, а также химический состав неметаллических включений определялись на энергодисперсионном и волновом рентгеновских спектрометрах в составе растрового (сканирующего) электронного микроскопа методом микро-рентгеноспектрального анализа (МРСА). Измерение микротвёрдости структурных составляющих производили на микротвердомерах при различных нагрузках.

Катанка испытывалась на разрывных машинах на растяжение.

Дилатометрические образцы диаметром 3,0 и 4,0 мм изготавливали из катанки диаметром 5,5 мм. Температуру при нагреве и охлаждении образцов контролировали хромель-алюмелевыми термопарами, приваренными к поверхности образцов, с диаметром электродов 0,3 мм. Аустенизацию проводили при 950°C в течение 2–3 мин с последующей выдержкой 5 мин. Последующее охлаждение дилатометрических образцов осуществляли по программе в печах с различной тепловой инерцией, на спокойном воздухе, под вентилятором, в масле и воде. Температуры начала и конца фазовых превращений определяли по регистрируемому дилатограммам, среднюю скорость охлаждения образцов – по термограммам.

Таблица 1

Химический состав и механические свойства высокоуглеродистой катанки

Марка стали	Массовая доля химических элементов, %										Механические свойства		
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N	Al	σ _в , МПа	Ψ, %	δ ₁₀ , %
			не более										
70	0,71–0,74	0,40–0,60	0,15	0,010	0,005	0,08	0,10	0,13	0,007	0,004	1160	33	10
75	0,75–0,80	0,40–0,60	0,15	0,010	0,005	0,08	0,10	0,13	0,007	0,004	1210	30	10
80	0,81–0,85	0,40–0,60	0,15	0,010	0,005	0,08	0,10	0,13	0,007	0,004	1260	28	9
85	0,86–0,90	0,40–0,60	0,15	0,010	0,005	0,08	0,10	0,13	0,007	0,004	1310	27	9

Примечания: 1. Нормируется содержание свободного азота.

2. Массовая доля бора – не более 0,0025%, отношение бора к азоту – не более 0,40.

Теория, технико-технологические разработки, результаты и их обсуждение

Основные требования к качественным показателям стали, НЛЗ и катанки для изготовления металлокорда следующие: обеспечение заданного уровня и однородности основных химических элементов (C, Mn, Si) и металлических примесей (Cr, Ni и Cu); минимального содержания вредных примесей P, S, As, Zn, Pb, Sn и т.п.; высокой чистоты стали по НВ, особенно недеформируемым алюминатам; высокого качества поверхности, минимальной ликвации, пористости; однородности структуры и механических свойств катанки по длине бунта, максимального количества сорбитообразного перлита с низким количеством или исключением структурно-свободного феррита (ССФ) или цементита (ССЦ), отсутствие закалочных структур.

Ниже рассмотрено обеспечение этих требований в условиях мини-завода.

Химический состав стали

Внепечная обработка стали, проводимая на УКП и VD/VOD и/или RH, гарантирует точное попадание в заданный химический состав сталей 70–85 с низким внутривсплавлением разбегом массовых долей элементов на уровне $\Delta C = 0–0,01\%$; $\Delta Mn = 0–0,03\%$; $\Delta Si = 0–0,03\%$, межвсплавление разброс соответственно составляет $\Delta C = 0–0,04\%$; $\Delta Mn = 0–0,05\%$; $\Delta Si = 0–0,05\%$. Содержание фосфора, серы, азота и водорода обеспечивается на уровне соответственно не более 0,010, 0,005, 0,007% (в свободном состоянии) и 2,0 ppm. При производстве стали на базе селективно отобранного металлолома с добавлением до 30% от массы металлошихты пердеельного чугуна или другого сырья в твердом состоянии (Синтикома, Суперкома, горячебрикетированного железа – ГБЖ) остаточное содержание металлических примесей достигает достаточно высоких значений. Применение чистого сырья (металлизированных окатышей) для производства катанки под металлокорд дорого. Доказано [14–17], что содержание $Cr \leq 0,15\%$; $Ni \leq 0,15\%$; $Cu \leq 0,25\%$ не оказывает негативного воздействия на свойства катанки, технологичность ее волочения и свивки кордовых конструкций. В настоящее время можно обеспечить в стали массовые доли хрома, никеля и меди на уровне $\leq 0,05$; $\leq 0,10$ и $\leq 0,13\%$ соответственно.

Введение в решетку α -Fe больших по размеру, чем атомы железа, атомов Си вызывает увеличение ее периода и уровня микронапряжений, которые компенсируются за счет меньших по размеру атомов бора, занимающих в решетке α -Fe позиции замещения. Это объясняет высокую растворимость Си в α -Fe борсодержащих сталей, их пониженную прочность и высокую пластичность.

Известно, что действие азота, особенно несвязанного, ухудшает пластические и эксплуатационные свойства металла вследствие развития процессов деформационного старения и твердо-растворного упрочнения кристаллической решетки феррита. В то же время микродобавки бора, связывая азот в нитриды – BN, уменьшают вероятность развития процессов старения, а также снижают возможность закалки металла. Кроме того, нитрид бора, выводя азот из позиций внедрения, снижает степень упрочнения металла. Бор также измельчает столбчатые кристаллы при кристаллизации, обуславливая этим меньшую осевую ликвацию и повышая технологическую пластичность и деформируемость катанки и проволоки без термической обработки (патентирования) до суммарной деформации 95–97% (катанка диаметром 5,5 мм – волочение в проволоку диаметром 1,2–1,0 мм без промежуточной термической обработки). Бор, увеличивая время инкубационного периода образования феррита и уменьшая скорость формирования центров его зарождения, снижает в стали количество ССФ. По результатам исследований обоснованно принято количество свободного азота в кордовой стали не более 0,007%, бора не более 0,0025% и отношение $B/N \leq 0,4$ [9, 17–24].

Вакуумирование стали, обеспечивая ее глубокую дегазацию (до вакуумирования содержание в стали водорода 2–6, после – 0,3–1,5 ppm, а азота соответственно 0,010–0,012 и 0,005–0,007%), обуславливает дополнительное увеличение пластичности катанки. Так, при первичных испытаниях катанка из невакуумированной стали марки 70 имеет относительное сужение $\Psi = 30–35\%$, а из вакуумированной стали – 38–45%.

Количество вредных примесей в стали обеспечивается на уровне следов. Это исключает явления красно- и хладоломкости, повышает пластические характеристики катанки и ее способность к интенсивной деформации в холодном состоянии.

Неметаллические включения

Эндогенные и экзогенные НВ образуются в результате реакций, связанных с легированием, десульфурацией, дефосфорацией, раскислением стали или также являются продуктами износа футеровочных огнеупоров.

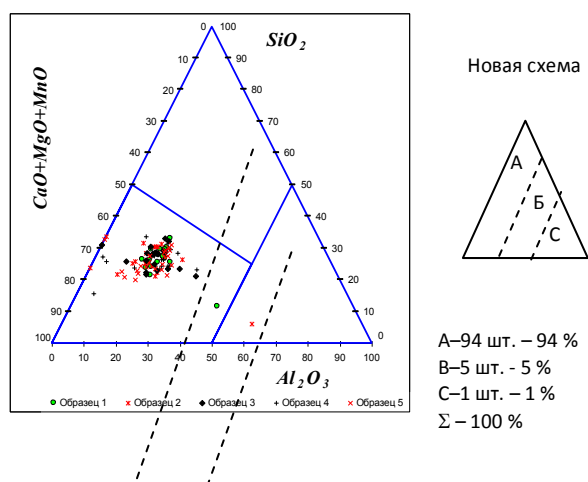
НВ взаимодействуют с металлической матрицей и имеют различные деформационные свойства. Вследствие этого на границе недеформирующихся НВ формируются микрополости, по которым в дальнейшем может происходить разрушение катанки и проволоки. Оценить деформируемость НВ можно индексом деформируемости v , который определяется отношением степеней деформации НВ и металлической матрицы. Чем ниже значения этого индекса, тем менее пластичны НВ и тем вероятнее разрушение металла в процессе деформации. Наоборот, чем выше уровень этого индекса, тем пластичнее НВ, и при значении, равном 1, деформируемость НВ и металла одинаковая. Опасные НВ в этом смысле ($v = 0$) – алюминаты и алюмокальциниты, наиболее пластичны сульфиды марганца ($v = 1$). Сульфиды марганца удовлетворительно деформируются и дробятся в процессе горячей прокатки катанки, образуя мелкие строчки пластичных НВ, хорошо деформируемых в дальнейшем при холодном волочении [25]. Особенно вредное влияние оказывают алюминаты [26–28].

Эффективно использование модифицирования стали кальцием при помощи ввода на У КП в несколько приемов кальцийсодержащей порошковой проволоки (SiCa, FeCa). При этом возможен перевод недеформируемых алюминатов состава $MgO \cdot Al_2O_3$, $CaO \cdot Al_2O_3$ при отношении $Ca/a_o = 0,60–1,20$ (a_o – активный кислород) в пластичное соединение $12CaO \cdot 7Al_2O_3$ с пониженной температурой плавления, которое легко переводится в шлак. При другом отношении Ca/a_o образуются твердые тугоплавкие алюминаты, которые формируют настывы в стаканах-дозаторах и недеформируемые НВ в стали. Использование полностью магнезиальных сталеразливочных ковшей (СК), обработка стали белыми шлаками, редкоземельными металлами (РЗМ) также способствует снижению загрязненности стали НВ.

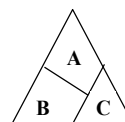
Применение полностью магнезиального СК

НВ в НЛЗ количественно оценивались на кованных пробах от 6-ти темплетов, отобранных от каждого ручья МНЛЗ, по методике ГОСТ 1778 (метод Л1). Следует отметить, что во всех образцах подавляющее большинство НВ (97–98,7% оксидов и 91,5–99,2% сульфидов) имеет размеры 0–5,6 мкм (1-я группа НВ по методу Л1, ГОСТ 1778). Наблюдаются следующие максимальные размеры НВ – оксиды протяженностью до 11,5 мкм; сульфиды до 16,8 мкм. Расчетные индексы (оксиды до $6,5 \cdot 10^{-3}$, сульфиды до $4,2 \cdot 10^{-3}$, общий $8,6 \cdot 10^{-3}$) загрязненности литой стали НВ также доказывают незначительность пораженности металла опытной плавки НВ оксидного и сульфидного типов.

Диаграмма Pirelli (рис. 1) показывает удовлетворительное распределение НВ, которое может обеспечить высокую деформационную пластичность при волочении высокоуглеродистой катанки в проволоку диаметром до 0,15 мм без существенной обрывности. Так, запретная зона С ($h_{НВ} \leq 10$ мкм; плотность НВ $\leq 20–40$ см⁻²) в опытной плавке включает всего 1 НВ протяженностью 1 мкм – 1% с плотностью ~ 18 см⁻². Остальные НВ находятся в оптимальной зоне В и имеют плотность 1395–2441/1808 см⁻², но весьма малых размеров – не более 6 мкм. Фирма Pirelli признала, что плотность НВ не является представительной характеристикой и заменила этот показатель на простое процентное соотношение. Так, для металлокорда допускается в зоне С ($Al_2O_3 \geq 50\%$) не более 4% НВ максимальным размером 10 мкм, в зоне В ($Al_2O_3 = 25–50\%$) – не более 20% и в зоне А ($Al_2O_3 = 0–25\%$) – остальные НВ; в зоне А и В протяженность НВ допускается до 30 мкм. На рис. 1 количество НВ по новой методике составляет в зоне С – 1%, в зоне В $\sim 5\%$ и в зоне А – 94%. Это подтверждает высокую чистоту по НВ катанки из стали, обрабатываемой в сталеразливочном ковше (СК) на У КП, полностью зафутерованного основной магнезиальной массой, обеспечившей наличие в металле мелких и пластичных НВ. Такой металл имеет высокую технологичность при переработке в тонкую проволоку и металлокорд.



Старая схема



N° образца		Кол-во полей	Кол-во вклю- чений	Плотность вкл/см ²	Хим. состав, %	
				A	B	C
1	8	20	2441		20	
2	12	20	1628		19	1
3	12	20	1395		20	
4	12	20	1776		20	
5	12	20	2170		20	
Сумма	56	100	1808		99	1
%		0 %		99%		1%
h _{НВmax} = 6 мкм						

Рис. 1. Диаграмма ф. Pirelli для катанки из стали марки 80

Обработка стали белыми шлаками при сливе металла из ДСП в СК

С целью снижения загрязненности стали НВ, ускорения процессов их модифицирования была опробована более ранняя обработка стали основными шлаками – на этапе слива металла из ДСП в СК. Причем обработка осуществлялась белыми шлаками с УКП, полученными при производстве низкоуглеродистой стали с повышенным содержанием алюминия.

Металлографическое исследование показывает следующее. Загрязненность стали НВ в НЛЗ оценивали исследованием кованных темплетов по ГОСТ 1778 (метод Л1). По индексам НВ: оксиды – до $9,9 \cdot 10^{-3}$, сульфиды – до $8,0 \cdot 10^{-3}$ и суммарный – до $12,5 \cdot 10^{-3}$, опытная плавка имеет низкую загрязненность НВ.

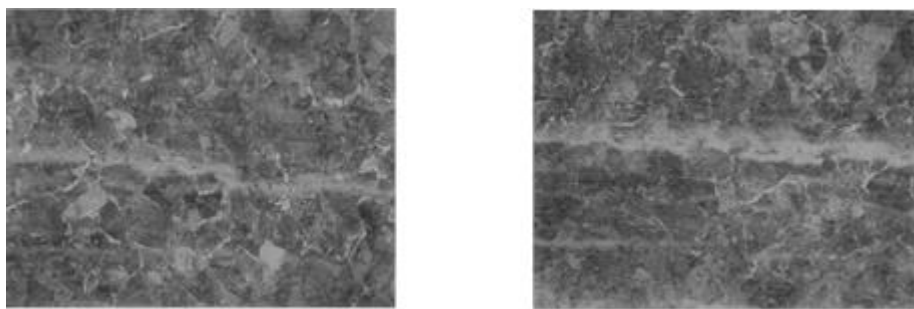
Диаграммы Pirelli катанки характеризуются тем, что наблюдается очень много НВ в запретной зоне С – до 31%. При этом размеры НВ небольшие: не более 7 мкм. Максимальное содержание Al_2O_3 (до ~68%) в НВ – это негативный результат, который обусловлен наличием в белых шлаках алюминия. Переход на белые шлаки,

полученные в процессе внепечной обработки высокоуглеродистой стали, обеспечат положительный эффект – освобождение от НВ зоны с диаграммы Pirelli.

Обработка стали Ca + РЗМ лигатурой

В технической литературе [29, 30] приводятся данные о положительном воздействии редкоземельных элементов (РЗМ) как модификаторов жидкой стали, благотворно влияющих на кристаллическую структуру непрерывного слитка и загрязненность стали НВ. В ряде случаев действие РЗМ признается более эффективным, чем таких элементов, как кальций и бор. Так, например, РЗМ сильнее бора влияют на снижение длины зоны столбчатых кристаллов (ЗСК), но бор [6] больше РЗМ влияет на внутреннее строение дендритов. Утверждается также, что РЗМ является более сильным модификатором НВ, чем кальций. Были опробованы в опытном порядке лигатура Ca + РЗМ (примерный состав: 10–12% Ca; 15% Mg; 40–45% Si; 10–12% РЗМ, из них до 50% – Ce, 25% – La и 25% Nd или Pr).

Опыты проводились на стали марки 85 (рис. 2).

Рис. 2. Структурная полосчатость на продольных образцах катанки из стали 85, $\times 500$

Лучшие результаты по чистоте катанки от НВ наблюдаются в металле нескольких плавок, в которых по диаграммам Pirelli отмечается следующее:

- по толщине НВ: ≤ 9 мкм;
- по плотности НВ: $622 - 1684 \text{ см}^{-2}$;
- по загрязненности НВ в зоне С: 3 – 53% толщиной 4 – 11 мкм.

Модифицирование стали лигатурой, содержащей Са и РЗМ, при первичном опробовании не дало положительного эффекта. В целом, металл без лигатуры значительно чище по НВ, но необходимо повторить опыты по модифицированию стали Са + РЗМ лигатурой с целью поиска наилучшего результата.

Оценка предельно допустимой загрязненности стали НВ с применением коэффициента физической неоднородности

В работе [25] доказывается, что применение для оценки НВ в стали коэффициента физической неоднородности $k_{\text{фн}}$ ($k_{\text{фн}} = S_{\text{нв}}/S$, где $S_{\text{нв}}$ – суммарная площадь, занимаемая недеформируемыми НВ, S – площадь поперечного сечения готовой проволоки) и эффективно, и универсально. Поэтому представляется целесообразным представить зависимость $k_{\text{фн}}$ от предельных размеров единичных НВ и решить обратную задачу, а именно определить количество предельно допустимых НВ в функции от размера НВ и $k_{\text{фн}}$. Эти зависимости представлены в табл. 2, 3. Используя эти данные, можно установить приемлемость катанки для конкретного назначения по уровню загрязненности стали НВ.

Расчетным способом установлены значения $k_{\text{фн}}$ в зависимости от размера единичного недеформируемого НВ ($h_{\text{нв/нд}}$), диаметра (0,40–0,15 мм) готовой проволоки кордового назначения. В работе [31] регламентировано допустимое значение $k_{\text{фн}}$ в катанке, например, для металлокорда, равное не более 5%. С учетом этого критерия (см. табл. 2) можно установить, что 5% барьер проходят единичные НВ толщиной не более 35 мкм для диаметра проволоки 0,15 мм, 45 мкм – 0,20 мм и т.п. Однако, как правило, в реальном металле имеется

множество мелких и более крупных НВ. В табл. 3 представлено допустимое количество НВ в катанке определенного диаметра в зависимости от $k_{\text{фн}}$ и диаметра готовой проволоки. Так, для диаметра готовой проволоки 0,15 мм для обеспечения $k_{\text{фн}}$ не более 5% допустимо наличие до 50 НВ протяженностью (условного максимального размера НВ) 5 мкм, примерно 13 НВ диаметром 10 мкм, 5 НВ диаметром 15 мкм, 1 НВ протяженностью 30 мкм. НВ размером более 35 мкм недопустимы. Для точного расчета предельных критериальных значений необходимо определить площадь всех недеформируемых НВ в поперечном сечении катанки и рассчитать реальное значение $k_{\text{фн}}$. Идеальная оценка загрязненности стали НВ, по-видимому, состоит в сочетании вышеописанного метода с использованием $k_{\text{фн}}$ и новой методики фирмы Pirelli, ограничивающей НВ по содержанию Al_2O_3 .

Таблица 2
Значения $k_{\text{фн}}$ (%) от толщины НВ – $h_{\text{нв}}$ и диаметра готовой проволоки (d)

Диаметр проволоки, мм	$h_{\text{нв}}$, мкм									
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
0,15	0,1	0,40	1,00	1,80	2,80	4,00	5,40	7,10	9,00	11,10
0,20	0,06	0,22	0,56	1,01	1,57	2,25	3,03	3,99	5,06	6,24
0,25	0,04	0,14	0,35	0,64	0,99	1,42	1,92	2,53	3,20	3,95
0,30	0,03	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35	1,78	2,25	2,78
0,35	0,02	0,07	0,18	0,33	0,51	0,73	0,99	1,31	1,65	2,04

Определен комплекс технологических мероприятий для снижения загрязненности металла НВ, которые следует применять в совокупности: применение эффективного количества кальцийсодержащей порошковой проволоки для модифицирования НВ, отдаваемой на У КП в несколько приемов дифференцированными порциями; вакуумирования стали, использование основных футеровок СК и промежуточных ковшей (ПК); выбор рационального состава теплоизолирующих и рафинирующих засыпок в ПК, не содержащих оксидов железа и марганца; продувка стали в ПК аргоном через специальные про-

дувочные блоки; защита от вторичного окисления струи стали, истекающей из СК в ПК и из ПК в кристаллизатор (К).

Таблица 3
Зависимость допускаемого количества [НВ]
от толщины НВ и диаметра готовой проволоки
при $k_{фн} \leq 5\%$

Диаметр проволоки, мм	$h_{НВ}$, мкм									
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50
1,00	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0,15	50	13	5	3	2	1	–	–	–	–
0,20	83	23	9	5	3	2	2	1	1	–
0,25	125	36	14	8	5	4	3	2	2	1
0,30	167	50	20	11	7	5	4	3	2	2
0,35	250	71	28	15	10	7	5	4	3	3

Уменьшение загрязненности НВ катанки из высокоуглеродистой стали марок 70–85 для металлокорда обычной, высокой, супервысокой и ультравысокой прочности совместно с другими показателями качества обеспечило высокую технологичность на метизном переделе (обрывность при микроволочении – не более $1,5\text{--}2,0 \text{ т}^{-1}$, при свивке прядей и кордовых конструкций – не более $2,0\text{--}2,5 \text{ т}^{-1}$).

Макро- и микроструктура катанки

Для формирования качественной макроструктуры, минимизации ликвационных явлений в НЛЗ и катанке наиболее эффективны методы разливки стали с обеспечением максимального развития зоны равноосных кристаллов (ЗРК) при сокращении зоны столбчатых кристаллов (ЗСК).

Результаты исследований показывают следующее:

1. Из-за дендритной ликвации образуются

ликвационные полосы, структурная полосчатость, остатки которых выявляются в катанке и проволоке. Основными ликвирующими элементами являются С, Р, Мн, Cr, Si. Электромагнитное перемешивание (ЭМП) способствует реализации затравочно-инокулирующего эффекта при кристаллизации стали, который заключается в отрыве частиц от дендритов и перемещении их в сердцевину НЛЗ, что увеличивает количество центров и способствует увеличению скорости кристаллизации. ЗРК в результате действия ЭМП заметно увеличена – в среднем в 1,7 раза, при этом центральная ликвация и пористость рассредотачиваются.

2. Ликвация на микроуровне обуславливает формирование в центральных частях высокоуглеродистой катанки мартенситных участков, протяженность которых составляет от 5 до 200 мкм. Выбор наилучших режимов кристаллизации слитка, применение ЭМП, обеспечение степени перегрева над температурой ликвидус на минимально-возможном уровне (не более $20\text{--}30^\circ\text{C}$) позволяет исключить появление закалочных структур. Этому может способствовать замедленное охлаждение разлитого слитка под колпаками, в обогреваемых или необогреваемых колодцах, высокотемпературный ($\sim 1200^\circ\text{C}$) длительный (не менее 6 ч) гомогенизирующий отжиг. Наиболее эффективные режимы кристаллизации НЛЗ сечением 125×125 мм: скорость разливки 2,5–3 м/мин; перегрев над температурой ликвидус $\sim 20\text{--}30^\circ\text{C}$.

Закономерности микроструктурообразования определяются термокинетической диаграммой (ТКД), представленной на рис. 3 [13].

