

ВЕСТНИК

Магнитогорского государственного технического
университета им. Г.И. Носова

2016. Т.14, №3

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. Падуа, 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 26.09.2016. Заказ 507. Тираж 500 экз. Цена свободная.

VESTNIK

of Nosov Magnitogorsk State Technical University

2016. Vol. 14, no. 3

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: 26.09.2016. Order 507. Circulation: 500. Open price.

СОДЕРЖАНИЕ

Разработка полезных ископаемых	5
<i>Сашурин А. Д., Панжин А.А., Мельник В.В.</i>	
Обеспечение устойчивости бортов карьеров в целях защиты потенциально опасных участков транспортных берм	5
<i>Калмыков В.Н., Струков К.И., Константинов Г.П., Кульсаитов Р.В.</i>	
Разработка технологии повторного освоения запасов верхних горизонтов Кочкарского золоторудного месторождения	13
Литейное производство	21
<i>Горохов Ю.В., Беляев С.В., Усков И.В., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю.</i>	
Исследование технологий изготовления Al–Sr лигатурных прутков для модифицирования алюминиевых сплавов	21
Обработка металлов давлением	25
<i>Белокопытнов В.И.</i>	
Разработка технологии штамповки поковок из предварительно скомпактированных гранул алюминиевых сплавов	25
Технологии обработки материалов	32
<i>Шеркунов В.Г., Редников С.Н., Власов А.Е., Тезе П.</i>	
Влияние динамики движения электролита в гальванической ванне на однородность наносимого покрытия	32
<i>Гадалов В.Н., Серебровский В.В., Щеренкова И.С., Абакумов А.В., Тураева О.А.</i>	
Структура и свойства электролитических хромовых покрытий с ультрадисперсным сверхтвердым наполнителем	39
Материаловедение и термическая обработка металлов	46
<i>Колокольцев В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А.</i>	
Исследование механических и эксплуатационных свойств высокомарганцевой стали, легированной азотированным феррохромом	46
<i>Кижнер М., Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я.</i>	
Влияние металлургических факторов и термической обработки на формирование структуры сварочной катанки	55
<i>Шахназаров К.Ю.</i>	
Признаки промежуточных фаз в системах Al-Si, Fe-C и Al-Cu	71
<i>Гималетдинов Р.Х., Гулаков А.А., Тухватулин И.Х.</i>	
Влияние химического состава на свойства рабочего слоя центробежно-литых индефинитных прокатных валков	78

CONTENTS

Mineral Mining	5
<i>Sashourin A.D., Panzhin A.A., Melnik V.V.</i>	
Securing open-pit walls for protection of hazardous areas of haulage benches	5
<i>Kalmykov V.N., Strukov K.I., Konstantinov G.P., Kulsaitov R.V.</i>	
Developing a reworking process for the upper levels of the Kochkarskoye gold mine	13
Foundry	21
<i>Gorokhov Yu.V., Belyaev S.V., Uskov I.V., Gubanov I.Yu., Gorokhova T.Yu.</i>	
A study of the Al-Sr grain refiner manufacturing techniques	21
Metal Forming	25
<i>Belokopytov V.I.</i>	
Development of a forging technique based on pre-compacted aluminium alloy granules	25
Materials Processing Technology	32
<i>Sherkunov V.G., Rednikov S.N., Vlasov A.E., Tese P.</i>	
The relationship between the electrolyte flow dynamics and the coating quality	32
<i>Gadalov V.N., Serebrovsky V.V., Cherenkova I.S., Abakumov A.V., Turaeva O.A.</i>	
The structure and properties of electroplated chromium coatings with an ultrafine superhard filler	39
Materials Science and heat treatment of metals	46
<i>Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A.</i>	
A study of mechanical and performance characteristics of high-manganese steel alloyed with nitrided ferrochromium	46
<i>Kizhner M., Sychkov A.B., Sheksheyev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya.</i>	
The effect of metallurgical factors and heat treatment on the structure of wire rod for welding application	55
<i>Shakhnazarov K.Yu.</i>	
Intermediate phase markers in Al-Si, Fe-C and Cu-Al systems	71
<i>Gimaletdinov R.H., Gulakov A.A., Tukhvatulín I.H.</i>	
The effect of the chemical composition on the working layer properties of centrifugally cast indefinite chill rolls	78

<i>Константинов Д.В., Бзовски К., Корчунов А.Г., Кузьяк Р., Пьетчик М., Ширяев О.П.</i> Мультимасштабное моделирование структурно-фазовых превращений в стали при волочении	90
<i>Концева Н.В., Чукин Д.М., Дабала М.</i> Особенности теплового расширения высокопрочных инварных сплавов	99
Энергетика металлургии, энергосбережение и электротехнические комплексы	106
<i>Николаев А.А., Руссо Ж.-Ж., Сзымански В., Тулупов П.Г.</i> Экспериментальное исследование гармонического состава токов дуг для дуговых сталеплавильных печей различной мощности	106
Теплоэнергетика металлургической отрасли	121
<i>Парсункин Б.Н., Суханосова Т.Г., Полухина Е.И.</i> Методика оценки эффективности мероприятия по совершенствованию показателей производственного процесса	121
Сведения об авторах	127

<i>Konstantinov D.V., Bzowski K., Korchunov A.G., Kuziak R., Pietrzyk M., Shiryayev O.P.</i> Multiscale modeling of structural and phase transformations in steel during drawing	90
<i>Koptseva N.V., Chukin D.M., Dabala M.</i> Features of thermal expansion of high-strength invar alloys	99
Power Engineering in Metallurgy, Energy Saving and Electrical Complexes	106
<i>Nikolaev A.A., Rousseau J.-J., Szymanski V., Tulupov P.G.</i> An experimental study of electric arc current harmonics in electric arc furnaces with different power characteristics	106
Heat Power Engineering of the Metallurgical Industry	121
<i>Parsunkin B.N., Sukhonosova T.G., Polukhina E.I.</i> A method of evaluating the performance of a production process improvement action	121
Information about authors	127

РАЗРАБОТКА ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ

УДК 622.83:[528.2:629.78]

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-5-12

ОБЕСПЕЧЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ БОРТОВ КАРЬЕРОВ В ЦЕЛЯХ ЗАЩИТЫ ПОТЕНЦИАЛЬНО ОПАСНЫХ УЧАСТКОВ ТРАНСПОРТНЫХ БЕРМ

Сашурин А. Д., Панжин А. А., Мельник В. В.

Институт горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Аннотация

Постановка задачи: в статье приводятся методика и результаты решения задачи обеспечения устойчивости бортов карьеров в целях защиты потенциально опасных участков транспортных берм от внезапных обрушений и оползневых явлений. Представленная методика основана на учете ряда факторов: структурных особенностей массива горных пород; современной геодинамической активности; закономерностей формирования вторичного напряженно-деформированного состояния. **Используемые методы:** комплексная инструментальная диагностика структурного строения горных пород производится с использованием современных геофизических методов, определение природного и техногенно измененного напряженно-деформированного состояния массива выполняется с использованием технологий спутниковой геодезии с учетом величин трендовых и циклических короткопериодных движений на больших и малых базах. Геофизическими методами проводится укрупненная оценка карьерного поля на предмет тектонической нарушенности, при этом определяются наиболее опасные участки, приуроченные к участкам пересечения бортов карьеров известными крупными тектоническими нарушениями. В дальнейшем производится уточнение местоположения крупных нарушений и поиск и фиксация средних с построением схемы структурно-тектонической нарушенности прибортового массива карьера. Изменения первоначального напряженно-деформированного состояния породного массива фиксируются прямыми геодезическими методами. При этом определяются пространственные компоненты двух видов современных геодинамических движений: трендовых (криповых) и циклических короткопериодных. Оценка напряженно-деформированного состояния горного массива производится на основе решения обратной геомеханической задачи по замеренным деформациям породного массива. **Полученные результаты:** приведенный в статье комплексный подход, включающий анализ и обобщение информации о тектоническом строении месторождения, экспериментальные и теоретические исследования напряженно-деформированного состояния массива горных пород с использованием технологий спутниковой геодезии и инженерно-геофизических исследований структурных особенностей массива, позволяет достичь поставленной цели – выявления участков, потенциально опасных по устойчивости транспортных берм.