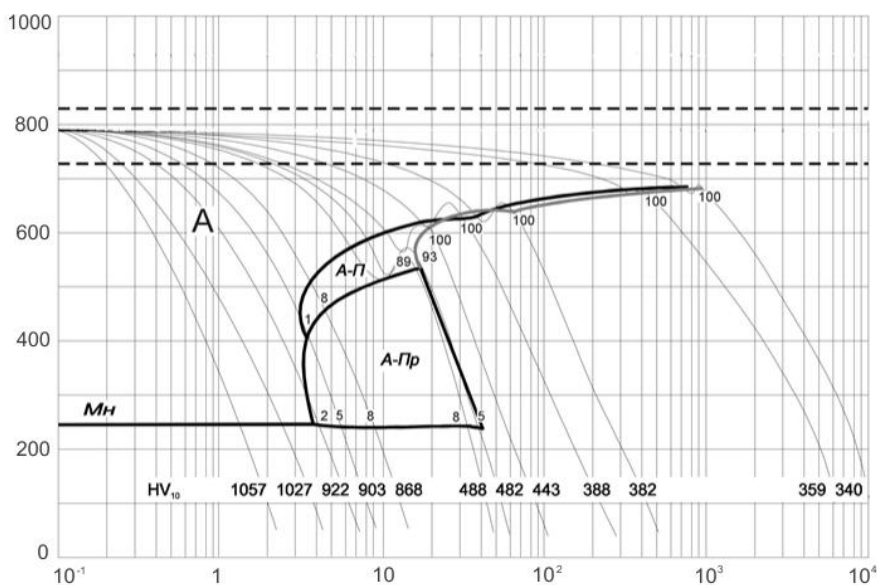


Рис. 3. ТКД высокоуглеродистой стали 80

Несмотря на вредность закалочных структур, многие производители металлокорда допускают их наличие. Например, фирма Beкаert разрешает в центральных участках сечения катанки наличие участков мартенсита протяженностью до 20 мкм [32].

При производстве катанки необходимо одновременное обеспечение нескольких показателей качества. Зачастую улучшение одних из них может привести к ухудшению других. Здесь необходим поиск определения приоритета, значимости какого-либо показателя по отношению к другим. Поэтому в настоящей работе исследованы показатели качества катанки (микроструктура, степень обезуглероживания, окалинообразование, дефектность поверхности) и их комплексное влияние на свойства катанки и проволоки [13, 26, 31–37].

В процессе исследований (рис. 4) определена зависимость количества перлита первого балла от температуры виткообразования. Эта зависимость показывает, что есть две области, в которых межпластинчатое расстояние Δ в перлите уменьшается: первая – это область 950–1000°C, вторая – менее 700°C. В этих случаях образуется практически 100% мелкодисперсного перлита 1 балла ($\Delta < 0,2$ мкм). Однако при температурах металла ниже 700°C в поверхностных слоях катанки формируется недопустимая постзакалочная структура – сорбит отпуска, ухудшающая технологичность переработки такой катанки в проволоку. При высоких температурах (950–1000°C) имеется уже другой недостаток – увеличивается среднее количество вторичной окалины до 6–8 против 2–4 кг/т при температуре виткообразования 800–850°C, при которой количество мелкодисперсного перлита уменьшается на 20–30%. В связи с тем, что формируемая при температурах 950–1000°C окалина состоит, в основном, из вюстита и затем происходит быстрое охлаждение витков катанки вентиляторным воздухом, в том числе в температурном диапазоне 570–400°C, не происходит превращения вюстита в магнетит, благодаря чему обеспечивается легкое удаление такой окалины перед волочением как химическим, так и механическим способами. Увеличением же расхода металла в окалину при этом можно пренебречь, так как увеличение дисперсности перлита при одновременном снижении глубины обезуглероживания обуславливают улучшение переработки катанки и проволоки при волочении и свивке прядей и металлокорда.

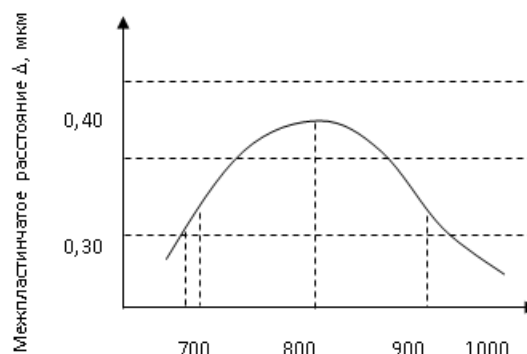


Рис. 4. Зависимость межпластинчатого расстояния Δ от температуры виткообразования t_{vit}

Одновременно с дисперсностью перлита на деформируемость катанки и проволоки оказывает влияние и размер действительного зерна. Для высокоуглеродистой катанки этот размер оптимален в диапазоне № 7–11.

Обезуглероживание и качество поверхности катанки

В большинстве практических случаев обезуглероженный слой (ОБС) считается неудовлетворительным фактором. Однако в литературе [31] отмечается и положительное влияние обезуглероживания поверхности катанки на ее потребительские свойства. Мягкая обезуглероженная поверхность обеспечивает повышенную пластичность металла при перегибах и скручиваниях из-за малой чувствительности к концентраторам напряжений и высокой сопротивляемости распространению трещин. Формирование в поверхностном обезуглероженном слое остаточных сжимающих напряжений приводит к повышению усталостной прочности и долговечности при работе в канатах, а также повышению коррозионной стойкости и улучшению оцинкования проволоки за счет предотвращения проявления эффекта Ребиндера (процесс горячего цинкования из расплава). В ОБС меньше вероятность образования мартенсита истирания и вызываемых им поверхностных трещин и надрывов. С учетом изложенного, необходимо обеспечить равномерную глубину обезуглероживания катанки по её периметру. Сравнительное исследование [13, 22, 23, 37] распределения обезуглероженного слоя в углеродистой катанке разных заводов-изготовителей показало, что в условиях мини-завода обеспечивается формирование равномерного обезуглероженного слоя по периметру катанки, что является одним из достоинств.

Сквозной технологией производства углеро-

дистой катанки обеспечивается низ-кая дефектность поверхности катанки: глубина дефектов не превышает 0,15 мм, а в 95% случаев она не более 0,10 мм.

Таким образом, разработана технология производства стали, НЛЗ и катанки для металлокорда обычной, высокой и сверхвысокой прочности. Катанка имеет хорошую деформируемость, технологична при переработке в проволоку, пряжи и кордовые конструкции.

Заключение

В статье рассмотрено влияние металлургических факторов (химический состав стали, макро- и микрообъемах литого металла и т.п.) и режимов термической обработки проката в бунтах на линии двустадийного охлаждения типа Stelmor (температуры аустенитизации металла, скорости охлаждения проката на обеих стадиях) на формирование микроструктуры и свойств металлоизделий.

Установлены следующие научно обоснованные закономерности по улучшению качественных параметров катанки под металлокорд. Сталь микролегирована бором в зависимости от соотношения в стали бора и азота (B/N) на уровне не более 0,4. Определено, что взаимное связывание бора и азота в нитрид позволяет взаимно нейтрализовать вредное действие и бора, и азота, заключающееся в том, что бор в свободном состоянии повышает закаляемость стали и упрочняет ее, а несвязанный азот обуславливает упрочнение твердого раствора кристаллической решетки феррита и способствует остариванию стали. При этом также формируется и минимальное межпластинчатое расстояние в перлите (не более 0,2 мкм) с благоприятной ориентацией перлитных колоний в металле для волочения (вдоль направления деформирования).

Термическая обработка высокоуглеродистой стали типа 70–85: температура аустенитизации 950–980°C, скорость охлаждения 25–30°C/с в потоке линии двустадийного охлаждения с формированием структуры тонкодисперсного сорбитообразного перлита в количестве не менее 70% по сечению бунтового проката.

В итоге обеспечивается требуемый НД и потребителями комплекс наилучших структуры и свойств высокоуглеродистой катанке, что обуславливает высокую техно-логичность при ее переработке в металлокорд.

Список литературы

1. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Мионов О.А. Влияние химического состава на формирование структуры и свойств жароизносостойких чугунов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. № 3. С. 44–47.
2. Комплексно-легированные белые чугуны функционального назначения в литом и термообработанном состоянии / Ри Э.Х., Ри Хосен, Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. и др. Владивосток: Дальнаука, 2006. 275 с.
3. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочков П.А. Структура и износостойкость хромованадиевых чугунов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. №7. С. 25–28.
4. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Воронков Б.Н. Комплексно-легированные белые износостойкие чугуны. Челябинск: Печатный салон «Издательство РЕКПОЛ», 2005. 178 с.
5. Специальные чугуны. Литье, термическая обработка, механические свойства: учеб. пособие / Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Соловьев В.П., Цыбров С.В.; под ред. Колокольцева В.М. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. 187 с.
6. Савенок А.Н., Веденеев А.В. Новые направления развития производства металлокорда // Сталь. 2004. № 10. С. 60–61.
7. Столяров А.Ю. Современное оборудование для производства металлокорда // Механическое оборудование металлургических заводов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. Корчунова А.Г. Вып. 2. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2013. С. 146–152.
8. Веденеев А.В., Панизов В.С. Современные тенденции развития оборудования для металлокорда // Литье и металлургия. 2005. № 4 (36). С. 81–85.
9. Гордиенко А.И., Крылов-Олеференко В.В. Перспективы применения технологических процессов в производстве металлокорда // Литье и металлургия. 2009. № 2 (51). С. 138–143.
10. Алексеев Ю.Г., Кувалдин Н.А. Металлокорд для автомобильных шин. М.: Металлургия, 1992. 192 с.
11. Столяров А.Ю., Токарева Н.В. Формирование однородной перлитной структуры патентованной заготовки при производстве высокопрочного шинного корда // Метиз. 2011. № 1. С. 18–24.
12. Абраменко О.В., Зайцева Т.Л. Белорусскому металлокорду 25 лет // Черные металлы. 2012. № 10. С. 10–20.
13. Металлургические и металловедческие аспекты производства высокоуглеродистой катанки / А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. Магн. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 257 с.
14. О целесообразности ограничения содержания примесей цветных металлов в углеродистой катанке / Н.А. Богданов, А.В. Кутаков, А. Б. Сычков и др. // Сталь. 2000. № 1. С. 67–69.
15. Анализ реальности технологии удаления меди из жидкого железа, построенной на испарении / А.И. Зайцев, И.Е. Зайцева, Е.Х. Шахпазов и др. // Электрометаллургия. 2003. № 10. С. 31–37.
16. Pivovarci M., Kijak J. Nondesirable additives contents reduction in continuously cast steel // Metallurg. 2002. 41. № 1. P. 57–60.
17. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1986. 192 с.
18. Новое применение бора в металлургии / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко, М.А. Жигарев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. № 1(9). С. 15–17.
19. Development and introduction of a technology for making bor-bearing steel/NA Bogdanov, AB Sychkov, IV Derevyanchenko, VV Parusov, AM Nesterenko, RV Starov a etc. // Metallurgist. February 1999. Vol. 43. Issue 2. P. 71–75.

20. Нестеренко А.М., Сычков А.Б. Размерно-геометрические аспекты легирования стали бором и медью. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Днепропетровск: Визион, 2004. Вып. 7. С. 181–183.
21. Медь в черных металлах: пер. с англ. / под. ред. И.Л. Мея и М.М. Шетки. М.: Металлургия, 1988. 312 с.
22. Anil Kumar, Satish C. Koria, Dipak Mazumdar. An Assessment of Fluid Flow Modelling and Residence Time Distribution Phenomena in Steelmaking Tundish System // ISIJ International. 2004. Vol. 44. № 8. P. 1334–1342.
23. Design Optimisation of a Single-strand Continuous Cast Tundish Using Residence Time Distribution Data / I.G. Craig, D.J. de Kock, K.W. Makgata e.a. // ISIJ International. 2001. Vol. 41. № 10. P. 1194–1200.
24. Scientific and technological aspect of high-grade rolled wire production / V.V. Parusov, O.V. Parusov, I.N. Chuyko, A.B. Sychkov // Metallurgical and Mining Industry. 2010. V. 2. № 2. P. 137–142.
25. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. 536 с.
26. Ensuring high quality indices for the wire rod used to make metal cord / V.V. Parusov, I.V. Derevyanchenko, A.B. Sychkov, M.A. Zhigarev a etc. // Metallurgist. November 2005. Vol. 49. Issue 11–12. P. 439–448.
27. Сычков А.Б., Малашкин С.О., Жигарев М.А. Развитие устройств и способов для термической обработки катанки // Сталь. 2015. № 10. С. 50–54.
28. Григорович К.В., Иванов Э.В., Эндерс В.В. Оптимизация технологии производства высококачественной кордовой стали // Литье и металлургия. 2003. № 4. С. 105–109.
29. Скок Ю.Я. Повышение качества стали путем модифицирования // Сталь. 1992. № 8. С. 13–17.
30. Малиночка Я.Н., Титова Т.М., Курасова. Состав и структура глобулярных сульфидов в сталях с РЗМ // Сталь. 1986. № 4. С. 78–83.
31. Белалов Х.Н. Формирование свойств канатной проволоки // Стальные канаты: науч. тр. Одесса: Астропринт, 2001. С. 105–116.
32. BUSCBR-спец: GS-02-002. Катанка для предприятий по производству металлокорда. Общая закупочная спецификация. 8 с.
33. Особенности формирования структуры и свойств бунтового проката / А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова // Металлургия: технология, инновации, качество. Металлургия 2015: труды XIX МНПК. Новокузнецк: ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 2015. Ч. 2. С. 96–102.
34. Process for heat treating a carbon steel wire: Patent 4830684.122113, U.S. 1989.
35. Aghazadeh J., Saadatmand M. The optimization of interlamellar spacing in a nanopearlitic lead-patented hypoeutectoid steel wire // Journal of materials engineering and performance. November, vol. 20(8). 2011, p.1467.
36. Alberg Henric. Material modeling for simulation of heat treatment. Luleå University of Technology University. 2003:07, p. 22.
37. Глубина обезуглероженного слоя на углеродистой катанке различных заводов-изготовителей / В.В. Тищенко, В.А. Луценко, А.Б. Сычков и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. С. 61–64.

Материал поступил в редакцию 22.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-83-94

EFFECTS OF METALLURGICAL FACTORS AND HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE OF WIRE ROD DESIGNED FOR STEEL CORD PRODUCTION

Kizhner Mark – Ph.D., Technical Manager, HOD-ASSAF Metals Ltd. - Kiriyat Gat Rolling Mill, Ashkelon, Israel. E-mail: mark@hodindustry.co.il.

Sychkov Alexander Borisovich – D.Sc. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: absychkov@mail.ru.

Sheksheev Maxim Aleksandrovich – Ph.D., Assistant Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: sheksheev@yandex.ru.

Malashkin Sergey Olegovich – Postgraduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: shtirlic21999@mail.ru.

Kamalova Gyuzel' Yagafarovna – Postgraduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University. E-mail: 174kamalova@mail.ru.

Abstract. It is primarily the microstructure that determines the mechanical properties and performance of steel products, as well as their processability. The technical literature describes the effects of the metallurgical quality of primary steel sections and of process and heat treatment parameters on the structure and properties of high carbon wire rod. However, sometimes it is not easy to identify the best processes to get a finely dispersed pearlitic structure, the required decarbonization and other properties in cast and rolled

steel to be used for steel cord production. The purpose of this work is to study the effects of metallurgical factors and heat treatment on the structure of wire rod designed for steel cord production, and to develop an efficient end-to-end process technology comprising steel making, refining, continuous casting, rod production and heat treatment processes using a Stelmor line which ensures a required scope of steel cord properties and a highly efficient thin wire drawing and stranding process. Among the techniques applied, standard spec-

trometers were used to determine the chemical composition of steel. The metallographic study was performed through scanning optic and electron microscopy. The chemical segregation and the chemical composition of nonmetallic inclusions were analyzed through energy-dispersive and wavelength dispersive X-ray spectroscopy on an electron probe micro analyzer (EPMA). Microhardness was measured at different loads using a microhardness tester. The wire rod was tested on tensile-testing machines. Dilatometric techniques were applied to build a CCT diagram. The originality of the study includes development of proven solutions for austenization temperature for high carbon wire rod to ensure an efficient cooling rate at the air-cooling stage. The efficient cooling rates were identified when analyzing the CCT diagram. The following proven patterns have been established. The steel is microalloyed with boron at the boron to nitrogen ratio of < 0.4 to prevent the negative impact of free boron and nitrogen when boron causes increased hardenability and nitrogen leads to ferrite strengthening and steel aging. Steel contamination with nonmetallic inclusions was studied and effective solutions were offered on how to modify them. The heat treatment process of 70-85 steel involves austenization at 950-980°C and cooling at the rate of 25-30°C/s with sorbitic pearlite formed covering at least 70% of the rod section. This results in the best combination of wire rod structure and properties with high processability meeting both regulatory and consumers' requirements.

Keywords: Metallurgical factors, nonmetallic inclusions, microalloying, boron, wire rod, Stelmor line, heat treatment, cooling rate, structure, properties.

References

- Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Mironov O.A. Effect of Chemical Composition on the Structure and Properties of Heat and Abrasion Resistant Cast Irons. *Izvestiya vysshykh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of Russian Universities. Ferrous metallurgy]. 2007, no. 3, pp. 44-47.
- Ri E.Kh., Ri Khosen, Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V. *Kompleksno-legirovannye belye chuguny funktsionalnogo naznacheniya v litom i termooobrabotannom sostoyanii* [Functional application multi-alloyed white cast irons in the cast and heat-treated states]. Vladivostok: Dalnauka, 2006, 275 p.
- Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Molochkov P.A. Structure and Wear Resistance of Chromium-Vanadium Cast Irons. *Izvestiya vysshykh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of Russian Universities. Ferrous metallurgy]. 2004, no. 7, pp. 25-28.
- Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Voronkov B.N. *Kompleksno-legirovannye belye iznosostoykie chuguny* [Wear resistant multi-alloyed white cast irons]. Cheliabinsk: Izdatelstvo REKPOL Print Shop, 2005, 178 p.
- Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Solov'yev V.P., Tsybrov S.V. Edited by Kolokoltsev V.M. *Spetsialnye chuguny. Litye, termicheskaya obrabotka, mekhanicheskie svoystva: ucheb. posobie* [A guide in special cast irons: Casting, heat treatment, mechanical properties]. Magnitogorsk: NMSTU, 2009, 187 p.
- Savenok A.N., Vedenev A.V. New Advances in Steel Cord Production. *Stal' [Steel]*. 2004, no. 10, pp. 60-61.
- Stolyarov A.Iu. Up-to-date equipment for steel cord production. *Mekhanicheskoe oborudovanie metallurgicheskikh zavodov* [Mechanical equipment of metallurgical plants]. Interdisciplinary scientific papers. Ed. Korchunov A.G. Edition 2. Magnitogorsk: Publishing House of Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2013, pp. 146-152.
- Vedenev A.V., Panizovich V.S. New Trends in Steel Cord Equipment. *Litye i metallurgiya* [Casting and Metallurgy]. 2005, no. 4 (36), pp. 81-85.
- Gordienko A.I., Krylov-Oleferenko V.V. Perspectives of Process Technology Application in Steel Cord Production. *Litye i metallurgiya* [Casting and Metallurgy]. 2009, no. 2 (51), pp. 138-143.
- Alekseev Iu.G., Kuvaldin N.A. *Metallokord dlia avtomobilnykh shin* [Steel cord for automobile tyres]. Moscow: Metallurgiya, 1992, 192 p.
- Stoliarov A.Iu., Tokarev N.V. Forming of a Homogeneous Pearlitic Structure of a Patented Workpiece in the Production of High Strength Tyre Cords. *Metiz* [Metalware]. 2011, no. 1, pp. 18-24.
- Abramenko O.V., Zaytseva T.L. 25th Anniversary of Belorussian Steel Cord. *Chernye metally* [Ferrous metals], 2012, no. 10, p. 10-20.
- Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Stoliarov A.Iu., Sheksheev M.A., Zhukova S.Iu., Malashkin S.O. *Metallurgicheskie i metallovedcheskie aspekty proizvodstva vysokouglerodistykh katanki* [High carbon wire rod production: Metallurgical and physicometturgical aspects]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2014, 257 p.
- Bogdanov N.A., Kutakov A.V., Sychkov A.B. et al. On the justification of a limited addition of non-ferrous metals in carbon wire rod. *Stal' [Steel]*. 2000, no. 1, pp. 67-69.
- Zaytsev A.I., Zaytseva I.E., Shakhpazov E.Kh. et al. A feasibility study of copper removal from liquid iron by evaporation. *Elektrometallurgiya* [Electrometallurgy]. 2003, no. 10, pp. 31-37.
- Pivovarci M., Kijak J. Nondesirable additives contents reduction in continuously cast steel. *Metallurgiya*. 2002, 41, no. 1, pp. 57-60.
- Liakishev N.P., Pliner Iu.L., Lappo S.I. Borsoderzhashchie stali i splavy [Boron steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p.
- Parusov V.V., Sychkov A.B., Derevianchenko I.V., Zhigarev M.A. New metallurgical application of boron. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of NMSTU]. 2005, no. 1(9), pp. 15-17.
- Bogdanov N.A., Sychkov A.B., Derevianchenko I.V., Parusov V.V., Nesterenko A.M., Starov R.V. et al. Development and introduction of a technology for making boron-bearing steel. *Metallurgist*. February 1999, vol. 43, iss. 2, pp. 71-75.
- Nesterenko A.M., Sychkov A.B. Dimensional and geometric aspects of alloying with boron and copper. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoy metallurgii* [Fundamental and practical issues of ferrous metallurgy]. Dnepropetrovsk: Vizion, 2004, iss. 7, pp. 181-183.
- Med' v chernykh metallakh* [Copper in ferrous metals]. Ed. Mey I.L. and Shetki M.M. Translated from English. Moscow: Metallurgiya, 1988, 312 p.
- Anil Kumar, Satish C. Koria, Dipak Mazumdar. An Assessment of Fluid Flow Modelling and Residence Time Distribution Phenomena in Steelmaking Tundish System. *ISI International*. 2004, vol. 44, no. 8, pp. 1334-1342.
- Craig I.G., de Kock D.J., Makgata K.W. e.a. Design Optimisation of a Single-strand Continuous Caster Tundish Using Residence Time Distribution Data. *ISI International*. 2001, vol. 41, no. 10, pp. 1194-1200.

24. Parusov V.V., Parusov O.V., Chuyko I.N., Sychkov A.B. Scientific and technological aspects of high-grade rolled wire production. *Metallurgical and Mining Industry*. 2010, vol. 2, no. 2, pp. 137-142.
25. Gubenko S.I., Parusov V.V., Derevianchenko I.V. *Nemetallicheskie vklucheniia v stali* [Non-metallic impurities in steel]. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2005, 536 p.
26. Parusov V.V., Derevyanchenko I.V., Sychkov A.B., Zhigarev M.A. et al. Ensuring high quality indices for the wire rod used to make metal cord. *Metallurgist*. November 2005, vol. 49, iss. 11-12, pp. 439-448.
27. Sychkov A.B., Malashkin S.O., Zhigarev M.A. Evolution of equipment and techniques for heat treatment of wire rod. *Stal'* [Steel]. 2015, no. 10, pp. 50-54.
28. Grigorovich K.V., Ivanov E.V., Enders V.V. Improving a high quality cord steel production process. *Litye i Metallurgiya* [Steel casting and making]. 2003, no. 4, pp. 105-109.
29. Skok Iu.Ia. Improving the quality of steel through modifications. *Stal'* [Steel]. 1992, no. 8, pp. 13-17.
30. Malinoshka Ia.N., Titova T.M., Kurasova. Composition and structure of globular sulphides in steels with REM. *Stal'* [Steel]. 1986, no. 4, pp.78-83.
31. Belalov Kh.N. Building properties in rope wire. *Stal'nye kanaty: Nauch. tr.* [Steel ropes: Research papers]. Odessa: Astroprint, 2001, pp. 105-116.
32. BUSCBR-spec: GS-02-002. Wire rod for steel cord producers. General purchase specification. 8 p.
33. Sychkov A.B., Sheksheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ia. Particulars of forming the structure and properties of bundled steel products. *Metallurgiya: tekhnologiya, innovatsii, kachestvo* [Metallurgy: Technology, innovations, quality]. Metallurgiya 2015. Papers from the 19th International Research Conference: Novokuznetsk: Siberian State Industrial University, Part 2, pp. 96-102.
34. Process for heat treating a carbon steel wire: U.S. Patent 4830684.122113; filed Nov.18.1987; date of patent May 16, 1989.
35. J. Aghazadeh. The optimization of interlamellar spacing in a nanopearlitic lead-patented hypoeutectoid steel wire. J. Aghazadeh, M.Saadatmand. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 20(8), November 2011, p. 1467.
36. Henric Alberg. Material modelling for simulation of heat treatment. Luleå University of Technology University. 2003:07, p. 22.
37. Tishchenko V.V., Lutsenko V.A., Sychkov A.B. et al. Decarbonized layer depth in carbon wire rod by different manufacturers. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'* [Steel making and ore mining industry]. 2003, pp. 61-64.