Ключевые слова: защита транспортных берм, устойчивость бортов, оползневые процессы, напряженно-деформированное состояние, структура массива, диагностика, инструментальный контроль.

Исследования выполнены в рамках проекта № 15-10-5-12 «Разработка инновационной технологии диагностики состояния геологической среды и построение модели воздействия геомеханических процессов и явлений среды на техногенные объекты недропользования» (Комплексная программа фундаментальных исследований УрО РАН на 2015–2017 гг.).

Введение

Устойчивость бортов карьеров определяется параметрами углов уступов, рассчитанных по специальным методикам, использующим прочностные и деформационные характеристики

массива горных пород с учетом его обводненности. Однако такой подход зачастую недостаточен для определения истинных параметров разработки карьеров, что, в свою очередь, приводит к аварийным ситуациям – оползневым процессам, разрушению транспортных магистралей, завалам дорогостоящей техники и нередко сопровожда-

© Сашурин А. Д., Панжин А. А., Мельник В. В., 2016

ется человеческими жертвами.

Большую роль в устойчивости бортов карьера играет напряженно-деформированное состояние, изменяющееся как под воздействием техногенных факторов (выемка руды и породы), так и под влиянием природных факторов – современной геодинамической активности тектонических нарушений [1].

В работах, связанных с оценкой устойчивости транспортных берм, специалистами отдела геомеханики ИГД УрО РАН в основу принимается методологический подход, основанный на учете:

- структурных особенностей массива горных пород;
- современной геодинамической активности, характеризующей современными геодинамическими движениями трендового и циклического характеров;
- закономерностей формирования вторичного напряженно-деформированного состояния в районе размещения карьеров и, самое главное, его непостоянства во времени, оказывающего определяющее влияние на устойчивость бортов и уступов.

Исследование структурных особенностей массива горных пород

На первом этапе исследований проводится укрупненная оценка карьерного поля на предмет тектонической нарушенности. Для этого используются фондовые материалы, полученные в процессе разведки месторождения и имеющиеся на любом горном предприятии.

Далее определяются наиболее опасные участки, приуроченные к участкам пересечения бортов карьеров известными крупными тектоническими нарушениями. На этих участках уточняется структурно-тектоническое строение и состояние прибортового массива карьера с помощью методов наземной геофизики. Естественно, что тектоническое строение месторождения не ограничивается крупными нарушениями и фактическим уровнем изученности тектоники района. В связи с этим, при необходимости, на основании информации о происходящих в карьере неблагоприятных процессах расположение и площадь исследований может корректироваться [2].

Далеко не все геофизические методы могут использоваться при проведении открытых и подземных горных работ. Электроразведка, в условиях рудных месторождений, является мало информативной, поскольку основана на изучении электропроводности грунтов, а руда является

хорошим проводником, как и обводненные тектонические нарушения, и вопрос достоверной интерпретации остается открытым. Магниторазведка имеет подобные недостатки, да и не дает представления о структурном строении по глубине. Глубинность исследований с помощью георадарного зондирования не превышает высоты уступов, все неоднородности на эту глубину видны невооруженным взглядом и такие работы не представляют научного и практического интереса. Сейморазведка, в ее классическом представлении, является достаточно дорогим и малопродуктивным методом [3].

В последнее время для определения структурно-тектонического строения и геомеханического состояния бортов карьера хорошо зарекомендовал себя метод спектрального сеймопрофилирования (метод ССП), разработанный специалистами НТФ «Геофизпрогноз» (г. Санкт-Петербурга). Благодаря высокой производительности, достаточно большой глубине исследований (150–200 м), высокой разрешающей способности и мобильности при производстве измерений он крепко закрепился в качестве основного геофизического метода, используемого коллективом отдела геомеханики Института горного дела УрО РАН для решения поставленных задач [4–5].

Пример получаемой при производстве измерений информации на одном из карьеров Восточной Сибири представлен на **рис. 1**.

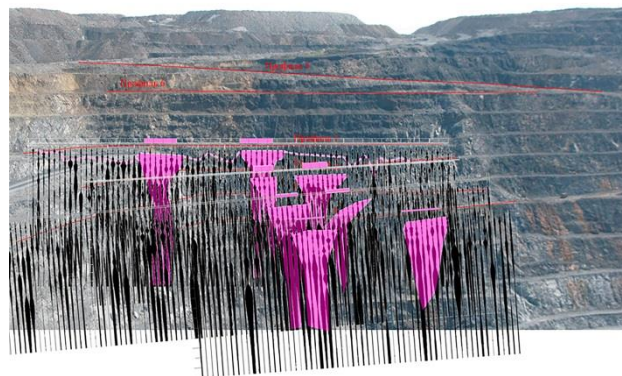


Рис. 1. Проекция спектральных сейморазрезов на борт карьера

С точки зрения наглядности представления результатов спектрального сеймопрофилирования, значительно выигрывают проекции сейморазрезов на борта карьера по каждому уступу, по результатам которых впоследствии была построена схема структурно-тектонической нарушенности прибортового массива карьера.

Как видно из **рис. 1**, при помощи используе-

мого метода хорошо выделяются не только области повышенной тектонической нарушенности в плане, но и детально прослеживается структура по глубине. Представленные структурные неоднородности, выявленные методом ССП, приурочены к контактам геологических разностей и хорошо коррелируют с данными геологической разведки. Приповерхностная часть разреза уступов обладает повышенной трещиноватостью, связанной с буровзрывными работами.

Получив представление о структурно-тектоническом строении и состоянии породного массива, необходимо получить информацию о подвижности выявленных тектонических структур. Данная задача решается двумя различными методами: геофизическим, путем организации мониторинговых наблюдений за имманацией радона [6], либо прямыми геодезическими, путем организации мониторинга за деформациями массива [7–8].

Исследование современной геодинамической активности

При эксплуатации месторождения, вследствие образования карьерной выемки, перемещения горной массы из карьера в отвалы и прочих факторов, происходит нарушение первоначального напряженно-деформированного состояния породного массива и формирование вторичного напряженно-деформированного состояния [9].

Изменения, как правило, затрагивают не только прибортовой массив, но и проявляются на достаточно обширных территориях, прилегающих к месторождению. Ранее экспериментальными исследованиями ИГД УрО РАН выявлены два вида современных геодинамических движений – трендовые (криповые) и циклические [10]. Трендовые движения происходят в виде взаимных подвижек соседних структурных блоков массива горных пород с относительно постоянными скоростью и направлением в течение продолжительного промежутка времени, сопоставимого со сроком службы объекта. Циклические движения носят полигармонический характер и состоятся из многочисленных знакопеременных движений с разными частотами и амплитудами перемещения в цикле.