Влияние металлургических факторов и термической обработки на структуру катанки под металлокорд / Kizhner M., Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 83–94. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-83-94

Kizhner M., Sychkov A.B., Sheksheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya. Effects of metallurgical factors and heat treatment on wire rod structure designed for steel cord production. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 83–94. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-83-94

ПОТЕНЦИОДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА Al+6%Li С ИТТРИЕМ В СРЕДЕ ЭЛЕКТРОЛИТА NaCl

Назаров Ш.А.¹, Ганиев И.Н.¹, Норова М.Т.¹, Ганиева Н.И.¹, Каллиари И.²

¹ Институт химии им. В. И. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе

² Università degli Studi di Padova, Padova, Italy

Аннотация. Потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме при скорости развертки потенциала $2 \text{ мВ} \cdot \text{с}^{-1}$ исследовано коррозионно-электрохимическое поведение сплава Al+6%Li, легированного иттрием, в среде электролита NaCl. Зависимость изменения потенциала свободной коррозии от времени исходного сплава Al+6%Li и сплавов с иттрием показывает смещение потенциала в область более положительных значений. При этом потенциал свободной коррозии у сплава с иттрием (0,05 мас.%) имеет более отрицательное значение по сравнению с исходным сплавом. Дальнейший рост концентрации иттрия приводит к смещению потенциала свободной коррозии в область положительных значений. Добавки иттрия к сплаву Al+6%Li в средах электролита 0,03, 0,3 и 3,0%-ного NaCl сдвигает потенциалы коррозии и питтингообразования сплавов в положительную область значений. При этом потенциал репассивации также смещается в положительную область, что свидетельствует об улучшении пассивируемости образующихся питтинговых коррозионных очагов в нейтральных средах.

С увеличением концентрации хлорид-ионов в электролите NaCl наблюдается смещение в отрицательную область значения потенциалов питтингообразования сплава Al+6%Li с добавками иттрия. Рост концентрации хлорид-ионов способствует росту скорости коррозии сплавов независимо от их состава. Показано, что добавки иттрия уменьшают скорость коррозии сплава Al+6%Li почти в 2 раза в среде электролита NaCl.

Ключевые слова: сплав Al+6%Li; иттрий; потенциостатический метод; электролит NaCl; потенциал коррозии; потенциал питтингообразования; скорость коррозии.

Введение

Как известно, алюминий занимает второе место после стали по использованию в различных областях техники. Особенно ценны алюминий и его сплавы тем, что при равной прочности они почти в три раза легче стали и обладают высокой антикоррозионной стойкостью. Для предупреждения возможной коррозии указанных материалов необходимо выяснить причину и изучить свойства, которые делают их коррозионностойкими в различных условиях.

Алюминий, прежде всего, является «летающим» металлом. Его большая антикоррозионная стойкость – это следствие появления на поверхности металла тончайшей и очень плотной оксидной пленки, которая взаимодействует с окружающей атмосферой и защищает металл от дальнейшего окисления. Однако различные примеси, например железо, кремний, обычно присутствующие в чистом алюминии,

не только препятствуют образованию оксидной пленки, но и выпадают в виде интерметаллических соединений и в результате электрохимического воздействия на кристаллическую решетку оказывают сильное влияние на коррозионную стойкость сплава [1–5].

Повышенный интерес к легированию алюминиевых сплавов литием, самым легким из металлов с плотностью $\sim 0,54 \text{ г/см}^3$, обусловлен тем, что каждый процент лития снижает плотность алюминия на 3%, повышает модуль упругости на 6% и обеспечивает в сплавах значительный эффект упрочнения после закалки и искусственного старения [1].

Коррозия алюминиево-литиевых сплавов исследовалась авторами [2]. Показано, что легирование алюминия до 8% литием повышает скорость коррозии сплавов от $1,87 \cdot 10^{-3}$ до $22,1 \cdot 10^{-3} \text{ г/м}^2 \cdot \text{ч}$ соответственно для сплава с 1 и 8 мас.% лития.

В системе литий-иттрий имеет место несмешиваемость в жидком состоянии, которая незначительно распространяется в глубь

тройной системы алюминий-литий-иттрий до ~5 ат.%Al. С алюминиевым твердым раствором в равновесии находятся интерметаллиды Al_3Y и $AlLi$. Соединение Al_2Y образует двухфазные равновесия с литием и интерметаллидами системы алюминий-литий. Двухфазное равновесие имеет место между $AlLi$ - Al_3Y . Тройных соединений в системе алюминий-литий-иттрий не обнаружено [6, 7].

Экспериментальная часть

Для приготовления сплавов использовали: алюминий марки А995 (ГОСТ 55375-2012), литий ЛЭ1 (ГОСТ 8774-75), иттрий ИтМ (ГОСТ 23862.5-72). Содержание иттрия в сплавах составляло, мас. %: 0,01; 0,05; 0,1; 0,5.

Коррозионно-электрохимические исследования проводили потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме на потенциостате ПИ-50-1.1 с программатором ПР-8 в среде электролита NaCl со скоростью развертки потенциала $2 \text{ мВ} \cdot \text{С}^{-1}$ по методикам, описанным в работах [8–10]. В качестве электрода сравнения использовали хлорсеребряный, а вспомогательного – платиновый. Все значения потенциалов приведены относительно этого электрода. Результаты исследования представлены в табл. 1–4.

Таблица 1

Изменение потенциала свободной коррозии сплава $Al+6\%Li$, легированного иттрием от времени, в среде электролита 3% NaCl

Время выдержки, мин	Содержание иттрия, мас. %				
	–	0,01	0,05	0,10	0,5
0	1,470	1,520	1,460	1,425	1,360
1/8	1,450	1,470	1,420	1,400	1,300
1/4	1,400	1,455	1,380	1,380	1,270
1/2	1,370	1,420	1,350	1,360	1,240
1	1,360	1,400	1,300	1,350	1,200
2	1,320	1,380	1,280	1,334	1,178
3	1,280	1,350	1,266	1,280	1,160
4	1,220	1,330	1,258	1,224	1,130
5	1,195	1,315	1,249	1,200	1,110
10	1,174	1,305	1,220	1,190	1,100
15	1,120	1,290	1,210	1,172	0,980
20	1,090	1,284	1,200	1,168	0,974
30	1,050	1,280	1,196	1,150	0,960
40	1,030	1,277	1,180	1,146	0,955
50	1,022	1,275	1,174	1,130	0,950
60	1,020	1,275	1,174	1,130	0,950

Таблица 2

Временная зависимость потенциала свободной коррозии сплава $Al+6\%Li$ от содержания иттрия в среде 0,3%-ного NaCl

Время выдержки, мин	Содержание иттрия, мас. %				
	–	0,01	0,05	0,10	0,5
0	1,342	1,35	1,334	1,300	1,280
1/8	1,240	1,28	1,310	1,267	1,243
1/4	1,200	1,264	1,280	1,240	1,200
1/2	1,145	1,22	1,220	1,217	1,180
1	1,220	1,19	1,190	1,200	1,140
2	1,054	1,174	1,125	1,175	1,117
3	1,047	1,165	1,100	1,133	1,000
4	1,035	1,12	1,083	1,100	0,977
5	1,025	1,09	1,071	1,060	0,965
10	0,994	1,077	1,050	1,040	0,954
15	0,970	1,062	1,037	1,028	0,946
20	0,964	1,033	1,018	1,000	0,940
30	0,955	1,02	1,004	0,987	0,935
40	0,945	0,999	0,980	0,957	0,927
50	0,940	0,982	0,960	0,940	0,920
60	0,930	0,98	0,950	0,933	0,913

Таблица 3

Временная зависимость потенциала свободной коррозии сплава $Al+6\%Li$, легированного иттрием, в среде 0,03%-ного NaCl

Время выдержки, мин	Содержание иттрия, мас. %				
	–	0,01	0,05	0,10	0,5
0	1,155	1,360	1,330	1,300	1,278
1/8	1,120	1,320	1,315	1,275	1,200
1/4	1,105	1,300	1,290	1,220	1,180
1/2	1,090	1,270	1,277	1,190	1,120
1	1,075	1,230	1,230	1,155	1,100
2	1,050	1,180	1,200	1,130	1,080
3	1,030	1,150	1,170	1,100	1,050
4	1,015	1,120	1,140	1,086	1,020
5	0,995	1,100	1,120	1,050	1,000
10	0,944	0,990	1,000	1,010	0,970
15	0,925	0,980	0,975	0,970	0,927
20	0,875	0,968	0,950	0,920	0,875
30	0,890	0,954	0,930	0,880	0,850
40	0,850	0,945	0,920	0,862	0,833
50	0,830	0,940	0,910	0,850	0,820
60	0,830	0,940	0,910	0,850	0,820

Временная зависимость потенциала свободной коррозии исходного сплава $Al+6\%Li$ и сплавов с различным содержанием иттрия (см. табл. 1–3) показывает, что в первые минуты погружения сплава в раствор электролита наблюдается резкое смещение потенциала в область более положительных значений. При

этом если у нелегированного сплава стабилизация потенциала свободной коррозии наблюдается в течение 40 мин, то у легированных сплавов – в течение 20–30 мин, что свидетельствует об относительно высокой их пассивации под действием добавок иттрия. Так, после 1 ч выдержки в 3%-ном растворе NaCl потенциал свободной коррозии нелегированного сплава равняется $-1,020$ В, а у сплава, содержащего 0,50% Y, он составляет $-0,950$ В. Подобная тенденция имеет место во всех трех исследованных средах.

Однако зависимость изменений потенциала свободной коррозии сплава Al+6%Li от содержания иттрия имеет иной характер. При содержании в сплаве до 0,05 мас.% иттрия потенциал свободной коррозии имеет более отрицательное значение по сравнению с исходным сплавом. Дальнейший рост концентрации иттрия приводит к смещению потенциала с свободной коррозии в область положительных значений.

С целью выяснения механизма процесса коррозии и оценки коррозионной стойкости сплавов в растворе NaCl проведены электрохимические исследования в потенциодинамическом режиме при скорости развертки потенциала $2 \text{ мВ} \cdot \text{с}^{-1}$. Результаты обобщены в табл. 4.

Таблица 4

Коррозионно-электрохимические характеристики сплава Al+6% Li, легированного иттрием, в среде электролита NaCl

NaCl, мас. %	Содержание иттрия, мас. %	Электрохимические свойства, В				Скорость коррозии	
		$-E_{\text{св.корр}}$	$-E_{\text{кор}}$	$-E_{\text{п.о}}$	$-E_{\text{р.п}}$	$i_{\text{кор.}}$, А/м ²	$K \cdot 10^{-3}$, г/м ² ·ч
0,03%	–	0,830	0,970	0,650	0,680	0,055	18,43
	0,01	0,940	1,380	0,620	0,660	0,056	18,76
	0,05	0,910	1,350	0,610	0,640	0,038	12,73
	0,10	0,850	1,320	0,600	0,620	0,040	13,40
	0,50	0,820	1,220	0,580	0,620	0,035	11,73
0,3%	–	0,930	1,000	0,680	0,700	0,060	20,01
	0,01	1,110	1,430	0,630	0,680	0,062	20,77
	0,05	0,950	1,360	0,620	0,660	0,047	15,75
	0,10	0,930	1,342	0,620	0,650	0,042	14,07
	0,50	0,910	1,250	0,600	0,640	0,038	12,73
3%	–	1,020	1,080	0,680	0,720	0,080	26,8
	0,01	1,257	1,465	0,650	0,700	0,072	24,12
	0,05	1,174	1,384	0,640	0,680	0,064	21,44
	0,10	1,130	1,370	0,620	0,660	0,052	17,42
	0,50	0,950	1,350	0,620	0,650	0,044	14,74

Данные табл. 4 показывают, что добавки иттрия к сплаву Al+6% Li в трех исследованных средах электролита NaCl сдвигают потенциалы коррозии ($-E_{\text{св.корр}}$) и питтингообразования ($-E_{\text{п.о}}$) в положительную область значений. Потенциал репассивации ($-E_{\text{р.п}}$) также смещается в положительную область, что свидетельствует об улучшении пассивируемости образующихся питтинговых коррозионных очагов в нейтральных средах. С увеличением концентрации хлорид-ионов потенциал коррозии смещается в отрицательную область, что свидетельствует о снижении коррозионной стойкости сплавов с ростом агрессивности коррозионной среды (см. табл. 4). Все это сопровождается соответствующим изменением плотности тока коррозии и скорости коррозии. Добавки иттрия до 0,50 мас.% в 0,03; 0,3; 3%-ных растворах NaCl повышает коррозионную стойкость алюминиево-литиевых сплавов, что объясняется образованием более устойчивой и бездефектной защитной пленки на поверхности образцов, отличающейся устойчивостью к хлорид-ионам.

Заключение

Оксидная пленка, формирующаяся на алюминии, является очень тонкой и прочносоединенной поверхностной пленкой, поэтому с физической точки зрения она становится превосходным защитным материалом для сохранения основного металла. Дальнейший рост пленки осуществляется путём проникновения ионов и электронов через ее дефекты. Следовательно, несмотря на то, что алюминий является элементом, легко подвергающимся коррозии, благодаря образованию тонкой устойчивой защитной поверхностной пленки не возникает никаких проблем, связанных с коррозией под воздействием окружающей среды. Коррозионная стойкость алюминия в тех или иных окружающих средах определяется степенью устойчивости или неустойчивости его поверхностной пленки [9–10].

Гор Н. показал зависимость химических соединений алюминия от pH раствора [13]. Им показано, что при pH водного раствора 4–8 поверхностная оксидная пленка алюминия устойчива и защищает основной металл от коррозии, т.е. алюминий находится в пассивированном состоянии.

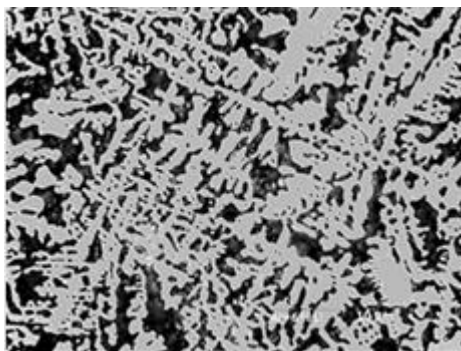
На основании результатов лабораторных исследований хорошо известно, что ионами, которые переводят пассивированное состояние в локальное нестабильное, являются ионы хлора и хлор-содержащие анионы, т.е. одним из условий возникновения питтинговой коррозии является содержание анионов.

Имеются данные, что между инкубационным периодом питтинговой коррозии (ПК), значением потенциала питтингообразования ($E_{п.о.}$) и толщиной оксидной плёнки имеется взаимосвязь, концентрация хлорид ионов оказывает влияние на инкубационный период ПК [14–17].

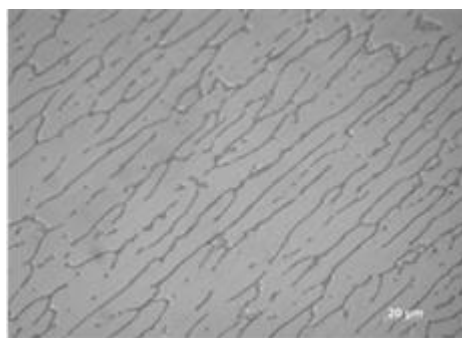
Применительно к нашим исследованиям следует отметить, что с ростом концентрации хлорид-ионов в электролите наблюдается смещение в отрицательную область значения потенциалов питтингообразования сплава Al+6%Li с добавками иттрия (см. табл. 4). Добавка последнего

положительно влияет на потенциал питтингообразования исходного сплава Al+6%Li, смещая его значение в положительную область. Данная тенденция имеет место во всех трёх исследованных средах электролита NaCl. Потенциал репассивации также облагораживается при легировании исходного сплава иттрием.

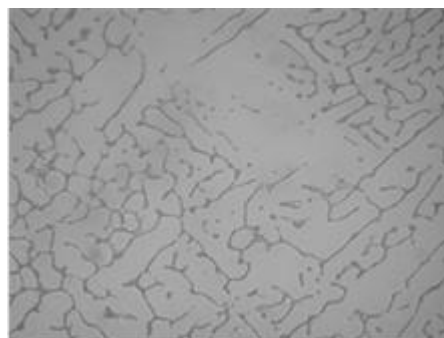
Таким образом, благоприятное влияние добавок иттрия на коррозионную стойкость исходного сплава Al+6%Li объясняется его положительным воздействием на потенциалы питтингообразования и репассивации сплавов. Сплавы с иттрием образуют тройную эвтектику Al+AlLi+ Al₃Y и отличаются более мелкой структурой по сравнению с двойным сплавом доэвтектического состава Al+6% Li, что является одним из факторов, объясняющим повышенную коррозионную стойкость тройных сплавов с иттрием (см. рисунок).



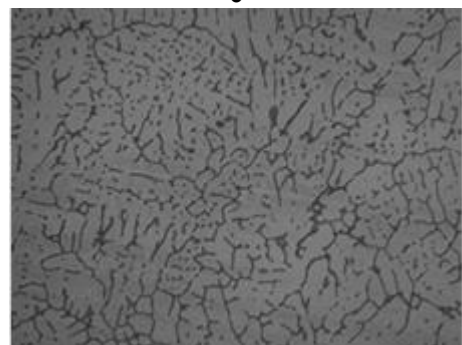
а



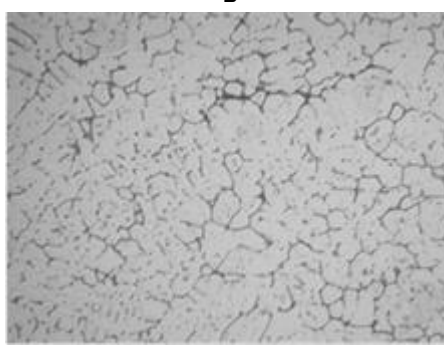
б



в



г



д

Микроструктуры ($\times 200$) сплава Al+6%Li (а) содержащего, мас.%, иттрия: б – 0,01, в – 0,05, г – 0,1, д – 0,5

Список литературы

1. Fei Zhang, Jian Shen, Xiao – Dong and others. Homogenization heat treatment of 2099 Al-Li Alloy // *Rare Metals*. 2014. Vol. 33 (1), pp. 28–36.
2. Норова М.Т., Ганиев И.Н., Ганиева Н.И. Коррозия алюминиево-литиевых сплавов с щелочноземельными металлами. Германия, Изд. дом LAP LAMBERT Academic Publishing, 2012. 110 с.
3. Луц А.Р., Суслина А.А. Алюминий и его сплавы. Самара: Самарск. гос. техн. ун-т, 2013. 81 с.
4. Bairwa M.L., Date P.P. Effect of heat treatment on the tensile properties of Al-Li alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154 (2004), 603–607.
5. Frangomeni J, Wheeler R, Jata KV. Effect of single and duplex aging on precipitation response, microstructure, and fatigue crack behavior in Al-Li-Cu alloy AF/C-458. *J. Mater. Eng. Perform.* 2005;50(1):18.
6. Диаграммы фазовых равновесий сплавов систем Al-Li-Sc (Y) при 440K / Шамсидинов А.Д., Ганиев И.Н., Кенжибало В.В., Тыванчук А.Т. // Докл. АН Республики Таджикистан. 1992. № 2. Т. 35. С. 45–47.
7. Ганиев И.Н., Назаров Х.М., Одинаев Х.О. Сплавы алюминия с редкоземельными металлами. Душанбе: Маориф, 2004. 190 с.
8. Obidov Z.R., Amonova A.V., Ganiev I.N. Influence of the Ph of the medium on the anodic behavior of scandium –doped Zn55Al alloy // *Russian Journal of Non –Ferrous Metals*, 2013. V. 54. No. 3. P. 234–238.
9. Amini R.N., Ironi M.B., Ganiev I.N., Obidov Z.R., Galfan I. and Galfan II doped with calcium, corrosion resistant alloys // *Oriental journal of Chemistry*, 2014. V. 30. No. 3. P. 969–973.
10. Ганиев И.Н., Умарова Т.М., Обидов З. Р. Коррозия двойных сплавов алюминия с элементами периодической системы. Германия, Изд. дом LAP LAMBERT Academic publishing, 2011. 198 с.
11. Sussek G., Kesten M., Feller H.G. Zur Lochfrakorrosion Von Reinst aluminum in chloride und Sulfatheatigen Electroliten. Teil 11 // *Metall*. 1979. V. 33. № 12. P. 1276–1281.
12. Sanders T.H., Rinker J.G., Marek M. Corrosion of the aluminium alloys containing lithium // *Corros. Sci.*, 1982. № 45. P. 283–304.
13. Гор И. Коррозия алюминия и его сплавов // Босску Гидаюзу. 1978. С. 194–202.
14. Ahmad Z. Mechanismen Beider Pittingbildung in Aluminium und scienen Legierungen // *Aluminium*. 1985. V.61. №2. P. 128–129.
15. Hunkeler F. Bohni H. Mechanism of pit growth on aluminium under open circuit conditions // *Corrosion. USA*. 1984. V. 40, №10. P. 534–540.
16. Назаров А.П., Лисовский А.П., Мизайловский Ю.М. Анодное растворение алюминия в присутствии галогенидинов // *Защита металлов* 1990. Том 26. №6. С. 970–975.
17. Бакулин А.В. Потенциодинамическое исследование образования репассивации питтингов на алюминии // *Защита металлов*. 1985. Том 2. №3. С. 390–395.

Материал поступил в редакцию 23.11.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-95-100

POTENTIODYNAMIC STUDY OF THE Al + 6% Li ALLOY DOPED WITH YTTRIUM IN NaCl SOLUTION

Nazarov Shuhratjon Abdugulomovich – Postgraduate Student, Institute of Chemistry named after V.I. Nikitin, Academy of Sciences, Dushanbe, Tajikistan.

Ganiev Izatullo Navruzovich – D.Sc. (Chemistry), Professor, Academic, Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan, Head of Laboratory, Institute of Chemistry named after V.I. Nikitin, Dushanbe, Tajikistan.

Norova Muattara Turdyevna – Senior Researcher Institute of Chemistry named after V.I. Nikitin, Academy of Sciences, Dushanbe, Tajikistan.

Ganieva Nargis Izatulloevna – Senior Researcher Institute of Chemistry named after V.I. Nikitin, Academy of Sciences, Dushanbe, Tajikistan.

Irene Calliari – Università degli Studi di Padova, Padova, Italy. E-mail: irene.calliari@unipd.it.

Abstract. The corrosion and electrochemical behavior of the Al + 6% Li alloy doped with yttrium was studied in a NaCl solution with the help of a potentiodynamic mode of the potentiometric method at a potential scan rate of 2mV • C-1. The relationship between the free corrosion potential and the time of the original Al + 6% Li alloy and yttrium alloys shows a potential shift towards more positive values. At the same time the free corrosion potential of an alloy containing 0.05 wt.% yttrium has a more negative value than the original alloy. Further increase in the yttrium concentration will result in the free corrosion potential shift towards positive values. Yttrium, when added to the Al + 6% Li alloy in the NaCl solution

at concentrations of 0.03, 0.3 and 3.0%, causes a shift in the corrosion and pitting potential of alloys into the positive range. The same happens with the repassivation potential, which indicates that the pitting centres created have a better passivation in neutral media.

With increasing concentration of chloride-ions in the NaCl electrolyte the pitting potential of the Al + 6% Li alloy doped with yttrium shifts into the negative range. An increasing concentration of chloride-ions causes a higher corrosion rate in alloys independent of their composition. It was demonstrated that the addition of yttrium resulted in an almost twofold lower corrosion rate of the Al + 6% Li alloy in the NaCl solution.

Keywords: Al + 6% Li alloy, yttrium, potentiostatic method, the NaCl electrolyte, corrosion potential, pitting potential, corrosion rate.

References

1. Fei Zhang, Jian Shen, Xiao – Dong, et al. Homogenization heat treatment of 2099 Al-Li Alloy. *Rare Metals*. 2014, vol. 33 (1), pp. 28-36.
2. Norova M.T., Ganiev I.N., Ganieva N.I. *Korroziia aluminiev-litievnykh splavov s shchelozhemel'nyimi metallami* [Corrosion of Al-Li alloys containing alkali-earth metals]. Germany, LAP LAMBERT Academic Publishing. 2012, 110 p.
3. Lutic A.R., Suslina A.A. *Aluminii i ego splavy* [Aluminium and aluminium alloys]. Samara, Samara State Technical University. 2013, 81 p.
4. M.L. Bairwa, P.P. Date. Effect of heat treatment on the tensile properties of Al-Li alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 153-154 (2004) 603-607.
5. Fragomeni J, Wheeler R, Jata KV. Effect of single and duplex aging on precipitation response, microstructure, and fatigue crack behavior in Al-Li-Cu alloy AF/C-458. *J. Mater. Eng. Perform.* 2005, 50(1):18.
6. Shamsiddinov A.D., Ganiev I.N., Kenzhibalo V.V., Tyvanchuk A.T. Phase diagrams of alloy systems. Al-Li-Sc (Y) at 440K. *Dokl. AN Respubliki Tadjikistan* [Report by Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan]. 1992, no. 2, vol. 35, pp. 45-47.
7. Ganiev I.N., Nazarov Kh.M., Odinaev Kh.O. *Splavy aluminia s redkozemel'nyimi metallami* [Aluminium alloys containing rare earth metals]. Dushanbe, Maorif. 2004, 190 p.
8. Obidov Z.R., Amonova A.V., Ganiev I.N. Influence of the Ph of the medium on the anodic behavior of scandium-doped Zn55Al alloy. *Russian Journal of Non –Ferrous Metals*. 2013, vol. 54, no. 3, pp. 234-238.
9. Amini R. N., Ironi M.B., Ganiev I.N., Obidov Z.R., Galfan I. and Galfan II doped with calcium, corrosion resistant alloys. *Oriental Journal of Chemistry*. 2014, vol. 30, no. 3, pp. 969-973.
10. Ganiev I.N., Umarova T.M., Obidov Z. R. *Korroziia dvoynykh splavov aluminia s elementami periodicheskoy sistemy* [Corrosion of binary aluminium alloys containing chemical elements]. Germany, LAP LAMBERT Academic Publishing. 2011, 198 p.
11. Sussek G., Kesten M., Feller H.G. Zur Lochfrakkorrosion Von Reinst aluminium in chloride und Sulfatheatigen Electroliten. Teil 11. *Metall*. 1979, vol. 33, no. 12, pp. 1276-1281.
12. Sanders T.H., Rinker J.G, Marek M. Corrosion of aluminium alloys containing lithium. *Corros. Sci.* 1982, no. 45, pp. 283-304.
13. Gor I. *Korroziia aluminia i ego splavov* [Corrosion of aluminium and aluminium alloys]. Bossku Gidayuzu. 1978, pp. 194-202.
14. Ahmad Z. Mechanismen Beider Pittingbildung in Aluminium und sienen Legierungen. *Aluminium*. 1985, vol. 61, no. 2, pp. 128-129.
15. Hunkeler F. Bohni H. Mechanism of pit growth on aluminium under open circuit conditions. *Corrosion. USA*. 1984, vol. 40, no. 10, pp. 534-540.
16. Nazarov A.P., Lisovskii A.P., Mizaylovskii Yu.M. Anodic dissolution of aluminium in the presence of halogenide ions. *Zashchita metallov* [Protection of Metals]. 1990, vol. 26, no. 6, pp. 970-975.
17. Bakulin A.V. Potentiodynamic study of pitting repassivation on aluminium. *Zashchita metallov* [Protection of Metals]. 1985, vol. 2, no. 3, pp. 390-395.

Потенциодинамическое исследование сплава Al+6%Li с иттрием в среде электролита NaCl / Назаров Ш.А., Ганиев И.Н., Норова М.Т., Ганиева Н.И., Каллиари И. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 95–100. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-95-100

Nazarov Sh.A., Ganiev I.N., Norova M.T., Ganieva N.I., Calliari I. Potentiodynamic study of the Al + 6% Li alloy doped with yttrium in nacl solution. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 95–100. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-95-100

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

УДК 67.05

DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-101-106

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАНЕСЕНИЯ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТНЫХ РЕЖИМАХ

Шеркунов В.Г.¹, Редников С.Н.¹, Власов А.Е.¹, Тезе П.²¹ Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия² SMS Siemag, Хильхенбах – Дальбрух, Германия

Аннотация. Работа посвящена изучению влияния скоростного режима подачи электролита в гальваническую ванну на качество наносимого покрытия.

В городе Челябинске расположено совместное российско-немецкое предприятие «SMS Cheltес», которое занимается нанесением защитных покрытий на медные плиты кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок. Одним из видов таких покрытий является никель-кобальтовое. Но для этого покрытия характерен дефект разнотвердости по всей площади плиты. Для изучения причин возникновения и характера распространения этого дефекта была замерена карта твердостей готового защитного слоя.

Изучение специальной литературы позволило заключить, что вероятной причиной такого дефекта является слабое перемешивание электролита в зоне контакта с плитой. Чтобы проверить эту гипотезу, был проведен математически расчет динамики движения рабочей жидкости. Моделирование производилось посредством программы «Solid Works». Результатом этого моделирования стала карта скоростей движения электролита в контактной зоне. Сравнение экспериментальных данных с картой твердостей плиты подтвердило предположение.

Для устранения данного дефекта было предложено изменить производительность подающего насоса. На основании имеющейся классической модели был проведен математический эксперимент по изменению скорости подачи электролита в ванну. При этом остальные параметры процесса остались неизменными. Повышение производительности насоса положительно повлияло на интенсивность обновления рабочей жидкости в контактной зоне. Понижение скорости подачи дало обратный эффект.

Математическое моделирование при различных скоростных параметрах продемонстрировало влияние скорости подачи жидкости на процесс нанесения гальванического никель-кобальтового покрытия.

Ключевые слова: МНЛЗ, кристаллизатор, дефект разнотвердости, скорость подачи электролита.

Введение

В настоящее время более 70% всей выплавляемой стали в мире разливается с использованием машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Это объясняется высокой продуктивностью и эффективностью данного метода.

Наиболее важным и тяжело нагруженным элементом такой машины является кристаллизатор. Его функциональное назначение заключается в приеме жидкого металла, который попадает в него из промковша, и переводе периферийной части расплавленной стали в твердое состояние, благодаря интенсивному отводу тепла охлаждающей жидкостью. Работоспособность кристаллизатора является одним из основных факторов,

влияющих на экономические показатели процесса отливки стали и качество получаемой заготовки [1].

Исходя из условий эксплуатации, к материалу стенок кристаллизатора предъявляются определенные физико-механические требования. Необходимые свойства обеспечиваются использованием плит на основе меди. Но, к сожалению, данный материал не имеет достаточных прочностных свойств. В мировой практике для увеличения стойкости плит на их рабочую поверхность наносят специальные защитные покрытия.

Гальваническое (электрохимическое) нанесение защитных покрытий является самым старейшим методом повышения качества поверхности изделий. Этот процесс позволяет наносить покрытия из большого количества материалов (почти все металлы), а также обладает высокой

технологичностью. Благодаря этим особенностям гальванические покрытия нашли широкое применение в промышленности [2]. Но несмотря на изученность данного метода, гальваническим покрытиям характерны определенные виды дефектов, которые приводят к преждевременному выходу из строя кристаллизатора.

Моделирование динамики движения электролита

В Челябинске на территории завода «Станкомаш» располагается совместное российско-немецкое предприятие «SMS Cheltec», которое занимается ремонтом и восстановлением защитных покрытий плит кристаллизаторов. Одним из видов наносимых покрытий является никель-кобальтовое. Оно обладает необходимыми механическими свойствами, но ему характерен дефект разнотвердости в горизонтальных плоскостях (рис. 1).

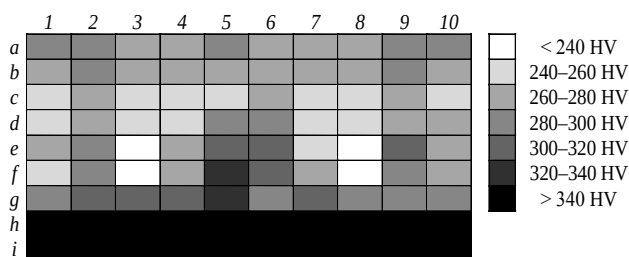


Рис. 1. Карта твердостей Ni-Co покрытия

Согласно исследованиям [3–5] причинами возникновения такого дефекта могут быть:

- некачественная предварительная подготовка поверхности плиты перед нанесением;
- высокое содержание железа в воде, используемой в техпроцессе;

- слабое перемешивание (барбатиrowание) рабочей жидкости, возникновение слоев застойного, слабо обновляемого электролита в зоне его контакта с поверхностью плиты.

Исходя из условий, что на предприятии «SMS Cheltec» ведется качественная подготовка поверхностей плит перед покрытием, а состав рабочей жидкости непрерывно отслеживается и контролируется посредством автоматизированных спектрометров, становится очевидным, что вероятной причиной возникновения разнотвердости защитного слоя является слабое перемешивание и обновление электролита в контактной зоне. Стоит отметить, что в случае ванны, используемой на предприятии «SMS Cheltec», перемешивание электролита осуществляется посредством циркуляции самой рабочей жидкости вдоль поверхности плиты.

Для проверки этой теории была разработана трехмерная модель динамики движения электролита в ванне. Схематичный чертеж гальванической ванны изображен на рис. 2 [6].

Для проверки этой теории была разработана трехмерная модель динамики движения электролита в ванне в рабочем поле программы «SolidWorks» по средствам расчетного пакета «CosmosFloWorks» (рис. 3).

Линии определяют траектории потоков, а их цвет характеризует скорость в данной точке пространства. Данная модель течения электролита позволила получить двумерное поле скоростей потоков рабочей жидкости в контактной зоне (рис. 4).

Сравним полученное в результате моделирования поле скоростей рабочей жидкости с картой твердостей нанесенного покрытия (рис. 5).

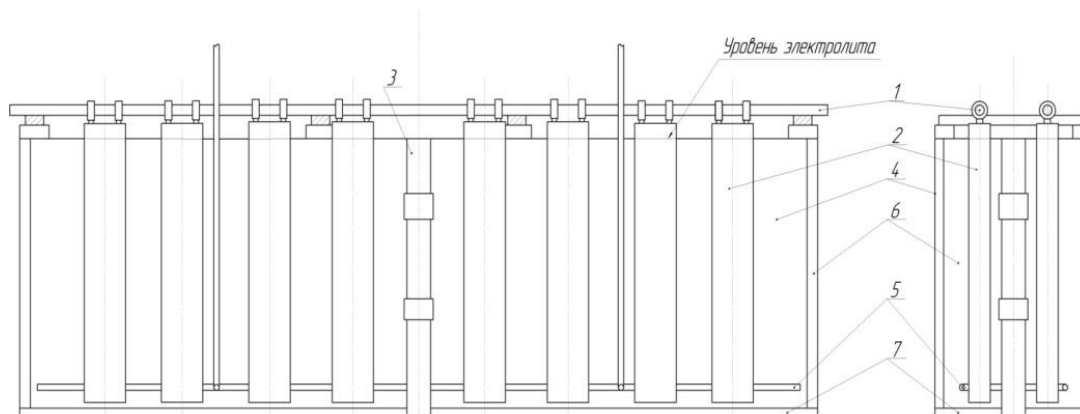


Рис. 2. Схематичный чертеж гальванической ванны по технологии «в коробе»: 1 – анодная штанга; 2 – анод; 3 – труба перелива; 4 – покрываемая медная плита (широкая стенка ванны); 5 – спрей электролита; 6 – боковая стенка ванны (не покрывается); 7 – основание гальванической ванны

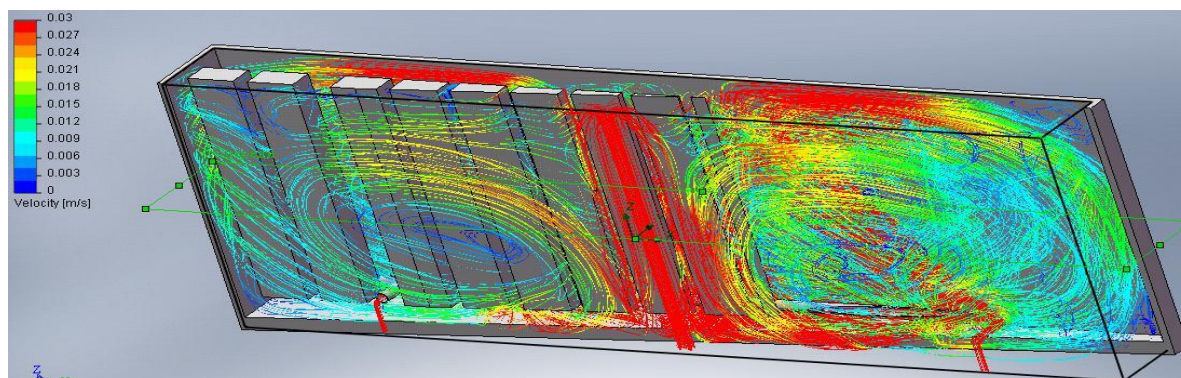


Рис. 3. Трехмерная модель течения рабочей жидкости

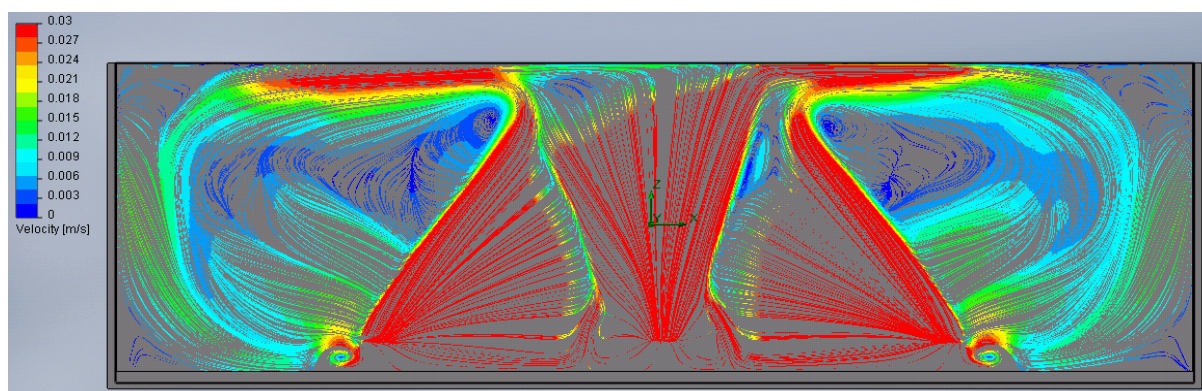


Рис. 4. Поле скоростей электролита

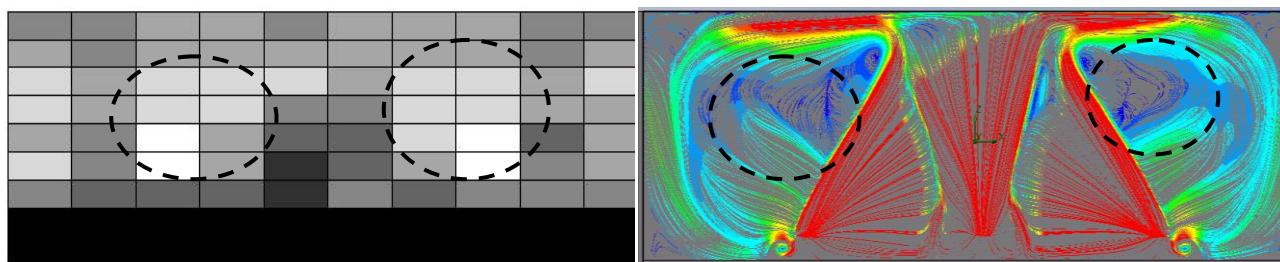


Рис. 5. Сравнение карты твердостей и поля скоростей

Сравнительный анализ карты твердостей и поля скоростей наглядно демонстрирует, что зоны пониженной твердости покрытия совпадают с застойными, слабо обновляемыми областями электролита. В зонах, где согласно математической модели имеют место максимальные скорости и интенсивности потоков, на реальном покрытии наблюдаются области с хорошим, стабильным показателем твердости.

Это позволяет заключить, что однородность наносимого гальванического покрытия напрямую зависит от интенсивности обновления электролита в контактной зоне. Следовательно, для устранения дефекта разнотвердости необходимо разработать мероприятия по изменению динамики движения рабочей жидкости по всей площади ее контакта с плитой.

Одним из таких методов является изменение скорости подачи рабочей жидкости в ванну за счет увеличения производительности насоса.

При моделировании системы циркуляции электролита учитываются: производительность насоса, температура рабочей жидкости, геометрия ванны и каналов течения электролита и все остальные факторы, которые имеют непосредственное влияние на динамику течения жидкости в расчетной зоне.

В случае ванны компании «SMS Cheltec», подача электролита осуществляется через специальные спреи (рис. 2, поз. 5), скорость подачи которых $v_{\text{подачи}} = 0,002 \text{ м}^3/\text{с}$. Увеличение скорости подачи жидкости должно повлиять на траектории потоков в контактной зоне, сгладив или вовсе устранив области слабо обновляемого электролита.

При математическом исследовании влияния скорости подачи электролита на возникновение и распространение застойных зон использовались скорости подачи 0,0033, 0,0025, 0,002 м³/с (рабочий режим), 0,00167 и 0,00143 м³/с. Для моделирования процессов с такими параметрами была использована уже готовая модель трехмерного тече-

ния жидкости, единственной изменяемой характеристикой являлась скорость подачи. Результатом данного математического исследования стали поля скоростей потоков электролита в зоне контакта с плитой, полученные при заданных параметрах. Результаты моделирования представлены на **рис. 6**.

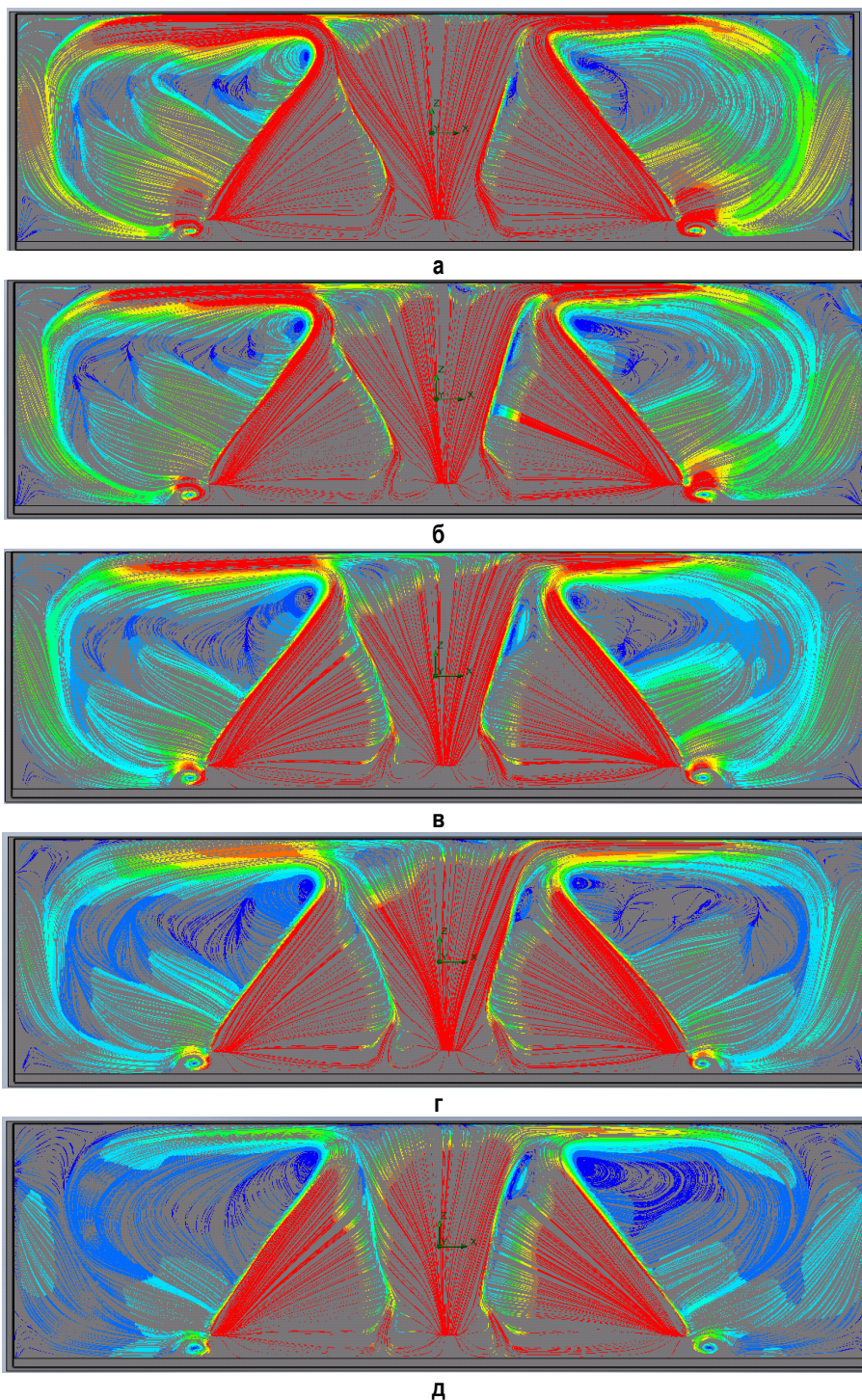


Рис. 6. Результаты математического эксперимента со скоростями подачи электролита: а – $u_{\text{подачи}} = 0,0033 \text{ м}^3/\text{с}$; б – $u_{\text{подачи}} = 0,0025 \text{ м}^3/\text{с}$; в – $u_{\text{подачи}} = 0,002 \text{ м}^3/\text{с}$ (рабочий режим); г – $u_{\text{подачи}} = 0,00167 \text{ м}^3/\text{с}$ минут; д – $u_{\text{подачи}} = 0,00143 \text{ м}^3/\text{с}$

Результаты моделирования наглядно демонстрируют влияние скорости подачи электролита на динамику его движения в контактной зоне. При увеличении подачи рабочей жидкости увеличивается концентрация и скорости потоков смеси, разглаживаются и практически исчезают осесимметричные зоны слабо обновляемого электролита. Этот же эффект наблюдается и на периферийных зонах.