Трендовые движения могут иметь как естественную природу, обусловленную тектоническими подвижками по границам структурных блоков, так и техногенную, обусловленную перераспределением напряжений и деформаций в породном массиве под воздействием горных работ, откачки подземных вод и других факторов. Зафиксированные инструментальными методами величины трендовых смещений составляют от 0,5 мм/год для имеющих естественную природу

до 200 мм/год для техногенных.

Короткопериодные циклические движения имеют широкий полигармонический спектр частот с продолжительностью циклов от 30–60 с до 1 ч, нескольких часов, суток и более.

Все измерения по определению компонент трендовой и циклической геодинамической активности производятся с использованием комплекса спутниковой геодезии GPS-ГЛОНАСС, позволяющего с высокой точностью определять пространственные координаты точек на земной поверхности [11]. При этом в режиме дифференциальной GPS изначально определяется вектор – приращение координат в геоцентрической системе между фазовыми центрами двух и более антенн приемников, отцентрированных над пунктами геодезической сети, координаты которых необходимо определить (рис. 2).

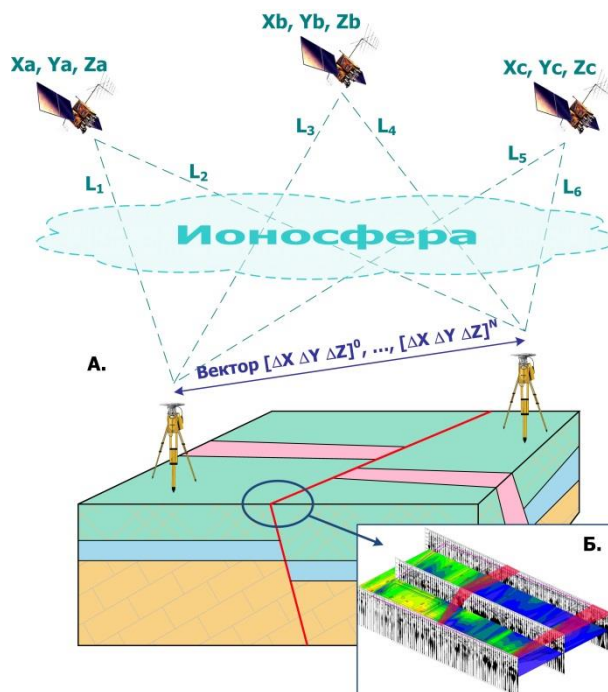


Рис. 2. Методика определения современных геодинамических движений (А) и выявления активных тектонических структур (Б)

В дальнейшем совокупность полученных векторов, образующая пространственную геодезическую сеть, проходит контроль на точность геометрических построений путем определения фактических невязок по замкнутым контурам и математически строго уравнивается в принятой системе координат – центрируется и ориентируется.

При этом определяют современные пространственные координаты пунктов государственной геодезической, маркшейдерско-геодезической сети, реперов геодинамического полигона, а при их

сопоставлении с ранее полученными исходными значениями определяют геодинимические подвижки, происходящие в массиве горных пород.

Трендовые движения определяют на основе анализа изменений пространственных приращений координат (векторов) ΔX , ΔY , ΔZ между пунктами геодезических сетей или реперов наблюдательных станций, выполненными в промежутках между повторными циклами измерений.

Полученные в результате инструментальных наблюдений деформации интервалов с использованием математического аппарата механики сплошной среды преобразованы в тензорное представление деформационного поля с выделением главных компонент тензора деформаций.

В случае, если необходимо определение величин и направлений векторов трендовых движений, геодезическая привязка опорных реперов наблюдательной станции и их абсолютное позиционирование осуществляется от пунктов глобальной сети IGS, пространственное положение которых определяется в динамической системе координат ITRF.

На примере исследуемого участка в прибортовом массиве карьеров Качканарского ГОКа Гусевогорского месторождения расположен ряд реперов геодинимического полигона и маркшейдерско-геодезической сети, исходные координаты которых были ранее определены в период 2010–2011 годы (рис. 3).

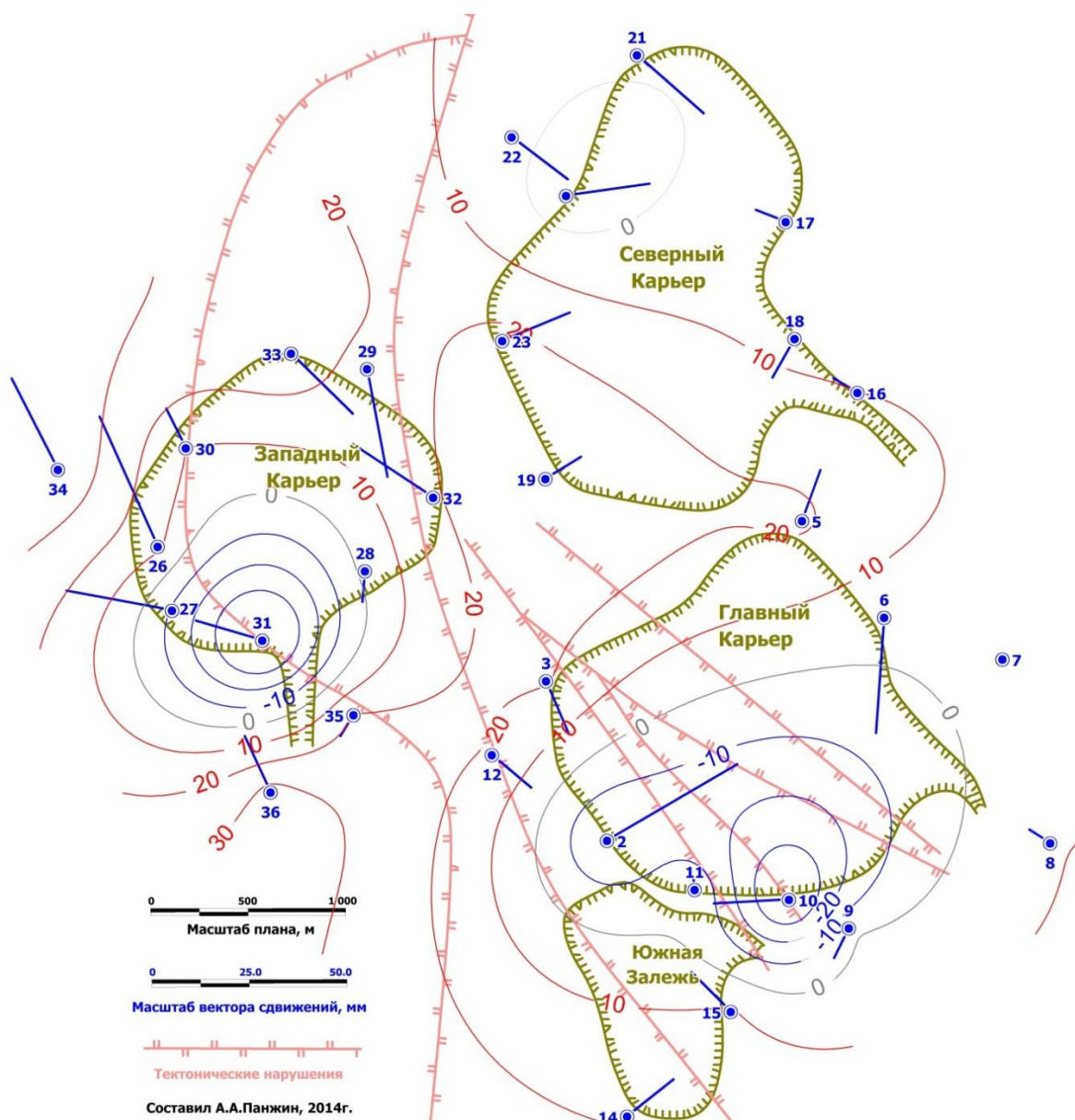


Рис. 3. Схема геодинимического полигона Гусевогорского месторождения, векторы горизонтальных и изолинии вертикальных сдвижений

По полученным разностям пространственных координат были вычислены величины сдвижений реперов геодинамического полигона и отстроены полные векторы смещений пунктов, отражающие произошедшие за этот период трендовые движения и вызванные ими деформации. Векторы смещений являются достаточно информативными данными о деформационных процессах, позволяющими далее расчетным путем определить все необходимые параметры деформаций [12].