Заключение

На основании проведенного математического эксперимента можно сделать следующие выводы:

- результаты, полученные в ходе математического моделирования, практически полностью совпадают с практическими результатами замеров твердости;
- изменение производительности подающего электролит насоса напрямую влияет на динамику движения рабочей жидкости в ванне, изменяя траекторию, скорости и интенсивности

потоков в контактной зоне плиты.

На практике мероприятия по замене насосной станции на более мощную должны привести к выравниванию значений твердости плиты, а также к суммарному увеличению этих значений.

Список литературы

1. Затуловский С.С., Демченко В.Ф., Юдович А.А. Непрерывное литье стали. М.: Металлургия. 1981. 176 с.
2. Юдин В.М., Веселовский Н.И., Батищев А.Н. Скоростное нанесение гальванических покрытий при восстановлении и упрочнении внутренних поверхностей деталей машин. М.: Машиностроение, 1986. №8. С. 22–27.
3. Mc Farlen W.T. An evaluation of electroformed nickel-cobalt alloy deposits. *Plating*, 1970, vol. 57, no. 1, pp. 46–50
4. Кругликов С.С. Исследование выравнивания микропрофиля поверхности при электроосаждении металлов. М., 1970. 346 с.
5. Информативный портал «Секреты гальваники от Галины Королевой. Заметки о гальванике. Причины нарушения качества гальванических покрытий [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://blog.tep-nn.ru/?p=1389>
6. Компания «SMS Cheltec» [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.sms-cheltec.ru/>

Материал поступил в редакцию 29.03.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-101-106

MATHEMATICAL MODELLING OF ELECTROPLATING PROCESSES AT VARIOUS FLOW RATES

Sherkunov Viktor Georgievich – D.Sc. (Eng.), Professor, South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: sherkunovvg@susu.ac.ru.

Rednikov Sergey Nikolaevich – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: srednikov@mail.ru.

Vlasov Aleksandr Evgen'evich – Postgraduate Student, South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: vlasovaleksandr.74@gmail.com.

Pino Tese – Associate Professor, Executive Vice President of SMS Siemag AG, Germany. E-mail: pino.tese@sms-siemag.com.

Abstract. The purpose of the work is to study the effect of the electrolyte feed rate on the quality of coating.

There is SMS Cheltec in Chelyabinsk, a joint Russian and German company which does protective coatings for copper plates used in continuous casting crystallizers. A nickel-cobalt coating is one of the coating types used. An uneven hardness defect is typical of this coating which can go across the whole area of the plate. To look into what causes the defect and how it develops hardness measurements were taken and aggregated in a chart.

Through the study of specialist literature it has been determined that the defect can possibly be caused by a poorly blended electrolyte in the contact area with the plate. To verify this hypothesis mathematical mod-

elling of the working fluid dynamics was done. The Solid Works software was used for the modelling which produced a chart showing electrolyte flow rates in the contact area. Comparison of the test data with the plate hardness chart confirmed that the assumption was correct.

In order to eliminate the defect it was suggested that the feed pump discharge rate should be changed. Based on the available standard model a mathematical experiment was conducted when the electrolyte feed rate was changed with the rest of the process parameters remaining unchanged. The increased pumping rate produced a positive effect on the working fluid recirculation rate in the contact area. Reduction of the feed rate produced the opposite effect.

The mathematical modelling done at different feed rates has demonstrated that the fluid feed rate does have an effect on the nickel-cobalt plating process.

Keywords: CC machine, crystallizer, uneven hardness defect, electrolyte feed rate.

References

1. Zatulovskii S.S., Demchenko V.F., Judovich A.A. *Nepreryvnoe litye stali* [Continuous casting of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 176 p.
2. Yudin V.M., Veselovskii N.I., Batishchev A.N. *Skorostnoye naneseniye gal'vanicheskikh pokritii pri vosstanovlenii i uprochnenii vnutrennih poverkhnostey detaley mashin* [High-speed electroplating with restoration and strengthening of the internal surfaces of machine parts]. Moscow: Mashinostroenie. 1986, no. 8, pp. 22-27.
3. Mc Farlen W.T. An evaluation of electroformed nickel-cobalt alloy deposits. *Plating*, 1970, vol. 57, no. 1, pp. 46-50
4. Kruglikov S.S. *Issledovanie viravnivaniya mikroprofilya poverkhnosti pri electroosazhdenii metallov* [Study of surface microprofile improvement during a metal plating process]. Moscow, 1970, 346 p.
5. Information portal: Secrets of Electroplating from Galina Koroleva. Notes on Electroplating. Causes of compromised quality of electroplated coatings [Online resource]. Available at: <http://blog.tep-nn.ru/?p=1389>.
6. SMS Cheltec [Online resource]. Available at: <http://www.sms-cheltec.ru>

Математическое моделирование процессов нанесения гальванических покрытий при различных скоростных режимах / Шеркунов В.Г., Редников С.Н., Власов А.Е., Тезе П. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 101–106. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-101-106

Sherkunov V.G., Rednikov S.N., Vlasov A.E., Tese P. Mathematical modelling of electroplating processes at various flow rates. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 101–106. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-101-106

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ

Выдрин А.В.¹, Широков В.В.², Яковлева К.Ю.², Зинченко А.В.³, Король А.В.²

¹ Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

² РосНИТИ, Челябинск, Россия

³ Таганрогский металлургический завод (ПАО «ТАГМЕТ»), Таганрог, Россия

Аннотация. В статье представлен комплекс математических моделей процессов пластической деформации, используемых в области производства бесшовных труб. Показано, что уровень модели, согласно представленной иерархической структуре, определяется степенью сложности математического описания рассматриваемых процессов деформации бесшовных труб и объемом учитываемых параметров. Приведены примеры моделей, разработанных на основе применения таких методов математического моделирования, как энергостатический, инженерный, метод линий скольжения и проекционно-сеточный метод. Применение энергостатического метода позволило определить интегральные характеристики очага деформации при горячей продольной прокатке, в частности для определения энергосиловых параметров при непрерывной прокатке труб на длинной оправке, в том числе величину напряжений, возникающих в металле между клетями стана. Инженерный метод использован для моделирования напряженно-деформированного состояния при оправочном волочении труб с учетом реального характера изменения механических свойств деформируемого металла. Применение метода линий скольжения для процесса высадки концов труб позволило получить выражения для определения полного усилия, действующего на пуансон, и длины переходной зоны между высаженным концом и основным телом трубы. Геометрический анализ сетки линий скольжения на заключительной стадии процесса высадки позволил получить формулу для определения итоговой длины переходной зоны. Проекционный метод использован для решения трехмерной задачи моделирования напряженно-деформированного состояния двухвалковой винтовой прошивки. Для реализации проекционного метода использован профессиональный программный продукт QForm 3D, основанный на методе конечных элементов. Моделирование винтовой прошивки позволило объяснить характер напряженно-деформированного состояния металла при винтовой прокатке за один оборот заготовки.

Ключевые слова: моделирование, математическая модель, бесшовные трубы, прокатка, волочение, высадка концов труб, валковая прошивка трубной заготовки.

Введение

В работе [1] отмечается, что при анализе процессов, связанных с обработкой металлов давлением и, в частности, с прокаткой, возникают задачи, отличающиеся друг от друга как по сложности математического описания, так и по объему учитываемых параметров. В связи с этим целесообразно использовать иерархическую структуру моделей, согласно которой выделяется несколько уровней моделей разной степени сложности. Согласно этому подходу создан комплекс математических моделей, описывающих различные процессы пластической деформации, имеющие место при производстве бесшовных труб.

Энергостатический метод

Энергостатический метод позволяет определять интегральные характеристики очага деформации при горячей продольной прокатке, в том числе и в валках с калибрами. Поэтому его эффективно можно использовать при моделировании процесса продольной прокатки труб на длинной оправке для определения энергосиловых параметров. Известно применение для расчета технологических параметров процесса деформации трубы при продольной прокатке на оправке энергетического метода [2]. Однако его применение не позволяет на основе единой методики сразу определять кинематические и энергосиловые параметры. Поэтому анализ процесса продольной прокатки труб на оправке был расширен рассмотрением условий равновесия очага деформации, что позволило получить зависимости для расчета усилий, действующих на валок и оправку [3]. Схема действия сил, приложенных к границам очага дефор-

мации, представлена на рис. 1.

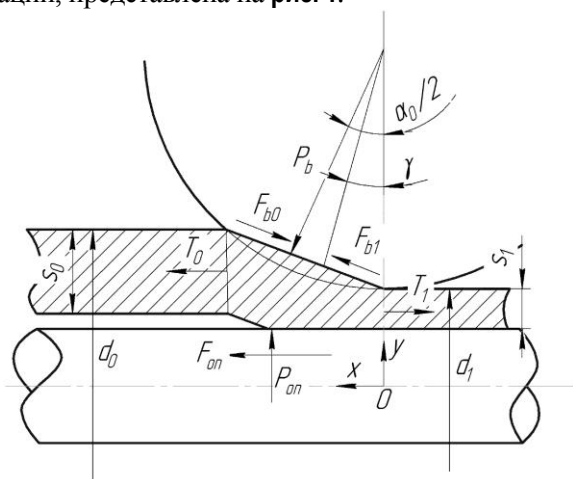


Рис. 1. Схема действия сил при продольной прокатке на оправке

Величина усилий, действующих на валок при продольной прокатке труб на длинной оправке, во многом определяется уровнем продольных усилий, приложенных к очагу деформации на его границах со стороны входа и выхода металла. Продольные усилия на границах очага деформации могут возникать, например, при непрерывной прокатке. На основе энергостатического метода разработан алгоритм определения межклетевых натяжений при продольной прокатке труб на длинной оправке [4]. В частности, на рис. 2 представлена зависимость между частотой вращения валков непрерывного 3-клетевого стана и уровнем межклетевых продольных усилий. При этом в качестве меры продольного межклетевого усилия выступает отношение вызываемого им напряжения к сопротивлению металла пластической деформации.

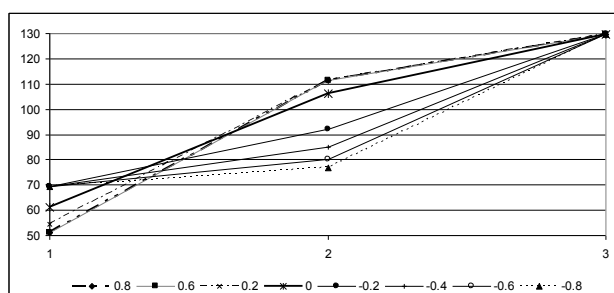


Рис. 2. Влияние скоростного режима на уровень межклетевых продольных усилий

На графике, представленном на рис. 2, по вертикальной оси отложена частота вращения валков, по горизонтальной оси – номера клеток, а разные линии соответствуют разным значениям относительного межклетевого напряжения.

Инженерный метод

В тех случаях, когда механические свойства металла, в частности сопротивление пластической деформации, зависят от степени накопленной деформации, применение энергостатического метода становится не очень корректным. К таким процессам относятся, например, процессы холодной деформации. Учесть характер упрочнения металла при расчете энергосиловых параметров позволяет инженерный метод. В научно-технической литературе описано достаточно большое количество исследований, выполненных этим методом. Например, в работе [5] рассматривается применение метода для случая волочения трубы на конической оправке, в работе [6] – для случая осадки полосы. Однако во всех этих работах при выводе математических зависимостей не учитывался реальный характер деформационного упрочнения. Попытка учета изменения сопротивления металла по длине очага деформации при листовой прокатке описана в работе [7]. Однако в этом случае принят линейный закон упрочнения, что не согласуется с имеющейся экспериментальной информацией.

Ниже приведены результаты применения инженерного метода для математического моделирования процесса оправочного волочения труб с учетом реального характера деформационного упрочнения металла.

Переход от декартовой к цилиндрической системе координат позволил рассмотреть процесс волочения труб на самоустанавливающейся оправке как волочение полосы между двумя неподвижными плитами с профилем, соответствующим профилировке волочильного кольца и самоустанавливающейся оправки. В результате задача была сведена к моделированию плоского деформированного состояния системы «волочильное кольцо – оправка – очаг деформации» (рис. 3).

Закон трения на контакте металла с инструментом был принят согласно закону Амонтона-Кулона, а сопротивление металла пластической деформации с учетом упрочнения определяли согласно известной зависимости [8]

$$\sigma_s = \sigma_m + a \varepsilon^b, \quad (1)$$

где σ_m – сопротивление металла пластической деформации перед входом в очаг деформации; ε – степень пластической деформации; a , b –

реологические коэффициенты, определяющие интенсивность изменения сопротивления металла пластической деформации.

В соответствии с основными положениями инженерного метода для каждого из рассматриваемых участков очага деформации, согласно схемам нагружения (рис. 4), получены следующие дифференциальные уравнения равновесия проекций сил на ось волочения:

– для участка редуцирования

$$\frac{dp_p}{dx} - A_p p_p = B_p \sigma_s - C_p \frac{d\sigma_s}{dx}; \quad (2)$$

– для участка основного обжатия по толщине стенки

$$\frac{dp_o}{dx} - A_{o.o} p_o = B_{o.o} \sigma_s - C_{o.o} \frac{d\sigma_s}{dx}; \quad (3)$$

– для участка дополнительного обжатия по толщине стенки

$$\frac{dp_{o.o}}{dx} - A_{o.o} p_{o.o} = B_{o.o} \sigma_s - C_{o.o} \frac{d\sigma_s}{dx}; \quad (4)$$

– для участка калибровки по наружному и внутреннему диаметру

$$\frac{dp_a}{dx} - A_{a.o} p_a = B_{a.o} \sigma_s - C_{a.o} \frac{d\sigma_s}{dx}, \quad (5)$$

где A, B, C – характеристические коэффициенты, определяющие условия формоизменения трубы и соотношение между параметрами профилировки технологического инструмента на соответствующих участках очага деформации. При этом соотношение между давлением, действующим на волочильное кольцо, p_v и давлением, действующем на самоустанавливающуюся оправку, $p_{оп}$, полученное из условия равновесия проекций сил на ось p для каждого из рассматриваемых участков контакта с оправкой, в общем виде было представлено следующим образом:

$$p_{оп} = p_v \frac{F_{\kappa}^e}{F_{\kappa}^{on}} k_a, \quad (6)$$

где $F_{\kappa}^e, F_{\kappa}^{on}$ – соответственно площадь контактной поверхности металла трубы с волочильным кольцом и оправкой для рассматриваемого участка очага деформации; k_a – коэффициент, учитывающий параметры профилировки технологического инструмента на соответствующем участке очага деформации.

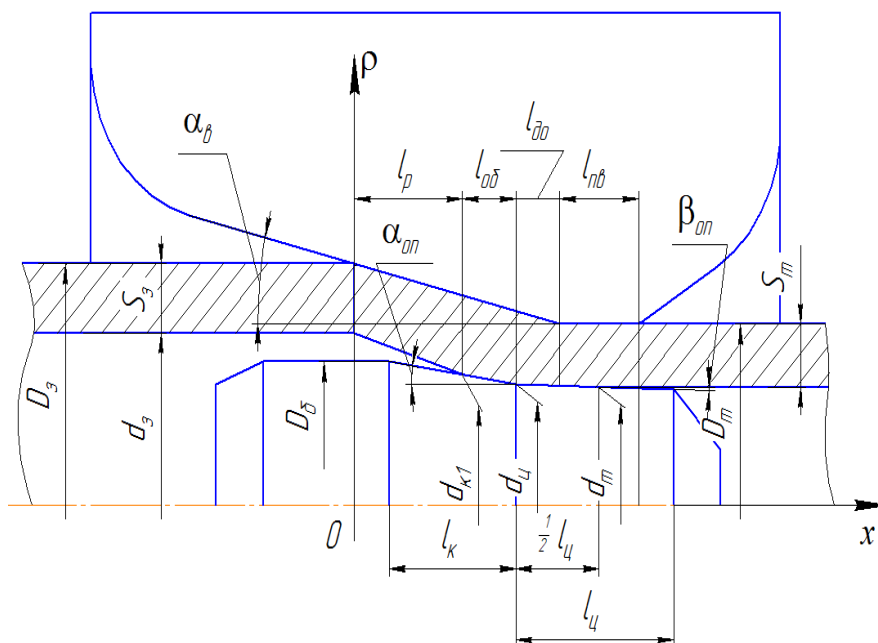


Рис. 3. Схема системы «волочильное кольцо – оправка – очаг деформации»

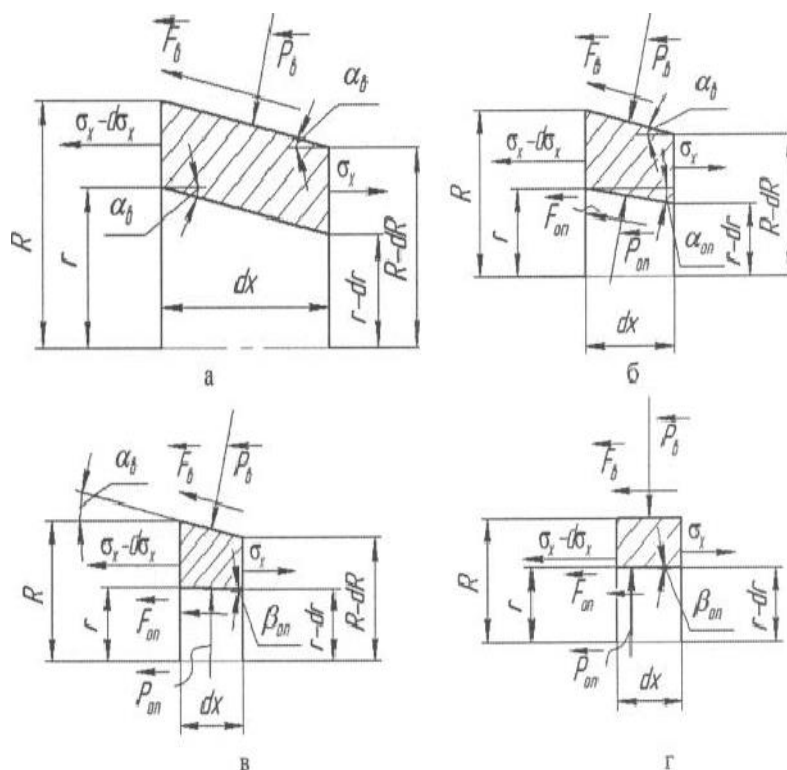


Рис. 4. Схемы нагружения кольцевых элементов, выделенных в очаге деформации на участке: а – редуцирования; б, в – обжатия толщины стенки; г – калибровки

Решение уравнений (2)–(5), согласно условиям сформулированной краевой задачи, было выполнено с привлечением метода Бубнова-Галеркина совместно с методом конечных элементов (МКЭ) для одномерной задачи [1, 9, 10]. Дискретизация функции изменения давления $p_e(x)$ по длине очага деформации l была выполнена с помощью линейных одномерных симплекс-элементов. В результате применения метода конечных элементов решение поставленной краевой задачи было сведено к поиску узловых значений P_i аппроксимирующей функции, которые в наилучшей степени должны удовлетворять исходным дифференциальным уравнениям равновесия для каждого из участков очага деформации. Для определения значений P_i с использованием метода Бубнова-Галеркина в итоге получена система линейных уравнений. При этом для приведения полученного общего решения к частному, граничное условие, определяемое условием пластичности, принято в виде

$$p_{\theta}|_{x=0} = -\sigma_m. \quad (7)$$

Численное исследование разработанной аналитической модели было реализовано на примере волочения труб из стали 10 по маршруту $11,5 \times 1,75 \text{ мм} \rightarrow 9,0 \times 1,5 \text{ мм}$ при использовании самоустанавливающейся оправки с углом конуса 9° . Результаты численного исследования при условии, что изменение напряжения волочения на участке редуцирования незначительно и им можно пренебречь, представлены на рис. 5.

Проведенное исследование показало, что применение инженерного метода для моделирования силовых параметров процесса оправочного волочения труб позволяет осуществлять многофакторное численно-аналитическое исследование влияния условий осуществления процесса на напряженно-деформированное состояние металла трубы с учетом реального характера изменения механических свойств деформируемого металла.

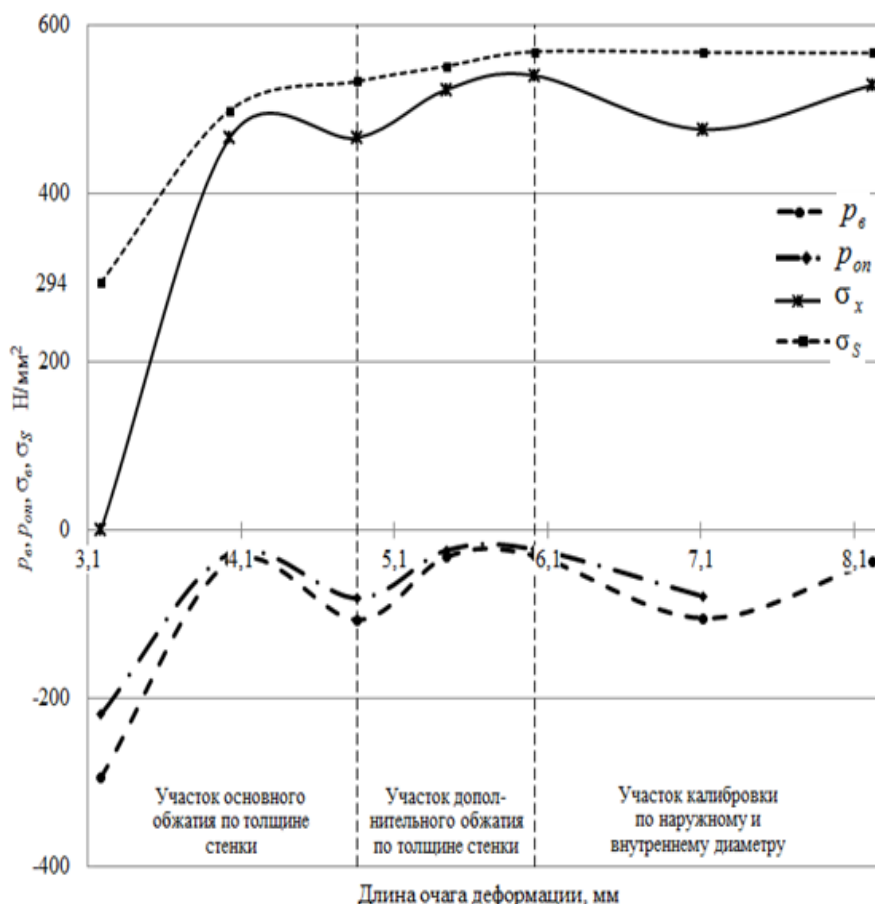


Рис. 5. Функции изменения p_v , p_{op} , σ_x и σ_s по длине очага деформации при волочении трубы размером $9,0 \times 1,5$ мм на самоустанавливающейся оправке

Метод линий скольжения

При математическом моделировании некоторых процессов обработки металлов давлением возникает проблема, связанная с тем, что заранее неизвестны геометрические границы физического очага деформации. К таким процессам, в частности, относится процесс высадки концов труб.