Анализ данных трендовых движений – величин и направлений векторов сдвижений, изолиний вертикальных сдвижений в данном случае выявил сложный знакопеременный характер деформирования породного массива Гусевогорского месторождения и структурно-блочный характер распределения параметров деформаций. Также зафиксирована смена картины распределения трендовых геодинамических движений за различные периоды времени – 2010–2011 и 2011–2014 гг. Наиболее выделяется знакопеременный трендовый характер деформирования массива горных пород, слагающего перешеек между восточным бортом Западного и западным бортом Северного карьера.

В отмеченном районе отмечается как смена направления и величин векторов горизонтальных сдвижений, так и характер деформирования в вертикальной плоскости – смена оседаний реперов на поднятия. Это свидетельствует о формировании в массиве горных пород сложного вторичного напряженно-деформированного состояния, с концентрацией деформаций на границах структурных блоков, с миграцией их во времени.

Исследование закономерностей формирования вторичного напряженно-деформированного состояния горного массива

Основу деформационных методов оценки напряженно-деформированного состояния горного массива составляет решение обратной геомеханической задачи по замеренным деформациям, вызванным воздействием тех или иных возмущений первоначального поля напряжений. На практике используют целенаправленные перераспределения напряжений, произошедшие вследствие выемки в напряженном массиве полостей с известными формой и размерами: скважин, щелей, выработок, выработанных пространств и пр. При выполнении расчетов предполагается, что имеет место упругое деформирование сплошной однородной и, как правило, изотропной среды с однородным полем первоначальных напряжений.

Для натурных замеров крупномасштабных полей напряжений, соизмеримых с размерами место-

рождений и горных отводов, в качестве возмущающих полостей рассматриваются карьеры и зоны обрушения от подземных разработок. Упругие деформации окружающего массива определяются по замерам смещений тех реперных пунктов, которые были заранее установлены в пределах будущей области упругого деформирования, т.е. в зоне влияния полости, но вне мульды гравитационного оседания породной толщи. Для этого используются репера маркшейдерских наблюдательных станций, закладываемые на шахтах и карьерах для мониторинга процессов сдвижения, а также пункты маркшейдерско-геодезической сети и Государственной геодезической сети.

Решение обратной геомеханической задачи осуществляется для условий плоского напряженного состояния по смещениям точек земной поверхности, при этом карьер или зона обрушения аппроксимируются в рассматриваемой напряженной плоскости эллиптическим или, в частном случае, круговым отверстием. В соответствии с принципом суперпозиции смещения, вызванные выемкой в упругой изотропной плоскости эллиптического отверстия, могут быть представлены как разность между смещениями, обусловленными нагружением плоскости с отверстием, и смещениями, вызванными нагружением плоскости без отверстия [13]. При решении задач геомеханики численные значения векторов смещений для точек земной поверхности определяются на основе функций комплексных переменных Н.И. Мусхелишвили.

Для построения деформационной модели района Джетыгаринского асбестового карьера на первом этапе была произведена разбивка исследуемого участка на сеть единичных треугольных элементов, которая была произведена с использованием математического аппарата триангуляции Делоне. Всего построено 37 треугольников, пространственные координаты вершин которых определены с высокой точностью для каждой серии измерений.

Для каждого треугольного элемента были определены:

- суммарные сдвижения каждого треугольного элемента как среднее сдвижений реперов, являющихся его вершинами;
- компоненты тензоров горизонтальных деформаций за период, прошедший с начала отработки месторождения по 2014 г.;
- первый инвариант тензора горизонтальных деформаций как сумма компонент тензоров максимальных деформаций.

В графическом виде результаты, описывающие деформационные процессы, происходящие в прибортовом массиве в виде компонент тензоров деформаций, представлены на **рис. 4**.