Решение такого класса задач может быть получено с помощью метода линий скольжения. Сетка линий скольжения для конечной стадии высадки конца трубы приведена на рис. 6.

Применение метода линий скольжения позволило получить выражения для определения полного усилия, действующего на пуансон, и длины переходной зоны между высаженным концом и основным телом трубы. Формула для вычисления максимального усилия высадки имеет вид

$$T_e = 2\tau_s \pi \left[\frac{1}{2} + \frac{\pi}{4} + \arcsin \frac{R_m - R_n - S_0 - W}{\frac{S_0}{\sqrt{2}} \cos\left(\frac{1}{2} \arccos \mu\right)} \right] \left[S_0 R_n \cos\left(\frac{1}{2} \arccos \mu\right) + \frac{S_0}{\sqrt{2}} \cos^2\left(\frac{1}{2} \arccos \mu\right) \right] + 2\pi \mu_k \sigma_s L (R_m + R_n), \quad (8)$$

где τ_s — сопротивление металла пластической деформации сдвига; R_m — радиус матрицы; R_n — радиус пуансона; S_0 — толщина стенки трубы; W — условное обозначение, расшифрованное в [11]; μ — коэффициент трения на контакте трубы и фланца пуансона; L — длина цилиндрического участка высаженного конца трубы; μ_k — коэффициент трения на контакте со стенкой матрицы; σ_s — сопротивление деформации металла трубы.

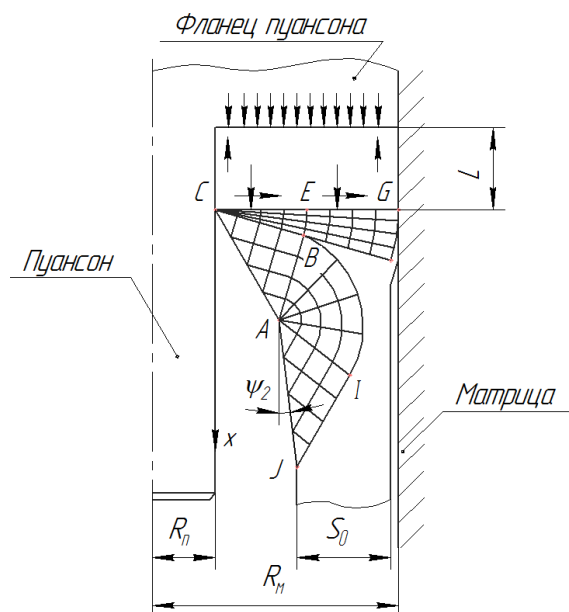


Рис. 6. Вариант сетки линий скольжения в конечной стадии процесса высадки конца трубы

Важным технологическим параметром процесса высадки является длина переходной зоны между высаженным концом и основным телом трубы. В последнее время этому параметру уделяют большое внимание в связи с требованиями потребителей по ее увеличению. Особенно это касается бурильных труб. Геометрический анализ сетки линий скольжения на заключительной стадии процесса высадки позволил получить формулу для определения итоговой длины переходной зоны. Для случая комбинированной высадки, с учетом особенностей трансформации сетки линий скольжения, она будет определяться выражением

$$L = \left(\frac{L_0}{\Delta L} - 1 \right) \times \sqrt{2s^2 \cos^2 \left\{ \frac{1}{2} [\pi - \arccos(-\mu)] \right\} - (d - s)^2}, \quad (9)$$

где L_0 – длина высаживаемого участка трубы; ΔL – длина усадки; S – толщина стенки трубы; d – зазор между пуансоном и матрицей.

Сравнение результатов расчета по полученным формулам с экспериментальными данными показало их хорошую сходимость. В частности, на рис. 7 приведено сравнение с экспериментальными данными результатов расчета длины переходной зоны.

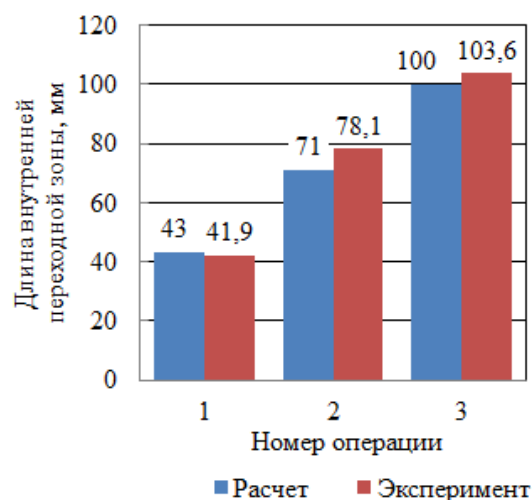


Рис. 7. Сравнение расчетных и экспериментальных значений длины внутренней переходной зоны по операциям

Проекционно-сеточный метод

В тех случаях, когда требуется моделирование напряженно-деформированного состояния и температурных полей при решении 3-мерных задач, наиболее эффективным является проекционный метод. В современных условиях при реализации проекционного метода широко используется метод конечных элементов (МКЭ) и профессиональные программные продукты на их основе.

Использование проекционно-сеточного метода применительно к трубному производству наиболее предпочтительно при исследовании процесса валковой прошивки заготовок, т.к. ввиду его сложности применение экспериментальных методов затруднительно.

Одной из основных проблем, связанной с винтовой прошивкой, является ухудшение качества внутренней поверхности гильзы в результате разрушения центральной зоны заготовки из-за действия растягивающих напряжений.

Для исследования характера изменения напряжений в осевой зоне заготовки было проведено компьютерное моделирование процесса прошивки на двухвалковом стане винтовой прокатки с направляющими линейками. Моделирование осуществлялось с применением программы QForm 3D, основанной на МКЭ.

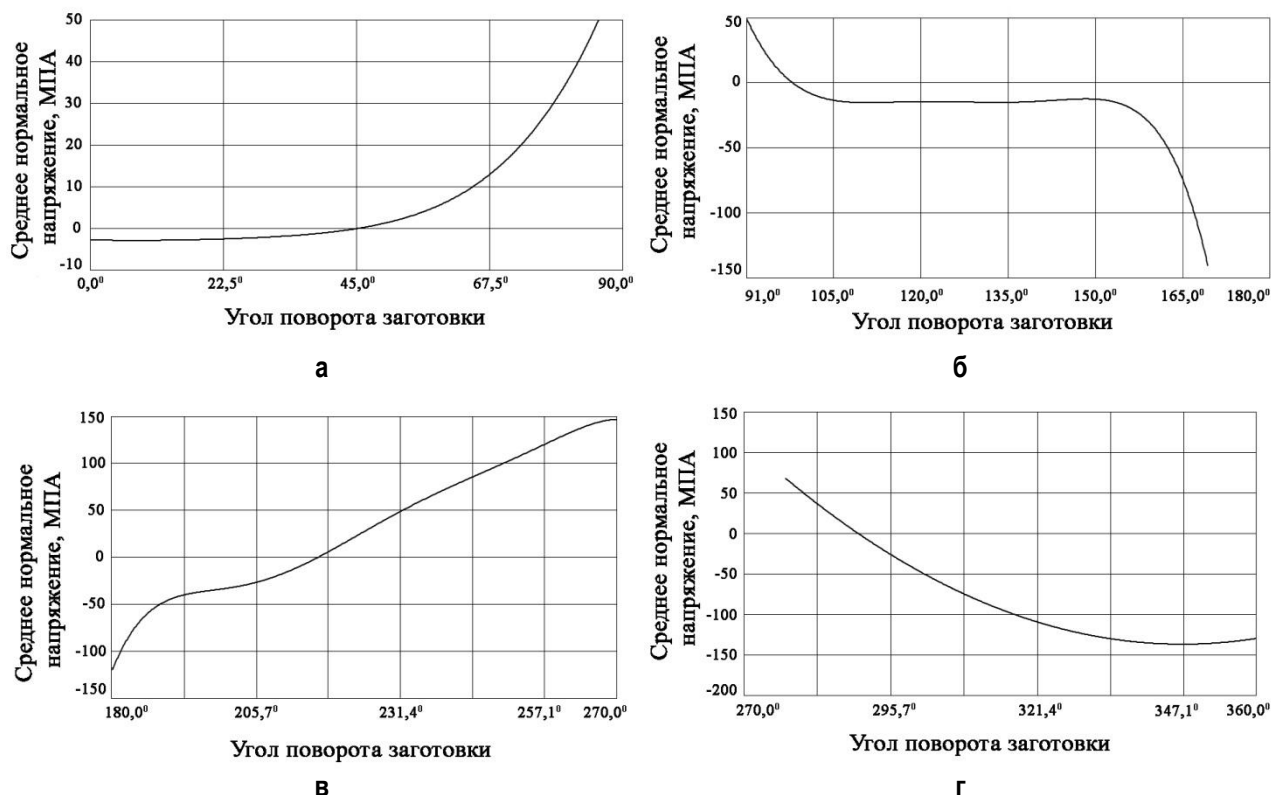


Рис. 8. Среднее нормальное напряжение в поверхностных слоях заготовки: а – в первой стадии процесса; б – во второй стадии процесса; в – в третьей стадии процесса; г – в четвертой стадии процесса

Для анализа изменения напряженного состояния металла заготовки при винтовой прокатке за один полный оборот процесс может быть разбит на четыре стадии (рис. 8):

- стадия 1: в момент контакта заготовки с валком усилия, действующие на нее со стороны инструмента, имеют сосредоточенный характер и сжимающие напряжения малы (рис. 8, а). В связи с этим сжимающие напряжения в период контакта заготовки с валками не оказывают влияния на напряженное состояние центральной зоны. В результате в осевой зоне преобладающее влияние оказывают растягивающие напряжения, которые достигают своего максимума за $\frac{1}{4}$ оборота заготовки;

- стадия 2: $\frac{1}{4}$ – $\frac{1}{2}$ оборота заготовки. Уменьшается доля растягивающих напряжений в поверхностных слоях заготовки, так как возникают сжимающие напряжения из-за действия валков на соседний, набегающий объем металла (рис. 8, б). В момент совершения заготовкой $\frac{1}{2}$ оборота валки вновь воздействуют на заготовку и сжимающие напряжения на поверхностных слоях резко растут, что способствует уменьшению растягивающих напряже-

ний в ее центральной зоне;

- стадия 3: $\frac{1}{2}$ – $\frac{3}{4}$ оборота заготовки. На поверхностных слоях наблюдается уменьшение сжимающих напряжений (рис. 8, в) и интенсивный рост реакционных растягивающих. В результате в центральной зоне заготовки происходит рост доли растягивающихся напряжений. Максимальное значение растягивающих напряжений достигается за $\frac{3}{4}$ оборота заготовки;

- стадия 4: $\frac{3}{4}$ – 1 оборот. Происходит уменьшение растягивающих напряжений к концу цикла деформации и переход их в сжимающие напряжения вследствие контакта с валками, что способствует уменьшению нормальных растягивающих напряжений в центральной зоне заготовки (рис. 8, г).

С каждым последующим оборотом заготовки значение экстремумов напряжений в центральной зоне заготовки возрастает вследствие роста усилия со стороны валков из-за увеличения ширины контактной поверхности и внеконтактной деформации. Величина внеконтактной деформации возрастает более интенсивно, что приводит к превалированию радиальных растягивающихся напряжений в центральной зоне заготовки и по-

явлению дополнительных осевых растягивающих напряжений, вследствие чего материал центральной зоны заготовки подвергается объемной схеме всестороннего растяжения, благодаря которой и происходит разрушение металла.

Список литературы

1. Дукмасов В.Г., Выдрин А.В. Математические модели и процессы прокатки профилей высокого качества. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. 215 с.
2. Данченко В.Н., Чус А.В. Продольная прокатка труб. М.: Металлургия, 1984. 136 с.
3. Пьянков Б.Г., Выдрин А.В., Широков В.В. Разработка компьютерной модели ТПА со станом FQM для определения степени влияния возмущающих параметров на результаты процесса прокатки. Сборник докладов международного научно-технического конгресса «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии». Ч.2. М.: ООО «Белый ветер», 2014. С. 95–102.
4. Выдрин А.В., Широков В.В. Математическое моделирование кинематических и энергосиловых параметров процессов не-

- прерывной прокатки бесшовных труб // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2011. №6. С. 29–31.
5. Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М. Теория трубного производства. М.: Металлургия, 1991. 424 с.
6. Зильберг Ю.В. Теория обработки металлов давлением. Днепропетровск: Пороги, 2009. 434 с.
7. Выдрин В.Н., Судаков Н.В., Остсеев Е.А. Расчет давлений и натяжений при прокатке с различным соотношением окружных скоростей рабочих валков // Тонколистовая прокатка: сб. науч. тр. Липецкого политехнического института. Воронеж, 1979. №2. С. 38–42.
8. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
9. Флетчер К. Численные методы на основе метода Галеркина. М.: Мир, 1988. 352 с.
10. Марчук Г.И., Агошков В.И. Введение в проекционно-сеточные методы. М.: Наука, 1981. 416 с.
11. Выдрин А.В., Баричко Б.В., Зинченко А.В. Методика определения технологических параметров процесса высадки концов буровых труб // Сталь. 2014. №3. С. 57–59.

Материал поступил в редакцию 08.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-107-115

DEVELOPMENT OF MATHEMATICAL MODELLING TECHNIQUES TO SIMULATE DEFORMATION PROCESSES IN SEAMLESS PIPE PRODUCTION

Vydrin Aleksandr Vladimirovich – D.Sc. (Eng.), Professor, South Urals State University (National Research University), Deputy General Director of JSC RosNITI, Chelyabinsk, Russia. E-mail: vydrinov@rosniti.ru.

Shirokov Vyacheslav Vyacheslavovich – Head of Laboratory, JSC RosNITI, Chelyabinsk, Russia. E-mail: shirokov@rosniti.ru.

Yakovleva Kseniya Yur'evna – Researcher, JSC RosNITI, Chelyabinsk, Russia. E-mail: yakovleva@rosniti.ru

Zinchenko Anna Vladimirovna – Ph.D. (Eng.), Deputy Chief Engineer at JSC TAGMET, Taganrog, Russia. E-mail: zinchenko@tagmet.ru.

Korol' Aleksey Valentinovich – Researcher, JSC RosNITI, Chelyabinsk, Russia. E-mail: korol@rosniti.ru.

Abstract. This article describes a set of mathematical models simulating the deformation processes used in seamless pipe production. The article demonstrates that, based on the hierarchy presented, the level of a mathematical model is determined by the complexity of the mathematical description of the deformation processes used in seamless pipe production and also by the number of parameters applied. Examples of the models are given that were built using such methods as the static energy technique, the engineer's approach, the slip-line technique and the grid projection method. Using the static energy technique it was possible to determine the integral characteristics of the deformation zone during a longitudinal hot rolling process. One of such characteristics includes power parameters of a continuous mandrel rolling process, in particular the intensity of stress occurring in the material between the mill rolls. The engineer's approach

was used to simulate the stress-strain state of the material in a pipe drawing process accounting for the actual changing mechanical properties of the deformed material. Through application of the slip-line technique in a pipe end upset process, it was possible to find formulae to determine the full force applied to the extrusion ram and the length of a transition zone between an upset end and the pipe body. A geometry analysis of the slip-line network carried out at the final stage of the upset process helped find a formula to determine the final length of the transition zone. The projection method was used to build a 3D model simulating the stress-strain state of a 2-roll piercing process. QForm 3D, a specialist FEM software, was used for the projection method. Simulation of the piercing process helped explain the nature of the stress-strain state of a single-revolution screw rolled metal.

Keywords: Modelling, mathematical model, seamless pipes, rolling, drawing, pipe end upsetting, roll piercing.

References

1. Dukmasov V.G., Vydrin A.V. *Matematicheskie modeli i protsessy prokatki profiley vysokogo kachestva* [Mathematical models and processes of high quality steel sections rolling]. Chelyabinsk: South Urals State University Publ., 2002, 215 p.
2. Danchenko V.N., Chus A.V. *Prodol'naya prokatka trub* [Lengthwise rolling of pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 136 p.
3. P'yankov B.G., Vydrin A.V., Shirokov V.V. Development of a computer TPA model with an FQM mill to determine the effect of disturbing parameters on the rolling process. *Sbornik dokladov mezhdunarodnogo nauchno-tekhnicheskogo kongressa «OMD 2014. Fundamental'nye problemy. Innovatsionnye materialy i tekhnologii»*. Ch.2 [Reports of the international science congress "Metal Forming 2014. Fundamental problems. Innovative Materials and Technologies". Part 2]. Moscow: White Wind Publ, 2014, pp. 95-102.
4. Vydrin A.V., Shirokov V.V. Mathematical modelling of kinematic and power parameters of continuous seamless pipe rolling processes. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'* [Steel making and ore mining industry]. 2011, no. 6, pp. 29-31.
5. Potapov I.N., Kolikov A.P., Druyan V.M. *Teoriya trubnogo proizvodstva* [Theory of pipe production]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 424 p.
6. Zil'berg, Iu.V. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Dnepropetrovsk: Porogi Prubl, 2009, 434 p.
7. Vydrin V.N., Sudakov N.V., Ostsemin E.A. Calculation of pressures and strains during a rolling process with different ratios of peripheral velocities of rolls. *Tonkolistovaya prokatka: sb. nauch. tr. Lipetskogo politekhnicheskogo instituta* [Thin sheet rolling: Research papers of Lipetsk Polytechnic Institute]. Voronezh, 1979, no. 2, pp. 38-42.
8. Tret'yakov A.V., Zyuzin V.I. *Mekhanicheskie svoystva metallov i spлавov pri obrabotke metallov davleniem* [Mechanical properties of metals and alloys during a metal forming process]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 224 p.
9. Fletcher K. *Chislennyye metody na osnove metoda Galerkina* [Numerical methods based on the Galerkin method]. Moscow: Mir, 1988, 352 p.
10. Marchuk G.I., Agoshkov V.I. *Vvedenie v proektsionno-setochnyye metody* [Introduction to projection-grid methods]. Moscow: Nauka, 1981, 416 p.
11. Vydrin A.V., Barichko B.V., Zinchenko A.V. Procedure for determining drill pipe upsetting process parameters. *Stal'* [Steel]. 2014, no. 3, pp. 57-59.

Развитие методов математического моделирования процессов деформации в производстве бесшовных труб / Выдрин А.В., Широков В.В., Яковлева К.Ю., Зинченко А.В., Король А.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 107–115. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-107-115

Vydrin A.V., Shirokov V.V., Yakovleva K.Yu., Zinchenko A.V., Korol' A.V. Development of mathematical modelling techniques to simulate deformation processes in seamless pipe production. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 107–115. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-107-115

ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ

УДК 542.49 (669. 784: 536.2.072)

DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-116-125

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ И ИДЕНТИФИКАЦИЯ
МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОКАЛКИ
УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В БАРАБАННОЙ
ВРАЩАЮЩЕЙСЯ ПЕЧИ**

Герасименко Т.Е., Мешков Е.И., Томилина А.А.

Северо-Кавказский горно-металлургический институт (государственный технологический университет), Владикавказ, Россия

Аннотация. Работа направлена на решение актуальной задачи расширения области применения и совершенствования исследований вычислительными экспериментами широко применяемых в промышленности процессов термообработки неинертных материалов в барабанных вращающихся печах.

Цель исследования – разработка новых, учитывающих физико-химические превращения прокаливаемого материала, машинно-ориентированных алгоритмов расчета коэффициентов конвективного обмена для построения уравнений теплового баланса, применяемых при моделировании теплообмена в печах зональным методом.

В статье на примере проковки углеродных материалов в режимах прямотока и противотока выполнен вывод алгоритмов коэффициентов конвективного теплообмена сначала для объемных газовых зон и затем зон на поверхности материала. Алгоритмы, разработанные как для объемных зон, так и зон на поверхности материала по сравнению с ранее используемыми с целью моделирования термообработки инертных материалов, дополнительно учитывают тепловые конвективные потоки, возникающие в результате отгонки летучих веществ из прокаливаемого материала и взаимодействия его и летучих веществ с газовым потоком. Алгоритмы для объемных зон имеют универсальное написание для режимов проковки в противотоке и прямотоке материала и газа, а для поверхностных зон выражаются отличающимися уравнениями.

Приведены полученные с применением разработанных алгоритмов и компьютерной программы данные вычислительного эксперимента проковки нефтяного кокса. Параметрической идентификацией с применением данных промышленной печи подтверждена адекватность усовершенствованной математической модели. Отклонения расчетных параметров от параметров реального процесса составляют менее 5%. Исследования выполнены на кафедре «Теория и автоматизация металлургических процессов и печей» Северо-Кавказского горно-металлургического института в 2014–2015 годах. Математическая модель и программа эффективно применяются для исследования процессов вычислительными экспериментами. Усовершенствованная комплексная математическая модель процессов термообработки в барабанной вращающейся печи и разработанная компьютерная программа для ее реализации могут быть использованы для исследования широкого круга технологических процессов термообработки как инертных, так и неинертных материалов в барабанных вращающихся печах.

Ключевые слова: углеродные материалы, проковка, барабанная вращающаяся печь, математическая модель, алгоритм, конвективный обмен, идентификация, численный эксперимент.

Введение

Процессы термообработки углеродных (кокс, антрациты) и других материалов в барабанной вращающейся печи широко используются в промышленности. Однако исследование влияния на процесс важнейшего параметра – распределения температуры в промышленных печах инструментальными методами крайне затруднительно.

Эффективным методом решения этой задачи является математическое моделирование тепловой

работы печи и протекающих физико-химических процессов. Математическое моделирование процессов термообработки в барабанных вращающихся печах все чаще используется как в России [1–4], так и за рубежом [5, 6].

Методика моделирования и исследования численными экспериментами обжига в режиме противотока инертного материала – шамота на основе зонального метода описана в [1]. Этот метод основан на широко применяемых нелинейных уравнениях зонального теплового баланса

$$\sum_k (a_{k,i} T_i^4 + g_{k,i} T_k) + g_{0i} - Q_i^p = 0, \quad (1)$$

где k, i – номер зоны источника и приёмника тепла соответственно; $a_{k,i}$ – коэффициент радиационного обмена, Вт/К⁴; T – зональная температура, К; g_{ki} и g_{0i} – коэффициенты конвективного обмена, Вт/К, Вт; Q_i^p , суммарный зональный (результатирующий) тепловой поток, Вт.

Методы исследования

С целью применения зонального метода печь по длине разбивается на определенное рациональное число n участков (**рис. 1**). На каждом участке выделяется по три зоны: на поверхности обжигаемого материала (материал), на поверхности футеровки печи (футеровка) и объёмная газовая зона (газ). Выделяются также две воображаемые поверхностные зоны по торцам барабана печи (торец 1 и торец 2). Зоны участков имеют следующие номера: $i = 1, \dots, n$ – зоны материал; $i = n+1, \dots, 2n$ – футеровки; $i = 2n+1, 2n+2$ – торцов и $i = m, \dots, l$ – газа, где $m = 2n+2$ – количество поверхностных зон, а $l = m + n$ – общее количество зон.