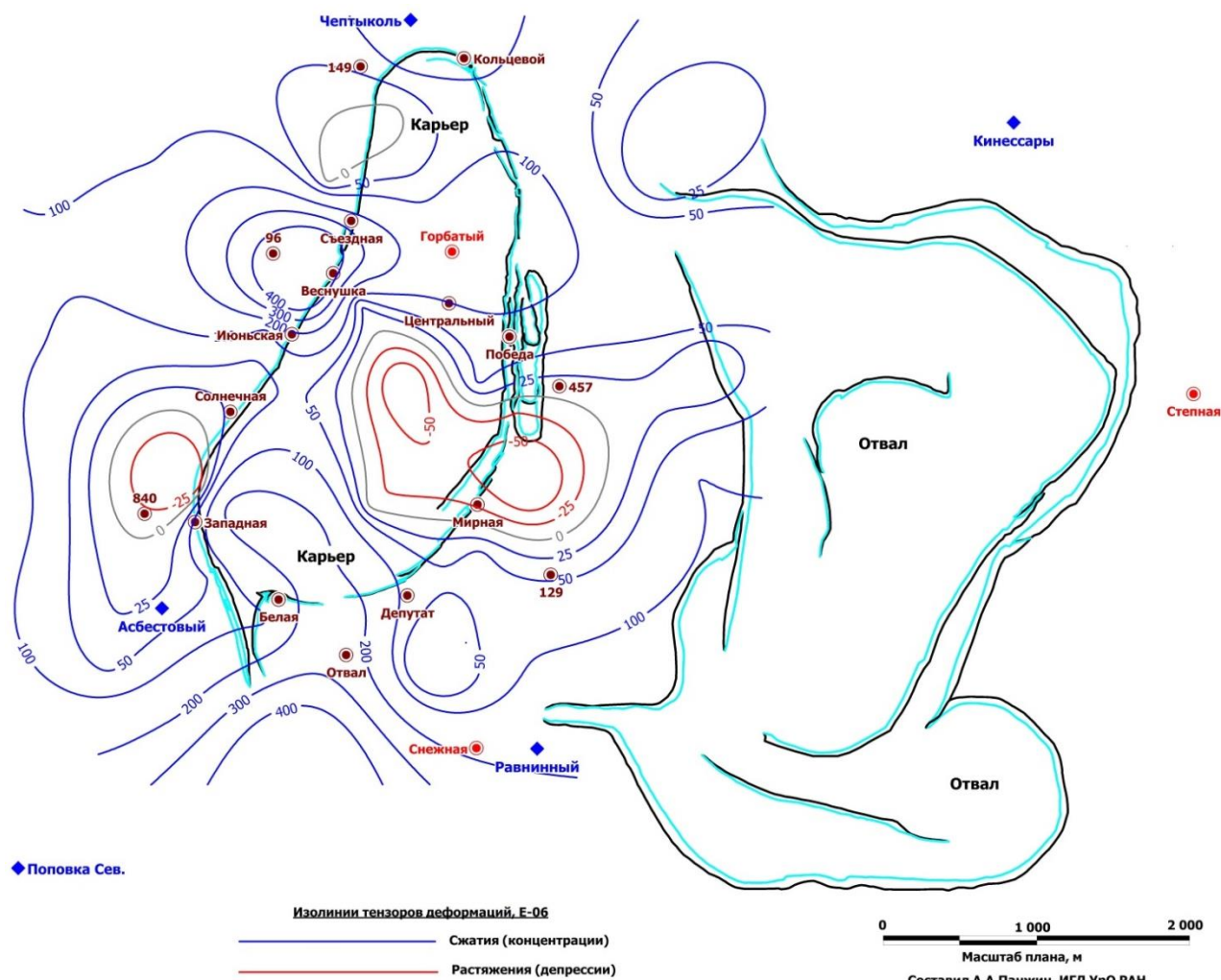


Рис. 4. Изолинии главных горизонтальных деформаций ϵ_1

В приведенном примере анализ данных трендовых движений – величин и направлений векторов сдвижений, изолиний вертикальных сдвижений во внешней и внутренней областях выявил сложный знакопеременный характер деформирования породного массива Джетыгаринского месторождения и структурно-блочный характер распределения параметров деформаций. По результатам инструментальных измерений в области влияния горных работ формируются локальные зоны концентрации как растягивающих, так и сжимающих напряжений, многие из которых являются высокоградиентными, а следовательно, представляют опасность по фактору развития обрушений и оползневых явлений.

Заключение

Таким образом, вышеописанный комплекс исследований в полной мере раскрывает особенности в развитии геомеханических процессов и явлений, сопровождающих эксплуатацию карье-

ров. Для достижения поставленной цели – выявления участков потенциально опасных по устойчивости транспортных берм использован комплексный подход, включающий: анализ и обобщение имеющейся информации о тектоническом строении месторождения, экспериментальные и теоретические исследования напряженно-деформированного состояния массива горных пород с использованием технологий спутниковой геодезии и инженерно-геофизических исследований структурных особенностей массива.

Список литературы

1. Мельников Н.Н., Козырев А.А. Изменение геодинамического режима геологической среды при ведении крупномасштабных горных работ на глубоких карьерах // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2015. № S56. С. 7–23.
2. Мельник В.В., Пустуев А.Л., Замятин А.Л. Применение метода спектрального сейсмопрофилирования для прогноза и снижения риска аварий и катастроф при недропользовании // Горный журнал. 2012. №1 С. 86–89.
3. Зуев П.И., Ведерников А.С., Григорьев Д.В. Геофизическая

- диагностика состояния массива горных пород зоны комбинированной разработки Гороблагодатского железорудного месторождения // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2012. № 11. С. 114–121.
4. Каллистова Т.В. Влияние тектонического строения массива на деформационные свойства оснований инженерных сооружений // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2013. № 5. С. 163–168.
 5. Замятин А.Л. Экспериментальные исследования состояния массива горных пород на объектах недропользования // Проблемы недропользования. 2014. № 2. С. 29–33.
 6. Далатказин Т.Ш., Коновалова Ю.П., Ручкин В.И. Экспериментальные исследования возможности использования радонометрии для геодинамического районирования // Литосфера. 2013. № 3. С. 146–150.
 7. Желтышева О.Д., Ефремов Е.Ю. Современные технологии мониторинга устойчивости бортов карьеров // Маркшейдерия и недропользование. 2014. № 5 (73). С. 63–66.
 8. Панжин А.А. Пространственно-временной геодинамический мониторинг на объектах недропользования // Горный журнал. 2012. № 1. С. 39–43.
 9. Ручкин В.И., Желтышева О.Д. Влияние техногенной нагрузки на динамику напряженно-деформированного состояния массива горных пород // Проблемы недропользования. 2015. № 1 (4). С. 26–31.
 10. Ручкин В.И., Коновалова Ю.П. Изменение напряженно-деформированного состояния геологической среды под воздействием комплекса естественных и техногенных геодинамических факторов на горнодобывающих предприятиях // Проблемы недропользования. 2015. № 1 (4). С. 32–37.
 11. Панжин А.А., Панжина Н.А. Об особенностях проведения геодинамического мониторинга при разработке месторождений полезных ископаемых Урала с использованием комплексов спутниковой геодезии // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2012. № 6. С. 46–55.
 12. Сашурин А.Д., Панжин А.А. Организация геодинамического мониторинга на карьерах Качканарского ГОКа // Проблемы недропользования. 2015. № 1 (4). С. 45–54.
 13. Ефремов Е.Ю., Желтышева О.Д. Метод определения напряжений на протяженных участках массива горных пород // Изв. вузов. Горный журнал. 2013. № 7. С. 34–39.

Материал поступил в редакцию 28.03.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-5-12

SECURING OPEN-PIT WALLS FOR PROTECTION OF HAZARDOUS AREAS OF HAULAGE BENCHES

Anatoly D. Sashourin – D.Sc. (Eng.), Professor

Institute of Mining of the Ural Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: sashour@igd.uran.ru.

Andrey A. Panzhin – Ph.D. (Eng.)

Institute of Mining of the Ural Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: panzhin@igduran.ru.

Vitaly V. Melnik – Ph.D. (Eng.)

Institute of Mining of the Urals Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: melnik@igduran.ru.

Abstract

Problem Statement (Relevance): This article describes the methods and results of securing open-pit walls aimed at protecting the hazardous areas of haulage benches from sudden collapses and landslides. The methods highlighted allow for a number of factors, such as the rock mass structure; current earth movements; secondary stress-strain state creation patterns. **Methods Applied:** Advanced geophysical methods were applied for the comprehensive instrumentation-based analysis of the rock mass structure; satellite geodesy was applied for the definition of both tectonic and man-affected stress-strain states of a rock mass while taking into account the creeping and short-term cyclical movements in the large and small bases. The geophysical methods were applied to check the open-pit field for tectonic faults while identifying the most hazardous areas adjacent to the areas where the pit walls cross the major tectonic faults found. After that the locations of the major faults were verified and the medium size faults were located and documented. As a result, a fault map was generated for the near-wall rock mass. Direct methods of geodesy were used to register the changes in the initial stress-strain state of the rock mass with the definition of the space components of two current earth movements – the creeping movement and the short-term cyclical movement.

The stress-strain state of the rock mass was analysed through solving an inverse geomechanical problem based on the measured rock mass deformations. **Findings:** The comprehensive approach described in the article, which includes the analysis and synthesis of the deposit tectonics data and the experimental and theoretical studies of the rock mass stress-strain state based on satellite geodesy and the geophysical analysis of the structure, helped accomplish the task of identifying hazardous areas in terms of haulage bench stability.

Keywords: Protection of haulage benches, wall stability, landslides, stress-strain state, rock mass structure, analysis, instrumentation control

References

1. Melnikov N.N., Kozyrev A.A. Changes in the earth movements in large-scale deep pit mining operations. *Gornyi informatsionno-analiticheskiy byulleten'* [Mining Newsletter], 2015, no. S56, pp. 7-23. (In Russ.)
2. Melnik V.V., Pustuev A.L., Zamyatin A.L. Application of the spectral seismic survey technique to predict and reduce the risk of accidents and disasters in mining. *Gornyi zhurnal* [Mining journal], 2012, no. 1, pp. 86-89. (In Russ.)
3. Zuev P.I., Vedernikov A.S., Grigoriev D.V. The geophysical analysis of the rock mass in the combined mining area of the Goroblagodatsky

- Iron Ore Deposit. *Gornyi informatsionno-analiticheskiy byulleten'* [Mining Newsletter], 2012, no. 11, pp. 114-121. (In Russ.)
4. Kallistova T.V. The relationship between the rock tectonics and the stress-strain behaviour of structure bases. *Gornyi informatsionno-analiticheskiy byulleten'* [Mining Newsletter], 2013, no. 5, pp. 163-168. (In Russ.)
5. Zamyatin A.L. Experimental studies of rock mass at mining sites. *Problemy nedropol'zovaniya* [Problems of Subsoil Use], 2014, no. 2, pp. 29-33. doi:10.18454/2313-1586.2014.02.029
6. Dalatkazin T.Sh., Konovalova Yu.P., Ruchkin V.I. Experimental research into possible use of radonometric techniques for geodynamic zoning. *Litosfera* [Lithosphere], 2013, no. 3, pp. 146-150. (In Russ.)
7. Zheltysheva O.D., Efremov E.Yu. Advanced technologies for monitoring the stability of open-pit walls. *Marksheyderiya i nedropol'zovanie* [Mine Surveying and Subsoil Use], 2014, no. 5 (73), pp. 63-66. (In Russ.)
8. Panzhin A.A. Spatiotemporal geodynamic monitoring of mining objects. *Gornyi zhurnal* [Mining Journal], 2012, no. 1, pp. 39-43.
9. Ruchkin V.I., Zheltysheva O.D. The effect of technogenic load on the rock mass stress-strain state dynamics. *Problemy nedropol'zovaniya* [Problems of Subsoil Use], 2015, no. 1 (4), pp. 26-31. doi:10.18454/2313-1586.2015.4.888
10. Ruchkin V.I., Konovalova Yu.P. Changes in the stress-strain state of a geological environment caused by a combination of tectonic and technogenic factors present at mining sites. *Problemy nedropol'zovaniya* [Problems of Subsoil Use], 2015, no. 1 (4), pp. 32-37. doi:10.18454/2313-1586.2015.4.889
11. Panzhin A.A., Panzhina N.A. Satellite geodesy-aided monitoring in mineral mining in the Urals Region. *Fiziko-tehnicheskie problemy razrabotki poleznykh iskopaemykh* [Journal of Mining Science], 2012, no. 6, pp. 46-55. doi:10.1134/S1062739148060056
12. Sashourin A.D., Panzhin A.A. Geodynamic monitoring at the Kachkanar GOK open pits. *Problemy nedropol'zovaniya* [Problems of Subsoil Use], 2015, no. 1 (4), pp. 45-54. doi:10.18454/2313-1586.2015.01.045
13. Efremov E.Yu., Zheltysheva O.D. The method for stress determination at extended rock mass areas. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Gornyi zhurnal* [Proceedings of universities. Mining Journal], 2013, no. 7, pp. 34-39.

Received 28/03/16

Сашурин А. Д., Панжин А.А., Мельник В.В. Обеспечение устойчивости бортов карьеров в целях защиты потенциально опасных участков транспортных берм // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т. 14. №3. С. 5–12. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-5-12

Sashourin A.D., Panzhin A.A., Melnik V.V. Securing open-pit walls for protection of hazardous areas of haulage benches. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 5–12. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-5-12

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОВТОРНОГО ОСВОЕНИЯ ЗАПАСОВ ВЕРХНИХ ГОРИЗОНТОВ КОЧКАРСКОГО ЗОЛОТОРУДНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

Калмыков В.Н.¹, Струков К.И.², Константинов Г.П.³, Кульсаитов Р.В.¹

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

² АО «Южуралзолото Групп Компаний», Пласт, Россия

³ Горно-геологический университет «Св. Иван Рилски», София, Болгария

Аннотация

Постановка задачи (актуальность работы): понижение уровня горных работ на жильных месторождениях сопровождается снижением содержания полезных компонентов, усложнением геомеханической обстановки, выражающейся в интенсивности проявлений горного давления в динамической форме и, следовательно, удорожанием добычи и транспортирования. Анализ сырьевой базы золотодобывающих горных предприятий показал, что в процессе освоения месторождений большие запасы руд оставались в недрах в виде забалансовых, так как отработка их была нецелесообразной по условиям рентабельности на данный момент. В связи с вышеизложенным рассматривались варианты вовлечения в отработку забалансовых запасов, ранее законсервированных в целиках различного назначения, оставленных в недрах участков с низким содержанием или сложными горно-геологическими условиями. **Цель работы:** разработка эффективной и безопасной технологии повторного освоения забалансовых запасов жильных золоторудных месторождений в условиях повышенного горного давления и обоснование рациональных технологических параметров. **Используемые методы:** комплексный метод исследования, включающий в себя натурные замеры напряжений в горном массиве, математическое моделирование геомеханических процессов на стадии очистной выемки, инженерно-конструкторскую проработку технических решений, статистическую обработку данных, технико-экономический анализ результатов. **Новизна:** к элементам новизны относятся выявление зависимости содержания полезного компонента в минерализованных породах от расстояния до кварцевой жилы; получение математических зависимостей мощности отработки при повторном освоении минерализованных пород от основных параметров. **Результат:** предложенные варианты отработки минерализованных пород Кочкарского месторождения позволяют существенно увеличить сырьевую базу, а переход на высокопроизводительные системы разработки повысит безопасность ведения работ за счет снижения доли ручного труда, производства работ в условиях пониженной нагруженности окружающего массива. Повторное использование имеющихся выработок позволит снизить объем подготовительно-нарезных работ на 30–45%, повысить скорость проходки в 3–5 раз. **Практическая значимость:** состоит в разработке и внедрении вариантов систем разработки при повторном освоении запасов, определении их оптимальных параметров, обеспечивающих эффективность и безопасность ведения работ.

Ключевые слова: напряженно-деформированное состояние, содержание полезного компонента, система разработки, повторная разработка, технико-экономические показатели.

Введение

В настоящее время на шахте «Центральная» АО «Южуралзолото» глубина ведения работ достигла отметки 750 м. Ухудшение геомеханической ситуации с глубиной, увеличивающиеся затраты на добычу и транспортирование рудной массы на поверхность, необходимость увеличения объемов добычи и качества рудной массы привели к необходимости изыскания мер, позволяющих решить возникшие проблемы. На осно-

ве анализа горнотехнической ситуации, состояния сырьевой базы Кочкарского месторождения принято решение о проработке вопроса ввода в эксплуатацию запасов вышележащих горизонтов, отработка которых ранее считалась неэффективной, поскольку современные цены на золото позволяют рассматривать данные запасы как благоприятные для повторной разработки.

Эффективность работ при повторном освоении запасов обеспечивается:

– созданием благоприятной геомеханической обстановки в связи с переходом на верхние горизонты;

- снижением затрат на добычу за счет использования существующих выработок;
- снижением стоимости транспортирования руды до поверхности вследствие уменьшения глубины ведения работ;
- расширением сырьевой базы и увеличением объемов добычи при вовлечении в эксплуатацию минерализованных плагиогранитов и табашек.

В связи с вышеизложенным актуальной задачей является проектирование рациональных систем повторной разработки, адаптированных к горно-геологическим и горнотехническим условиям верхних горизонтов.