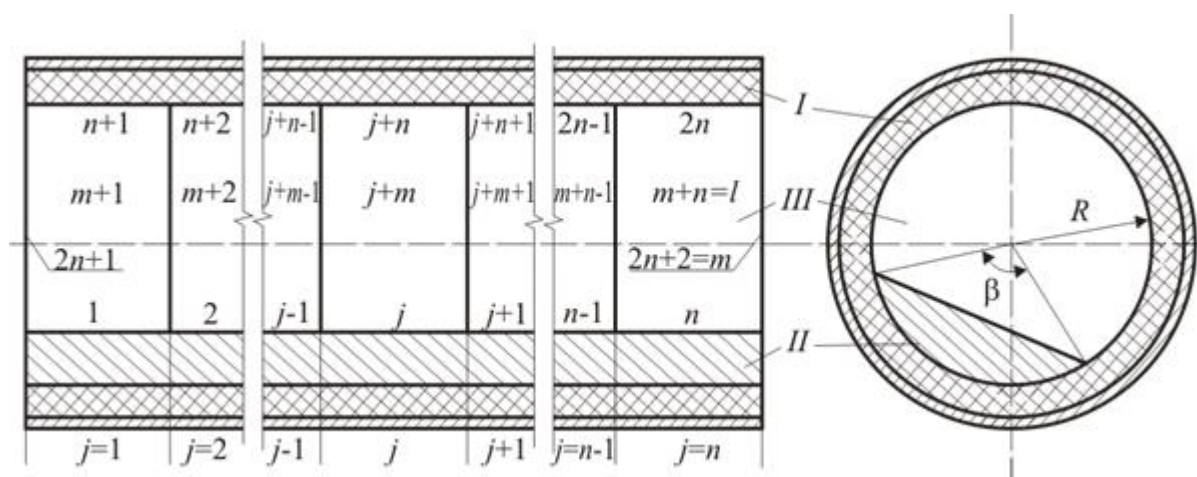


Рис. 1. Схема выделения участков и зон в печи: 1, 2, ..., j, ..., n – номера участков; 1, 2, ..., j, ..., n, ..., т, ..., l – номера зон; I – футеровка, II – материал, III – газ; R – внутренний радиус печи, β – центральный угол сегмента материала

Для каждой зоны составляется уравнение теплового баланса (1). Система этих нелинейных уравнений (например, для двадцати участков составляется 62 уравнения), где неизвестными являются зональные температуры, решается итерационным методом. После задания первого приближения зональных температур на каждом шаге итерационной процедуры уточняется значение этих температур, одновременно рассчитываются все величины, входящие в уравнения математической модели, и составляется новая система уравнений. Для получения конечных значений зональных температур обычно требуется 7–9 шагов итерационной процедуры.

Такой громадный объем вычислений можно выполнить только с применением компьютера. Поэтому с целью реализации каждой математической модели необходимо еще разрабатывать компьютерную программу. Для исследования процессов термообработки неинертных материа-

лов, участвующих в процессах горения и других превращениях, необходима разработка или совершенствование моделей как тепловой работы, так и физико-химических превращений.

Учитывая, что при прокатке углеродных материалов в барабанной вращающейся печи, кроме горения топлива и изменения свойств прокаливаемого материала, горят летучие вещества, образующиеся в результате пиролиза органики [7], и прокаливаемый материал, прототип – математическая модель [1] дополнена нами (рис. 2) подсистемой уравнений физико-химических превращений [2].

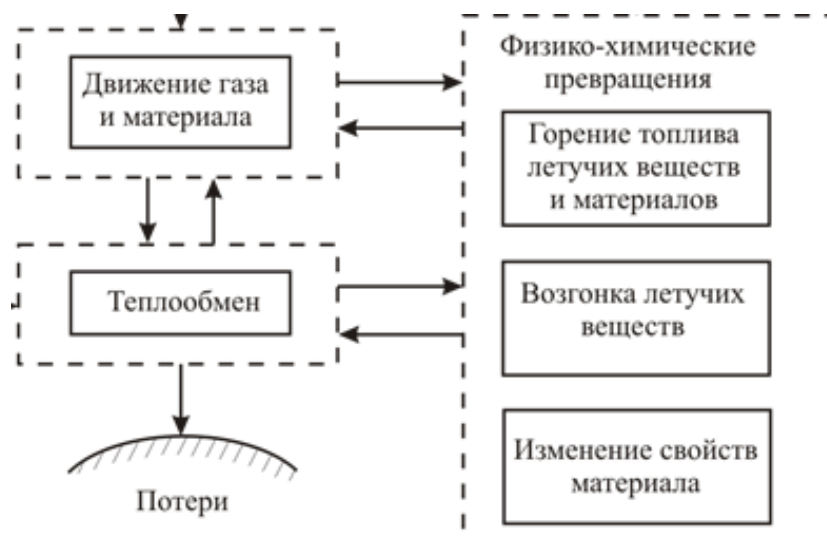


Рис. 2. Структура комплексной математической модели

Система уравнений комплексной математической модели прокатки углеродных материалов приведена в работе [8].

Коэффициенты радиационного обмена в уравнении (1) определяются по известным формулам [1]. Наибольшую трудность при этом составляет расчёт угловых коэффициентов излучения в рабочем пространстве барабанной вращающейся печи. Вопросы их автоматизированного расчёта рассмотрены в публикациях [9,10].

Вывод алгоритмов расчета коэффициентов конвективного обмена выполнен с применением аналитического метода, исходными уравнениями для которого являются уравнения зонального теплового баланса. С целью исследования процесса прокатки использованы методы математического моделирования и численного эксперимента, основу которых составляет усовершенствованная математическая модель процесса прокатки углеродных материалов в барабанной вращающейся печи.

При идентификации этой модели применены данные реального промышленного эксперимента и проведен прямой подбор ее настроечных коэффициентов так, чтобы расчетные данные численного эксперимента не отличались более чем на 5% от реальных значений контролируемых параметров. Настроечными коэффициентами модели являются макроконстанты процессов пиролиза органики, горения топлива и прокаливаемого материала, коэффициент распределения тепла от его горения и коэффициенты поглощения излучения газовыми зонами.

Результаты исследования и их обсуждение

Настоящая работа направлена на совершенствование математической модели теплообмена с целью учета возникающих конвективных тепловых потоков при термообработке углеродных материалов. Рассмотрим вывод машинно-ориентированных алгоритмов расчёта коэффициентов конвективного обмена $g_{k,i}$ и g_{0i} на примере объёмных зон (рис.3).

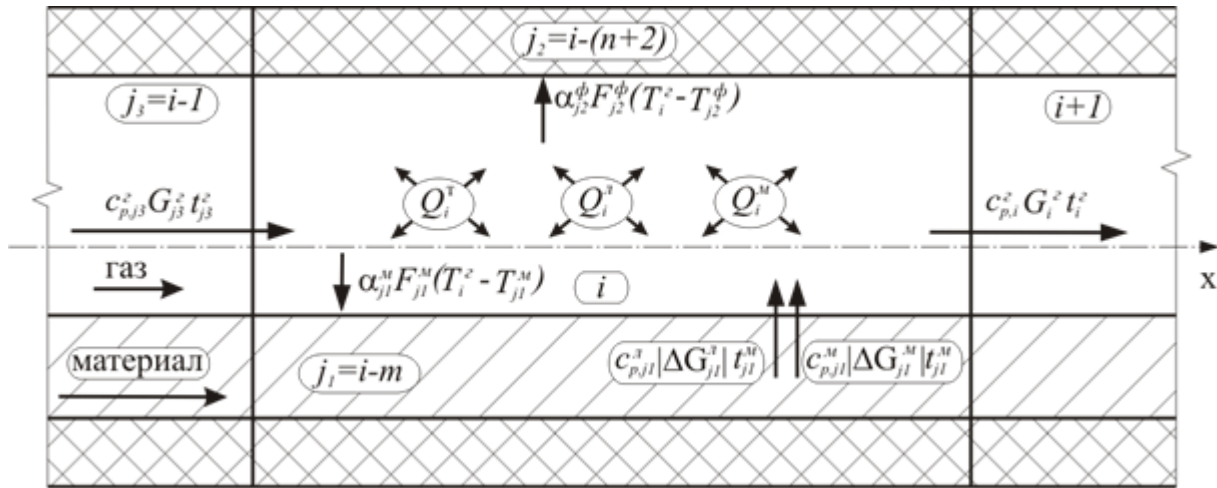


Рис. 3. Схема конвективных тепловых потоков, источников и стоков для объемных зон: i – номер объемной газовой зоны; j_1 – номер смежной зоны на поверхности материала; j_2 – номер смежной зоны на поверхности футеровки; j_3 – номер предыдущей по ходу газа смежной объемной зоны; m, ϕ, T, l – индексы, обозначающие материал, футеровку, топливо и летучие соответственно; α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К); G – массовый расход, кг/с; c_p – удельная теплоемкость при постоянном давлении, Дж/(кг·°С); t – температура, °С; F – площадь поверхности зоны, м²; ΔG – изменение массового расхода, кг/с; Q – мощность теплового потока, Вт

В соответствии с рис. 3 и с учетом замены температуры t на $(T-273)$ суммарный конвективный тепловой поток объемных зон, кроме первой по ходу газа, выражается следующим образом:

$$Q_i^k = \alpha_{j1}^m F_{j1}^m (T_{j1}^m - T_i^z) + \alpha_{j2}^\phi F_{j2}^\phi (T_{j2}^\phi - T_i^z) + c_{p,j3}^g G_{j3}^g (T_{j3}^g - 273) + (c_{p,j1}^l |\Delta G_{j1}^l| + c_{p,j1}^m |\Delta G_{j1}^m|) (T_{j1}^m - 273) - c_{p,i}^g G_i^g (T_i^z - 273). \quad (2)$$

В результате разделения переменных получим

$$Q_i^k = (\alpha_{j1}^m F_{j1}^m + c_{p,j1}^l |\Delta G_{j1}^l| + c_{p,j1}^m |\Delta G_{j1}^m|) T_{j1}^m + \alpha_{j2}^\phi F_{j2}^\phi T_{j2}^\phi + c_{p,j3}^g G_{j3}^g T_{j3}^g - (c_{p,i}^g G_i^g + \alpha_{j1}^m F_{j1}^m + \alpha_{j2}^\phi F_{j2}^\phi) T_i^z - 273 (c_{p,j3}^g G_{j3}^g - c_{p,i}^g G_i^g + c_{p,j1}^l |\Delta G_{j1}^l| + c_{p,j1}^m |\Delta G_{j1}^m|). \quad (3)$$

В соответствии с этим выражением алгоритмы расчёта коэффициентов конвективного обмена уравнения (1) для объёмных зон ($i=m+2, \dots, l$) имеют вид

$$g_i^0 = -273 (c_{p,j3}^g G_{j3}^g - c_{p,i}^g G_i^g + c_{p,j1}^l |\Delta G_{j1}^l| + c_{p,j1}^m |\Delta G_{j1}^m|), \quad (4)$$

$$g_{ki} = \begin{cases} 0 & \text{при } k \neq j_1, k \neq j_2, k \neq j_3, k \neq i; \\ a_{j1}^m F_{j1}^m + c_{p,j1}^l |\Delta G_{j1}^l| + c_{p,j1}^m |\Delta G_{j1}^m| & \text{при } k = j_1; \\ a_{j2}^\phi F_{j2}^\phi & \text{при } k = j_2; \\ c_{p,j3}^g G_{j3}^g & \text{при } k = j_3; \\ -(c_{p,i}^g G_i^g + a_{j1}^m F_{j1}^m + a_{j2}^\phi F_{j2}^\phi) & \text{при } k = i. \end{cases} \quad (5)$$

В формулах (4) и (5) и далее символы, написанные вертикально, отображают написание алгоритмов математической модели – прототипа.

Аналогично получены алгоритмы расчета конвективных коэффициентов и для следующих зон:

- Первой по ходу газа объемной зоны ($i=m+1$)

$$g_i^0 = -273 \left(-c_{p,i}^z G_i^z + c_{p,2n+1}^T G^T + c_{p,2n+1}^e G^e + c_{p,2n+1}^n G^n \right), \quad (6)$$

где e, n – индексы, обозначающие воздух, подаваемый в горелку, и подсос воздуха в горячую головку печи соответственно.

$$g_{ki} = \begin{cases} 0 & \text{при } k \neq j_1, k \neq j_2, k \neq 2n+1, k \neq i; \\ \alpha_{j_1}^M F_{j_1}^M + c_{p,j_1}^T |\Delta G_{j_1}^T| + c_{p,j_1}^M |\Delta G_{j_1}^M| & \text{при } k = j_1; \\ \alpha_{j_2}^\phi F_{j_2}^\phi & \text{при } k = j_2; \\ c_{p,2n+1}^T G^T + c_{p,2n+1}^e G^e + c_{p,2n+1}^n G^n & \text{при } k = 2n+1; \\ -\left(c_{p,i}^z G_i^z + \alpha_{j_1}^M F_{j_1}^M + \alpha_{j_2}^\phi F_{j_2}^\phi \right) & \text{при } k = i, \end{cases} \quad (7)$$

где n – индекс, обозначающий подсос воздуха в горячую головку печи.

- Поверхностных зон материала ($1=2, \dots, n-1$), кроме первой и последней

$$g_{0i} = -273 \left[\left(\pm \left(c_{p,j_2}^M G_{j_2}^M - c_{p,i}^M G_i^M \right) - c_{p,i}^T |\Delta G_i^T| - c_{p,i}^M |\Delta G_i^M| \right) \right]. \quad (8)$$

Здесь и далее верхний знак относится к режиму прямотока, а нижний – к режиму противотока, ' и ' – индексы, обозначающие начало и конец зоны соответственно; j_1 и j_2 – номера зон смежных с i -й зоной объемной зоны и предыдущей зоны материала соответственно.

$$g_{ki} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq j_1, k \neq j_2, k \neq i, k \neq i+1; \\ \pm c_{p,j_2}^M G_{j_2}^M / 2, & \text{при } k = j_2; \\ \pm \left(c_{p,j_2}^M G_{j_2}^M - c_{p,i}^M G_i^M \right) / 2 - \alpha_i^M F_i^M - & \\ - c_{p,i}^T |\Delta G_i^T| - c_{p,i}^M |\Delta G_i^M|, & \text{при } k = i; \\ \mp c_{p,i}^M G_i^M / 2, & \text{при } k = i+1; \\ \alpha_i^M F_i^M, & \text{при } k = j_1. \end{cases} \quad (9)$$

Вывод алгоритмов прокалки в режиме противотока газа и материала выполнен при подаче материала в зону с номером n , а топлива в зону $2n+1$.

- Первой и n -й зон материала ($i=1, i=n$):

для режима прокалки в прямотоке

$$g_{01} = c_{p,1}^M P T m - 273 \left(c_{p,1}^M P - c_{p,1}^M G_1^M - c_{p,1}^T |\Delta G_1^T| - c_{p,1}^M |\Delta G_1^M| \right), \quad (10)$$

где P – производительность печи по материалу в загрузке, кг/с; Tm – температура этого материала, К.

$$g_{0n} = -273 \left(c_{p,n}^M G_{n-1}^M - c_{p,n}^M G_n^M - c_{p,n}^T |\Delta G_n^T| - c_{p,n}^M |\Delta G_n^M| \right), \quad (12)$$

$$g_{kn} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq j_1, k \neq n-1, k \neq n; \\ c_{p,n-1}^{*M} G_{n-1}^M / 2, & \text{при } k = n-1; \\ (c_{p,n}^{*M} G_{n-1}^M - 3c_{p,n}^{*M} G_n^M) / 2 - \\ - \alpha_n^M F_n^M - c_{p,n}^{\gamma} |\Delta G_n^{\gamma}| - c_{p,n}^M |\Delta G_n^M|, & \text{при } k = n; \\ \alpha_n^M F_n^M & \text{при } k = j_1, \end{cases} \quad (13)$$

для режима прокалки в противотоке

$$g_{01} = -273 \left(c_{p,1}^{*M} G_1^M - c_{p,1}^{*M} G_1^M - c_{p,1}^{\gamma} |\Delta G_1^{\gamma}| - c_{p,1}^M |\Delta G_1^M| \right), \quad (14)$$

$$g_{k1} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq j_1, k \neq 1, k \neq 2; \\ (c_{p,1}^{*M} G_2^M - 3c_{p,1}^{*M} G_1^M) / 2 - \alpha_1^M F_1^M - \\ - c_{p,1}^{\gamma} |\Delta G_1^{\gamma}| - c_{p,1}^M |\Delta G_1^M|, & \text{при } k = 1; \\ (c_{p,1}^{*M} G_2^M + c_{p,1}^{*M} G_1^M) / 2, & \text{при } k = 2; \\ \alpha_1^M F_1^M, & \text{при } k = j_1. \end{cases} \quad (15)$$

$$g_{0n} = c_{p,n}^{*M} G_n^M Tm - 273 \left(c_{p,n}^{*M} P - c_{p,n}^{*M} G_n^M - c_{p,n}^{\gamma} |\Delta G_n^{\gamma}| - c_{p,n}^M |\Delta G_n^M| \right), \quad (16)$$

$$g_{kn} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq j_1, k \neq n-1, k \neq n; \\ -c_{p,n-1}^{*M} G_{n-1}^M / 2, & \text{при } k = n-1; \\ -(c_{p,n-1}^{*M} G_{n-1}^M / 2 + \alpha_n^M F_n^M + \\ + c_{p,n}^{\gamma} |\Delta G_n^{\gamma}| + c_{p,n}^M |\Delta G_n^M|), & \text{при } k = n; \\ \alpha_n^M F_n^M & \text{при } k = j_1. \end{cases} \quad (17)$$

- Поверхностных зон футеровки ($i=n+1, \dots, i=2n$)

$$g_{ki} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq i, k \neq i+n+2; \\ -\alpha_i^{\Phi} F_i^{\Phi}, & \text{при } k = i; \\ \alpha_i^{\Phi} F_i^{\Phi}, & \text{при } k = i+n+2. \end{cases} \quad (18)$$

- Поверхностных зон на торцах печи
для зоны на первом торце ($i=2n+1$)

$$g_i^0 = c_p^m G^m T^m + c_p^e G^e T^e + c_p^n G^n T^n - 273 \left(c_{p,i}^e G_i^e + c_p^m G^m + c_p^e G^e + c_p^n G^n \right), \quad (19)$$

$$g_{ki} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq m+1; \\ -c_{p,i}^e G_i^e, & \text{при } k = m+1; \end{cases} \quad (20)$$

- для зоны на втором торце ($i=2n+2$)

$$g_i^0 = -273 G_n^e (c_{p,n}^e - c_{p,i}^e), \quad (21)$$

$$g_{ki} = \begin{cases} 0, & \text{при } k \neq n, k \neq i; \\ c_{p,n}^e G_n^e, & \text{при } k = n; \\ -c_{p,i}^e G_n^e, & \text{при } k = i. \end{cases} \quad (22)$$

Алгоритмы (4)–(18) в отличие от прототипа учитывают конвективные тепловые потоки, возникающие при массопереносе в газовые зоны выделяющихся летучих веществ и сгорающего прокаливаемого материала, а алгоритмы (19)–(22) – не учтенные в прототипе потоки газов, участвующие в теплообмене торцовых зон.

Алгоритмы расчета коэффициентов конвективного обмена (4)–(22) использованы с целью совершенствования математической модели для синтеза системы зональных уравнений теплового баланса, которая в случае проковки углеродных материалов имеет следующий вид:

$$\begin{cases} \sum_k (a_{ki} T_k^4 + g_{ki} T_k) + g_i^0 + k^M Q_n^{p,M} |\Delta G_i^M| - Q_{pi}^M = 0, & i=1, \dots, n; \\ \sum_k (a_{ki} T_k^4 + g_{ki} T_k) - Q_{pi}^\phi = 0, & i=n+1, \dots, 2n; \\ \sum_k a_{ki} T_k^4 - Q_{pi}^{Tp} = 0, & \\ \sum_k (a_{ki} T_k^4 + g_{ki} T_k) + g_i^0 + Q_n^{p,T} |\Delta G_i^T| + & i=2n+1, m; \\ (+1 - k^M) Q_n^{p,M} |\Delta G_i^M| + Q_n^{p,L} |\Delta G_i^L|, & i=m, \dots, l, \end{cases} \quad (23)$$

где k^M – доля теплового потока от горения материала, потребляемая на его нагрев; Q_{pi} – тепловой поток потерь.

С целью реализации комплексной математической модели [8] и проведения численных экспериментов проковки углеродных материалов разработана компьютерная программа в операционной среде визуального программирования Delphi XE2. Данными таких экспериментов являются поле зональных температур и значения двадцати параметров в виде распределения их по длине печи. При этом обеспечивается возможность варьирования пятидесяти входных технологических и конструктивных параметров.

Параметрическая идентификация разработанной математической модели выполнена с применением данных, полученных на промышленной барабанной вращающейся печи проковки нефтяного кокса длиной 45 м, с внутренним диаметром барабана 2,37 м.

Значения технологических контролируемых параметров промышленного процесса и вычислительного эксперимента были одинаковыми: время проковки 60 мин, производительность по загрузке 3,1 кг/с и расход природного газа 0,12 кг/с. Все величины технологических параметров получены усреднением за сутки 96 значений и являются их математическими ожиданиями. Некоторые результаты вычислительного эксперимента при этих условиях приведены на рис. 4, а данные идентификации – в таблице.

Качество прокаленного кокса оценивается по величине его удельного электросопротивления, которое в процессе проковки снижается с 10000 мкОм·м до соответствующего значения техническим требованиям в 1000 мкОм·м.

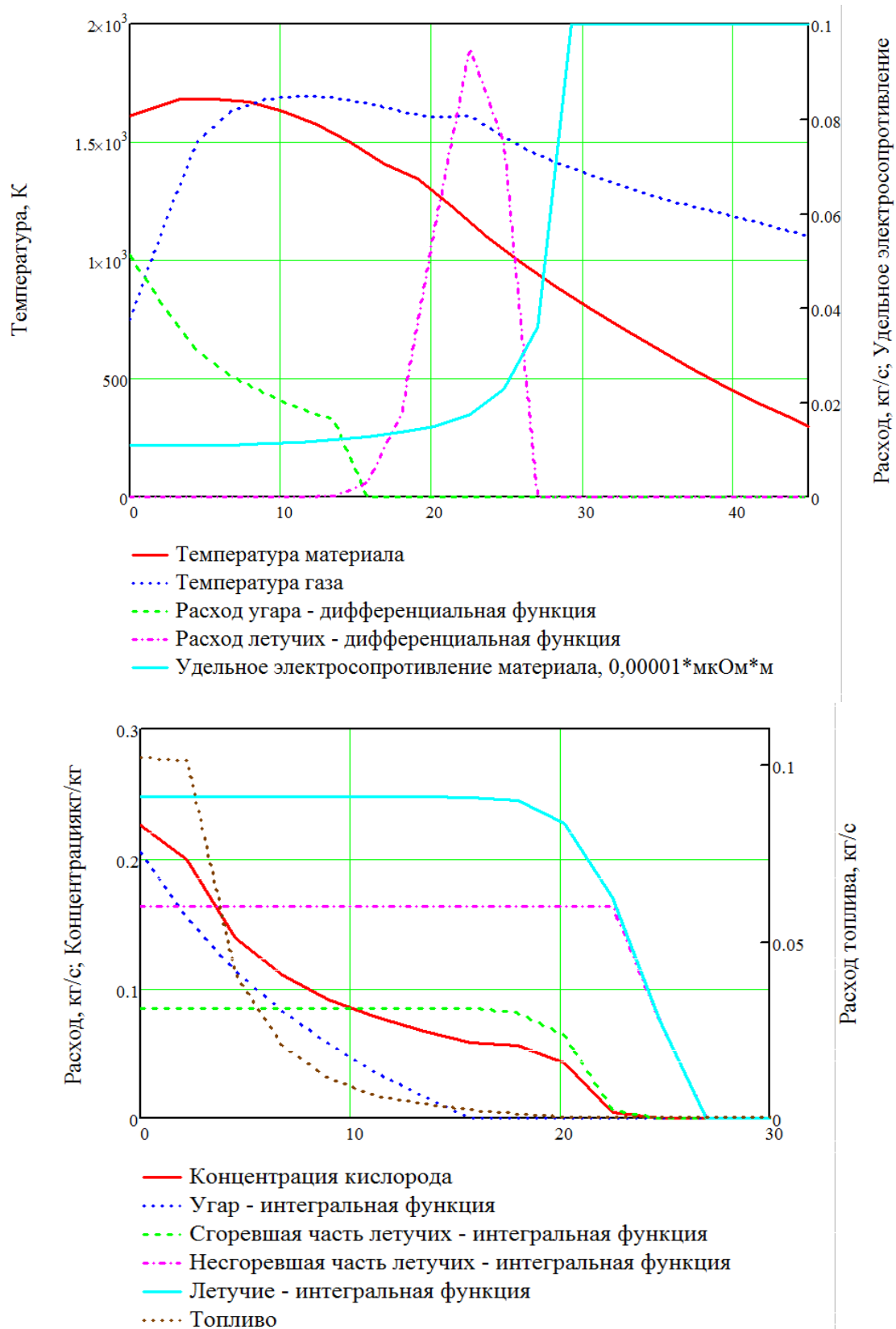


Рис. 4. Распределение параметров по длине печи, работающей в режиме противотока

Данные параметрической идентификации математической модели

Наименование параметра	Размер- ность	Значение параметра			Отклонение расчетного параметра, %
		промышленной печи		численного экспери- мента	
		математическое ожидание	дисперсия		
Температура: - кокса - отходящего газа	°C	1336	428	1339	0,22
	°C	710	1666,26	712	0,28
Угар кокса	кг/с	0,23	-	0,225	-2,17
	т/ч	0,828	-	0,81	

Данные таблицы подтверждают адекватность усовершенствованной математической модели, так как отклонения значений расчетных параметров от реальных значений не превышают 5%, требуемых для технических расчетов.