Технические и технологические решения

Кочкарское золоторудное месторождение расположено в северной части одноименного рудного поля на восточном склоне Южного Урала и занимает площадь 12 км². Для Кочкарского месторождения характерны кварцевые малосульфидные жилы. Рудные тела представлены золотоносными кварцевыми жилами и жильными зонами крутого падения мощностью от нескольких сантиметров до 0,7 м. Эксплуатационные работы на Кочкарском месторождении ведутся на горизонтах 470, 650 и 700 м, а нарезные работы – на горизонте 750 м. Порядок отработки этажей нисходящий.

Понижение уровня ведения работ, снижение содержания золота с глубиной существенно отразилось на эффективности освоения месторождения. Поэтому принято решение по поиску мер, обеспечивающих снижение себестоимости добычи и повышение объемов добычи руды до 2 млн т/год к 2019 году с существующих 0,5 млн т/год. Для этого был проведен анализ горнотехнической обстановки, состояния сырьевой базы, современных тенденций совершенствования технологии добычи.

Ранее, при отработке кварцевых жил минимальное содержание золота в руде составляло 3,8 г/т. В связи с этим участки месторождения, содержание в которых было ниже минимального, не отрабатывались. В настоящий момент отработка данных участков стала экономически эффективной.

Опробование вмещающих пород – гранитов и табашек показало наличие в них золота. Мощность оруденений колеблется от 3 до 18 м.

Как видно из графика (рис. 1), содержание полезного компонента при удалении от жилы

снижается по экспоненциальной зависимости.

Мощность зон минерализованных пород, при которой среднее содержание полезного компонента в руде будет удовлетворять нормам кондиций, можно найти по следующей зависимости:

$$M = \frac{m_{\text{ж}} \cdot C_{\text{ср.ж}} + C_{\text{ср.прихв}} (m_{\text{отр.ж}} - m_{\text{ж}}) - C_{\text{ср.конд}} \cdot m_{\text{отр.ж}}}{C_{\text{ср.конд}} - C_{\text{ср.прокв}}},$$

где $m_{\text{ж}}$ – мощность золоторудной жилы, м; $C_{\text{ср.ж}}$ – среднее содержание полезного компонента по жиле, г/т; $C_{\text{ср.прихв}}$ – среднее содержание полезного компонента в прихватываемых с отрабатываемой кварцевой жилой породах, г/т; $m_{\text{отр.ж}}$ – мощность отработки жилы с учетом вовлечения вмещающих пород, м; $C_{\text{ср}}$ – минимальное кондиционное содержание полезного компонента в руде, г/т; $C_{\text{ср.прокв}}$ – среднее содержание полезного компонента в минерализованных породах, г/т.

Согласно приведенной выше методике эффективная, с точки зрения экономики, мощность отработки минерализованных пород может достигать 15–18 м. Для каждого конкретного участка данное значение корректируется в зависимости от содержания полезного компонента в руде.

Ранее на Кочкарском месторождении для откатки рудной массы использовались электровазны аккумуляторного исполнения АК-2У, вагонетки емкостью 0,3 м³. При отработке основных запасов кварцевых жил на верхних горизонтах (глубина менее 415 метров) с применением этого оборудования откаточные горные выработки имели сечения 6,5; 8,3 м² (рис. 2, а, б).

При повторном освоении запасов минерализованных пород данные выработки возможно использовать вторично при условии увеличения поперечных размеров исходя из характеристик применяемого оборудования. Так, при повторной отработке запасов системами разработки с использованием высокопроизводительного самоходного оборудования сечения выработок ($S=12,0 \text{ м}^2$), объем проходки на погонный метр выработок при их повторном использовании составит 5,5 и 3,7 м³ (рис. 3). Расширение поперечного сечения горных выработок возможно осуществлять следующими способами:

- отбойка пород одной стенки выработки и свода (рис. 3, а);
- отбойка пород двух стенок выработки и свода (рис. 3, б).

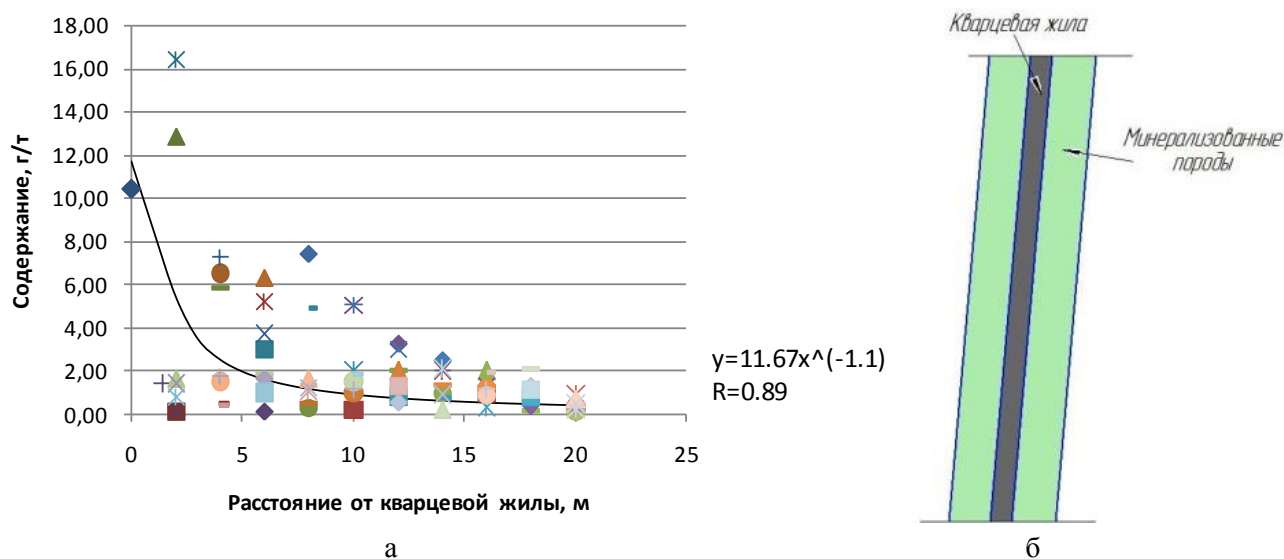


Рис. 1. Распределение полезного компонента: а – график зависимости содержания полезного компонента от расстояния до кварцевой жилы; б – схема размещения зон минерализации относительно рудной жилы

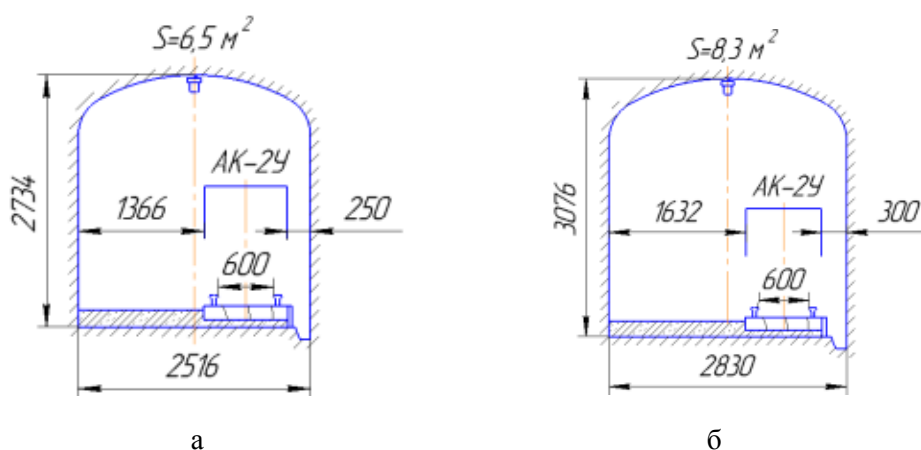


Рис. 2. Применяемое оборудование и поперечные сечения выработок верхних горизонтов: а – площадь $S = 6,5 \text{ м}^2$; б – площадь $S = 8,3 \text{ м}^2$