Выводы

Результаты работы показывают, что разработанные алгоритмы расчета коэффициентов конвективного обмена повышают точность моделирования теплообмена в барабанной вращающейся печи и комплексной математической модели процесса прокалики углеродных материалов в ней. Эта модель и разработанная компьютерная программа для ее реализации позволяют выполнять исследования численными экспериментами указанного процесса как в режиме противотока материала и газа, так и в режиме прямотока. Параметрической идентификацией подтверждена адекватность данных численного эксперимента реальным данным промышленного эксперимента.

Список литературы

1. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей / под науч. ред. В.А. Арутюнова. М.: Metallurgy, 1990. 240 с.
2. Мешков Е.И. Развитие теории и совершенствование технологии производства графитированной электродной продукции на основе математических моделей массо- и теплопереноса: автореф. дис. ... д-ра. техн. наук. Владикавказ: СКГМИ (ГТУ), 2009.
3. Арунянц Г.Г., Рутковский А.Л. Математическое моделирование в задачах проектирования систем управления сложными объектами. Калининград: Изд-во ФГОУ ВПО КГТУ, 2011. 304 с.
4. Салихов З.Г., Арунянц Г.Г., Рутковский А.Л. Системы оптимального управления сложными технологическими объектами. М.: Теплоэнергетик, 2004. 240 с.
5. Khan J.A., Pal D. and Morse J.S. Numerical modeling of a rotary kiln incinerator// Hazardous Waste & hazardous Materials. 1993, 10 (1), pp. 81–95.
6. Leger C.B., Cundy V.A. and Sterling A.M. A three dimensional detailed numerical model of a field-scale rotary kiln incinerator // Environmental Science & Technology. 1993, 27, pp. 677–690.
7. Химическая технология твердых горючих ископаемых: учебник для вузов / под ред. Г.Н. Макарова и Г.Д. Харламповича. М.: Химия, 1986. 496 с.
8. Мешков Е.И., Герасименко Т.Е., Ковалёва М.А. // Цветная металлургия. 2012. №4. С. 53–56.
9. Мешков Е.И. // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2006. № 4. С. 71–79.
10. Мешков Е.И. // Цветные металлы. 2007. № 5. С. 36–39.

Материал поступил в редакцию 10.12.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-2-116-125

IMPROVEMENT AND IDENTIFICATION OF THE MATHEMATICAL MODEL OF CARBON MATERIALS CALCINATION IN A ROTARY KILN

Gerasimenko Tatiana Evgenyevna – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (The State Technological University), Vladikavkaz, Russia. E-mail: gerasimenko_74@mail.ru.

Meshkov Evgeniy Ivanovich – D.Sc. (Eng.), Professor, North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (The State Technological University), Vladikavkaz, Russia. E-mail: eimeshkov@gmail.com.

Tomilina Aleksandra Aleksandrovna – Postgraduate Student, North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (The State Technological University), Vladikavkaz, Russia.

Abstract. This work is aimed at expanding the application and improving numerical experiment-based studies of heat treatment processes extensively applied to non-inert materials in rotary kilns.

The purpose of the research is to develop new computer-oriented algorithms for the calculation of convective heat transfer coefficients used to build heat balance equations applied in the zone method simulation of heat transfer processes that take place in kilns. The article describes a case of carbon materials calcinated in parallel-flow and counterflow modes and demonstrates an algorithm building procedure for the convective heat transfer coefficients identified, first for volumetric gas zones and subsequently for surface zones. Unlike the algorithms used before in heat treatment simulation of inert materials, these new algorithms account for the convective flows resulting from stripping volatiles from the treated material and the interaction of the material and the volatiles with the gas flow. The algorithms designed for volumetric zones are identical for the parallel-flow and counterflow modes. As for the surface zones, some of the equations included in the algorithms are different.

The article presents numerical experimental data for a petroleum coke calcination process which were obtained with the help of the developed algorithms and computer software. The accuracy of the improved mathematical model was verified by means of parametric identification based on actual kiln data. Deviation of the calculated parameters from the actual process parameters is less than 5%. The research was carried out by the Department of Theory and Automation of Metallurgical Processes and Furnaces of the North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy in 2014 and 2015. The mathematical model and the software are effectively applied in numerical experiment-based research. The advanced comprehensive mathematical model designed for heat treatment processes of a rotary kiln and the software developed for the above model can be used to study a broad

range of heat treatment processes applied to both inert and non-inert materials in rotary kilns.

Keywords: Carbon materials, calcination, rotary kiln, mathematical model, algorithm, convective heat transfer, identification, numerical experiment.

References

1. Arutyunov V.A., Bukhmirov V.V., Krupennikov S.A. *Matematicheskoe modelirovanie teplovoy raboty promyshlennykh pechey* [Mathematical modeling of the thermal performance of industrial furnaces]. Ed. Arutyunov V.A. M.: Metallurgiya. 1990, 240 p.
2. Meshkov E.I. Developing the theory and improving the technology for production of graphite electrodes based on mathematical models of mass and heat transfer. *Aftoreferat dissertatsii doktora tekhnicheskikh nauk* [Abstract of a doctoral dissertation]. Vladikavkaz: North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy, 2009.
3. Arunyants G.G., Rutkovskii A.L. *Matematicheskoe modelirovanie v zadachakh proektirovaniya sistem upravleniya slozhnyimi ob'yektami* [Mathematical modelling in the design of management systems for complex objects]. Kaliningrad, Publ. Kaliningrad State Technical University. 2011, 304 p.
4. Salikhov Z.G., Arunyants G.G., Rutkovskii A.L. *Sistemy optimal'nogo upravleniya slozhnyimi tekhnologicheskimi ob'yektami* [Adequate management system for complex technological objects]. Moscow: Teploenergetik. 2004, 240 p.
5. Khan J.A., Pal D. and Morse J.S. Numerical modeling of a rotary kiln incinerator. *Hazardous Waste & Hazardous Materials*. 1993, 10 (1), pp. 81–95.
6. Leger C.B., Cundy V.A. and Sterling A.M. A three-dimensional detailed numerical model of a field-scale rotary kiln incinerator. *Environmental Science & Technology*. 1993, 27, pp. 677–690.
7. Chemical technology of solid combustible minerals. *Uchebnyk dlya vuzov* [Textbook for Universities]. Edited by Makarov G.N., Kharlampovich G.D. Moscow: Khimiya. 1986, 496 p.
8. Meshkov E.I., Gerasimenko T.E., Kovalyova M.A. *Tsvetnaya metallurgiya* [Non-ferrous metallurgy]. 2012, no.4, pp. 53–56.
9. Meshkov E.I. *Izv. Vuzov. Tsvetnaya metallurgiya* [Proceedings of Russian universities. Non-Ferrous Metallurgy]. 2006, no.4, pp. 71–79.
10. Meshkov E.I. *Tsvetnye metally* [Non-Ferrous Metals]. 2007, no. 5, pp. 36–39.

Герасименко Т.Е., Мешков Е.И., Томила А.А. Совершенствование и идентификация математической модели прокаливания углеродных материалов в барабанной вращающейся печи // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 116–125. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-116-125

Gerasimenko T.E., Meshkov E.I., Tomilina A.A. Improvement and identification of the mathematical model of carbon materials calcination in a rotary kiln. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 2, pp. 116–125. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-2-116-125

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Абакумов Андрей Владимирович – аспирант кафедры «МТиО», ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. E-mail: 747-067@mail.ru.

Барановский Кирилл Васильевич – научный сотрудник лаборатории подземной геотехнологии Института горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия. E-mail: kartingist@list.ru.

Безруких Александр Иннокентьевич – доц. кафедры «Литейное производство», Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия. Телефон: 8 (391) 206-37-54.

Белевская Ирина Валерьевна – магистрант кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. Email belirena@yandex.ru.

Белевский Леонид Сергеевич – д-р техн. наук, проф. кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. Email: l.belevskiy@mail.ru.

Беляев Сергей Владимирович – д-р техн. наук, доц., зав. кафедрой «Литейное производство», Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия. Телефон: 8(391) 213-36-21. E-mail: 244812@mail.ru.

Бертранд Филипп – канд. техн. наук, проф., Национальная Инженерная Школа Сент-Етьенна, Франция, Директор по образованию и инновациям. E-mail: philippe.bertrand@enise.fr.

Власов Александр Евгеньевич – аспирант кафедры «Машины и технологии обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: vlasovaleksandr.74@gmail.com.

Ворначева Ирина Валерьевна – аспирант, ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. E-mail: vomairina2008@yandex.ru.

Выдрин Александр Владимирович – д-р техн. наук, проф. кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением», ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (научно-исследовательский университет); заместитель генерального директора по научной работе ОАО «РосНИТИ», Челябинск, Россия. E-mail: vydrinav@rosniti.ru.

Габбасов Булат Маратович – канд. техн. наук, доц. кафедры горных машин и транспортно-технологических комплексов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: bulatg74@mail.ru.

Гадалов Владимир Николаевич – д-р техн. наук, проф., ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. Тел.: +7(4712) 50-39-82. E-mail: Gadalov-vn@yandex.ru.

Ганиев Изатулло Наврузович – д-р хим. наук, проф., академик АН Республики Таджикистан, заведующий лабораторией Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе, Таджикистан. E-mail: ganiev48@mail.ru.

Ганиева Наргис Изатуллоевна – ведущий научный сотрудник Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе, Таджикистан.

Герасименко Татьяна Евгеньевна – канд. техн. наук, доц., ФГБОУ ВО «Северо-Кавказский горно-металлургический институт (государственный технологический университет)», Владикавказ, Россия. E-mail: gerasimenko_74@mail.ru.

Громов Виктор Евгеньевич – д-р физ.-мат. наук, проф., Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Губанов Иван Юрьевич – канд. техн. наук, доц. кафедры «Литейное производство», Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.

Джигун Николай Сергеевич – аспирант кафедры «Машины и обработки материалов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: tusove@gmail.com.

Дыя Хенрик – д-р техн. наук, проф. кафедры обработки металлов давлением и инженерии безопасности, факультет Инженерии Производства и Технологии Материалов, Ченстоховский Технологический Университет, Ченстохов, Польша. E-mail: dyja@wip.pcz.pl.

Ефимова Юлия Юрьевна – канд. техн. наук, доц. кафедры металлургических и машиностроительных технологий, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. Email: jefimova78@mail.ru.

Журавлев Геннадий Модестович – д-р техн. наук, проф., ФГБОУ ВПО «Тульский государственный университет», Тула, Россия. Тел.: +7 (4872) 33-24-10. E-mail: info@tsu.tula.ru.

Зинченко Анна Владимировна – канд. техн. наук, заместитель главного инженера, Таганрогский металлургический завод (ПАО «ТАГМЕТ»), Таганрог, Россия. E-mail: zinchenko@tagmet.ru.

Иванов Юрий Федорович – д-р физ.-мат. наук, проф., Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия. E-mail: yufi55@mail.ru.

Кавалек Анна Малгожата – д-р техн. наук, проф. кафедры обработки металлов давлением и инженерии безопасности, факультет Инженерии Производства и Технологии Материалов, Ченстоховский Технологический Университет, Ченстохов, Польша. E-mail: kawalek@wip.pcz.pl.

Казумичи Шимидзу – проф., д-р инж., директор отдела производства и инженерно-проектного центра Муроранского института технологии, Муроран, Япония

Каллиари Ирэн – доц., Школа инженерии, Университет г. Падуя, Падуя, Италия.

Камалова Гюзель Ягафаровна – аспирант кафедры ЛПИМ, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: 174kamalova@mail.ru.

Кижнер Марк – канд. техн. наук, технический директор HOD-ASSAF Metals Ltd. - Kiriya Gat Rolling Mill, Ashkelon, Израиль. E-mail: mark@hodindustry.co.il.

Коновалов Сергей Валерьевич – д-р техн. наук, доц., Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

Король Алексей Валентинович – научный сотрудник, ОАО «РосНИТИ», Челябинск, Россия. E-mail: korol@rosniti.ru.

Косинов Дмитрий Анатольевич – канд. техн. наук, Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

Костин Игорь Владимирович – аспирант кафедры «Литейное производство», Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.

Лабер Конрад Блажей – канд. техн. наук, преподаватель кафедры обработки металлов давлением и инженерии безопасности, факультет Инженерии Производства и Технологий Материалов, Ченстоховский Технологический Университет, Ченстохов, Польша. E-mail: laber@wip.pcz.pl.

Мак-Мак Наталья Евгеньевна – ассистент кафедры металловедения и термической обработки металлов, ГОУ ВПО «Приазовский государственный технический университет», Мариуполь, Украина. E-mail: makmak.n.e.pstu@gmail.com.

Малашкин Сергей Олегович – аспирант кафедры ЛПиМ, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: shtirlic21999@mail.ru.

Мешков Евгений Иванович – д-р техн. наук, проф., ФГБОУ ВО «Северо-Кавказский горно-металлургический институт (государственный технологический университет)», Владикавказ, Россия. E-mail: eimeshkov@gmail.com.

Мовчан Игорь – канд. физ.-мат. наук, ответственный за исследовательские проекты, Национальная Инженерная Школа Сент-Этьенна, Франция. E-mail: igor.movtchan@enise.fr.

Назаров Шухратджон Абдугуломович – аспирант, Институт химии им. В.М. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе, Таджикистан.

Некит Владимир Афанасьевич – канд. техн. наук, доц. кафедры машины и технологии обработки давлением, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: Vladimir@Nekit.info.

Норова Муаттара Турдыевна – ведущий научный сотрудник Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе, Таджикистан.

Огарков Николай Николаевич – д-р техн. наук, проф. кафедры технологии машиностроения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: mgtu@magtu.ru.

Першин Геннадий Дальтонович – д-р техн. наук, проф. кафедры горных машин и транспортно-технологических комплексов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.

Платов Сергей Иосифович – д-р техн. наук, зав. кафедрой «Машины и технологии обработки давлением», ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: psipsi@mail.ru.

Пшеничная Елена Геннадиевна – канд. техн. наук, доц. кафедры механики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: pshenichnaya_e@mail.ru.

Редников Сергей Николаевич – канд. техн. наук, доц. каф. гидравлики и гидропневмосистем, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: srednikov@mail.ru.

Савицкий Сильвестр Здислав – канд. техн. наук, преподаватель кафедры обработки металлов давлением и инженерии безопасности, факультет Инженерии Производства и Технологий Материалов, Ченстоховский Технологический Университет, Ченстохов, Польша. E-mail: sylsaw@wip.pcz.pl.

Самодурова Марина Николаевна – канд. техн. наук, доц. кафедры «Машины и обработки материалов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: mar-samodur@ya.ru.

Соколов Игорь Владимирович – д-р техн. наук, зав. лабораторией подземной геотехнологии Института горного

дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия. Тел.: 8(343)350-71-28. E-mail: geotech@igduran.ru.

Сычков Александр Борисович – д-р техн. наук, проф. кафедры ЛПиМ, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: absyckov@mail.ru.

Тезе Пино – доц., вице-президент компании SMS Siemag, Хильхенбах – Дальбрух, Германия. E-mail: pino.tese@sms-siemag.com.

Томилина Александра Александровна – аспирант, ФГБОУ ВО «Северо-Кавказский горно-металлургический институт (государственный технологический университет)», Владикавказ, Россия.

Уляков Максим Сергеевич – канд. техн. наук, доц. кафедры управления недвижимостью и инженерных систем, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: maxim-atlet@yandex.ru.

Фенг Ю – канд. техн. наук, Государственная лаборатория перспективных металлов и материалов, Пекинский научно-технический университет, Китай. E-mail: yefeng@skl.ustb.edu.cn.

Фролов Виктор Федорович – руководитель проекта ООО «РУСАЛ ИТЦ», Красноярск, Россия.

Чебан Антон Юрьевич – ст. науч. сотрудник, доц., ФГБН Институт горного дела Дальневосточного отделения Российской академии наук РАН (ИГД ДВО РАН), Хабаровск, Россия. Тел.: 8-(4212)32-79-27. E-mail: chebanay@mail.ru.

Чейлях Александр Петрович – д-р техн. наук, проф., проректор ГОУ ВПО «Приазовский государственный технический университет», Мариуполь, Украина. E-mail: cheilyakh_o_p@pstu.edu.

Чейлях Ян Александрович – канд. техн. наук, ПАО «Мариупольский металлургический комбинат имени Ильича», Мариуполь, Украина.

Шекшеев Максим Александрович – канд. техн. наук, доц. кафедры МиТОД, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: shecsheev@yandex.ru.

Шеметова Елена Сергеевна – ассистент кафедры технологии машиностроения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: hellensh88@list.ru.

Шеркунов Виктор Георгиевич – д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой «Машины и технологии обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: sherkunovvg@susu.ac.ru.

Шимидзу Казумичи – проф., д-р инж., директор отдела производства и инженерно-проектного центра Муроранского института технологии, Муроран, Япония.

Широков Вячеслав Вячеславович – зав. лабораторией, ОАО «РосНИТИ», Челябинск, Россия. E-mail: shirokov@rosniti.ru.

Шувет Бенджамин Мария, Денис – студент механико-машиностроительного факультета Технологического Университета Жана Моне, г. Сент-Этьен, Франция.

Щеренкова Ирина Сергеевна – канд. техн. наук, ст. преп. ФГБОУ ВПО «Липецкий государственный технический университет», Липецк, Россия. Тел.: +7(4742) 32-82-83. E-mail: mailbox@stu.lipetsk.ru.

Яковлева Ксения Юрьевна – научный сотрудник, ОАО «РосНИТИ», Челябинск, Россия. E-mail: yakovleva@rosniti.ru.

УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Мы приглашаем Вас к участию в нашем журнале в качестве авторов, рекламодателей и читателей.

Журнал формируется по разделам, отражающим основные направления научной деятельности ученых МГТУ, в частности:

- РАЗРАБОТКА ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ.
- МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.
- ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ.
- ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
- ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ.
- МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ.
- СТАНДАРТИЗАЦИЯ, СЕРТИФИКАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ.
- МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ.
- НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ.
- ЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИИ, ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ И ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ.
- УПРАВЛЕНИЕ, АВТОМАТИЗАЦИЯ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ.
- СТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СТРОИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ.
- ЭКОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ.
- ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И РЫНОК ПРОДУКЦИИ.
- СТРАТЕГИЯ РАЗВИТИЯ, ПОДГОТОВКА И ОБУЧЕНИЕ СПЕЦИАЛИСТОВ.
- ИНФОРМАЦИЯ И ДР.

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ, ПРИНИМАЕМЫМ К ПУБЛИКАЦИИ

1. ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ СТАТЬИ (на русском и английском языках)

1.1. Наименование статьи (не более 15 слов). Должно кратко отражать содержание статьи. Не рекомендуется использовать сокращения и аббревиатуры.

1.2. Аффiliation. Указывается фамилия, имя, отчество авторов (транслитерация), ученая степень, звание, должность, индивидуальный авторский идентификатор ORCID, полное название организации (ее официально принятый английский вариант), адрес электронной почты хотя бы одного из авторов.

1.3. Аннотация (200–250 слов). Включает постановку задачи (актуальность работы), цель, используемые методы (эксперименты), новизну, результаты, практическую значимость (направления развития).

Онлайн-перевод запрещается!

1.4. Ключевые слова: от 5 до 15 основных терминов.

2. СТРУКТУРА ОСНОВНОЙ ЧАСТИ СТАТЬИ

2.1. Введение (постановка проблемы)

2.2. Теория, материалы и методы исследования, технические и технологические разработки

2.3. Результаты исследования и их обсуждение

2.4. Заключение (выводы)

2.5. Список литературы (на русском и английском языках)

3. ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

3.1. Рекомендуемый объем статьи – 6–8 стр.

3.2. Текст статьи, сведения об авторах, аннотация, ключевые слова и список литературы представляются на электронном носителе в виде файла, созданного средствами **Microsoft Word**, и распечаткой на стандартных листах бумаги формата А4.

При наборе статьи в **Microsoft Word** рекомендуются следующие установки:

- **шрифт** – **Times New Roman**, размер – 11 пт, межстрочный интервал – одинарный, перенос слов – автоматический;
- при вставке **формул** использовать встроенный редактор формул **Microsoft Equation** со стандартными установками, применяется только сквозная нумерация;
- **иллюстрации** не должны превышать ширины колонки (80 мм) или ширины страницы (170 мм). Для подписей элементов на иллюстрации используется шрифт TimesNewRoman 11 пт. Рисунки представляются в редакцию в двух форматах: редактируемом и не редактируемом (*.jpg; качество не менее 300 dpi). В тексте статьи должны быть подрисуночные подписи в местах размещения рисунков. В конце подписи к рисунку точка не ставится. Например:

Рис. 4. Расчётная зависимость $\chi(t)=I_{nt}/I_{n0}$ от времени и удалённости КЗ от выводов асинхронного двигателя

- **таблицы** нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

3.3. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц **СИ**.

4. ДОКУМЕНТЫ, ПРИЛАГАЕМЫЕ К СТАТЬЕ

4.1. Экспертное заключение о возможности опубликования.

4.2. Договор.

Внимание! Публикация статей является бесплатной. Преимущество опубликования предоставляется авторам и учреждениям, оформившим подписку на журнал.

Статьи проходят обязательное научное рецензирование.

Редакция оставляет за собой право отклонять статьи, не отвечающие указанным требованиям.

По вопросам публикации статей обращаться: 455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Редколлегия журнала «Вестник МГТУ им. Г.И. Носова», М.В. Чукину. Телефоны: (3519) 29-85-26, 22-14-93.

E-mail: rio_mgtu@mail.ru; vestnik@mgtu.ru (с указанием темы сообщения «Вестник МГТУ»).