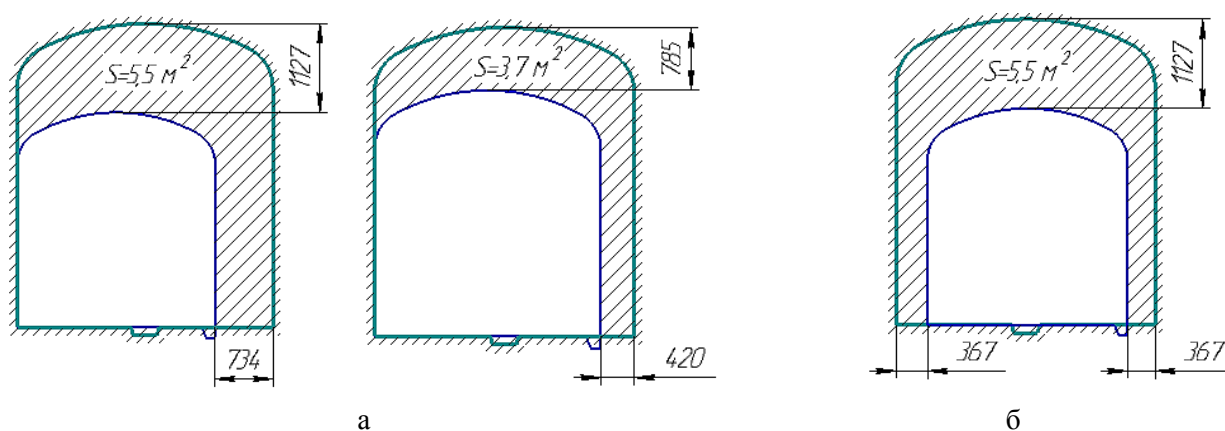


Рис. 3. Поперечное сечение выработок с учетом расширения сечения: а – одной стенки и свода; б – двух стенок и свода

Повторный ввод в эксплуатацию выработок позволит снизить объемы проходки на 20–35%, а также повысить скорость проходки выработок по сравнению с проведением новых в 3–5 раз.

Выработанное пространство блоков, в основном, находится в устойчивом состоянии, однако может быть как открытым, так и заполненным обрушенными породами или отбитой рудой (рис. 4).



а



б



в

Рис. 4. Состояние выработок верхних горизонтов: а – штрек откаточный, гор. 147 м; б – днище блока; в – сопряжение горных выработок на горизонте 296 м

В настоящее время Кочкарское месторождение, отнесенное к опасным по горным ударам с глубины 190 м [1], отрабатывается системами разработки подэтажных штреков [2]. Доля применения данной системы разработки составляет 100%.

В результате продолжительной эксплуатации Кочкарского месторождения системами с открытым очистным пространством образовалось большое количество пустот, разделенных рудными и безрудными целиками. Ухудшение горногеологической ситуации с глубиной, а также переход на камеры большого пролета при отработке прокварцованных вмещающих пород, вовлечение в отработку запасов верхних горизонтов потребовало проведения оценки напряженно-деформированного состояния массива.

Оценка напряженного состояния (НДС) нетронутого массива Кочкарского месторождения, проведенная с использованием известного метода щелевой разгрузки [3–7], показала, что горизонтальные напряжения не равны между собой ($\delta_x \neq \delta_y$) и на глубоких горизонтах (более 600 м) превышают вертикальные в 2–2,6 раза, а на верхних (300 м) в 1,1–1,6 раза (табл. 1). Максимальные сжимающие напряжения δ_x преимущественно направлены субмеридионально, вкрест простирания геологических структур. С увеличением глубины горных работ напряжения в нетронutom массиве увеличиваются (рис. 5).

Таблица 1
Величина напряжений на момент отработки запасов камерной системой разработки рудной жилы (горизонт 300 м)

Место замера	Средние напряжения, МПа	
	Лежащий бок	Висячий бок
В угловых частях кровли потолочины	–14,8	–12,2
В угловых частях кровли камеры	–69,8	–63,9
В камере	–	
В угловых частях почвы камеры	–54,4	–60,0
В лежащем боку камеры	–0,044	–
В висячем боку камеры	–	–0,028

Для оценки степени нагруженности элементов систем разработки в процессе эксплуатации месторождения применялся метод конечных элементов с использованием данных о напряженно-деформированном состоянии массива [8], полученных путем натурных замеров (рис. 6).

Проведенные исследования НДС массива Кочкарского месторождения показали, что значения напряжений на верхних горизонтах (147, 296 м) в 8–12 раз ниже значений на глубоких горизонтах (600 м). Напряжения в несущих элементах горной конструкции на верхних горизонтах достигают значений 69,8 МПа, что составляет 40 % от прочностных характеристик пород (164 МПа), в то время как на глубоких горизонтах они достигают

значений 246,5 МПа и превышают прочностные характеристики пород в 1,5 раза. Таким образом, предпочтительными для освоения, с точки зрения геомеханики, являются запасы верхних горизонтов месторождения.

В связи с вышеизложенным актуальной задачей является разработка технологии добычи прокварцованных пород с использованием ранее пройденных горных выработок, а также конструирование систем разработки, адаптированных к условиям намеченных к выемке запасов.

С целью выбора эффективного варианта повторного освоения запасов месторождения разработаны базовые технологические схемы отработки [9–11] (рис. 7).

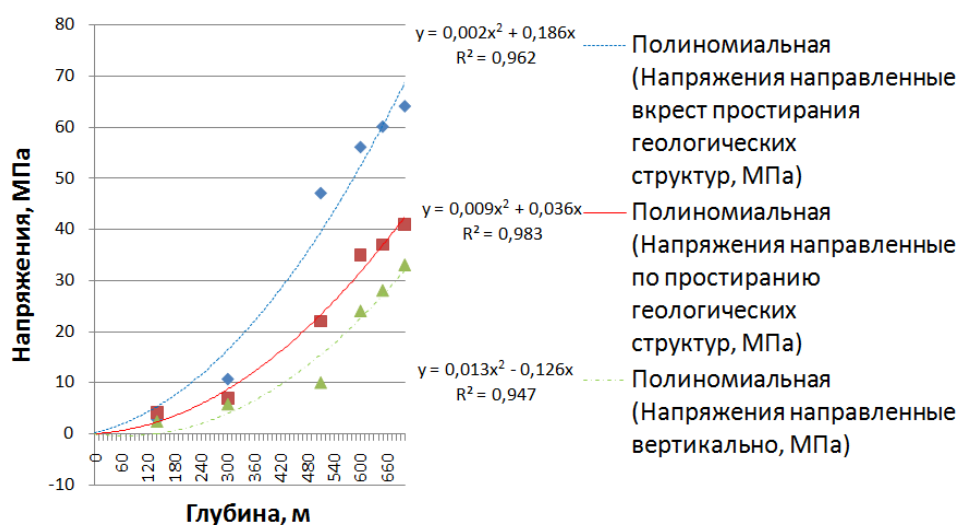


Рис. 5. График изменения напряжений с глубиной

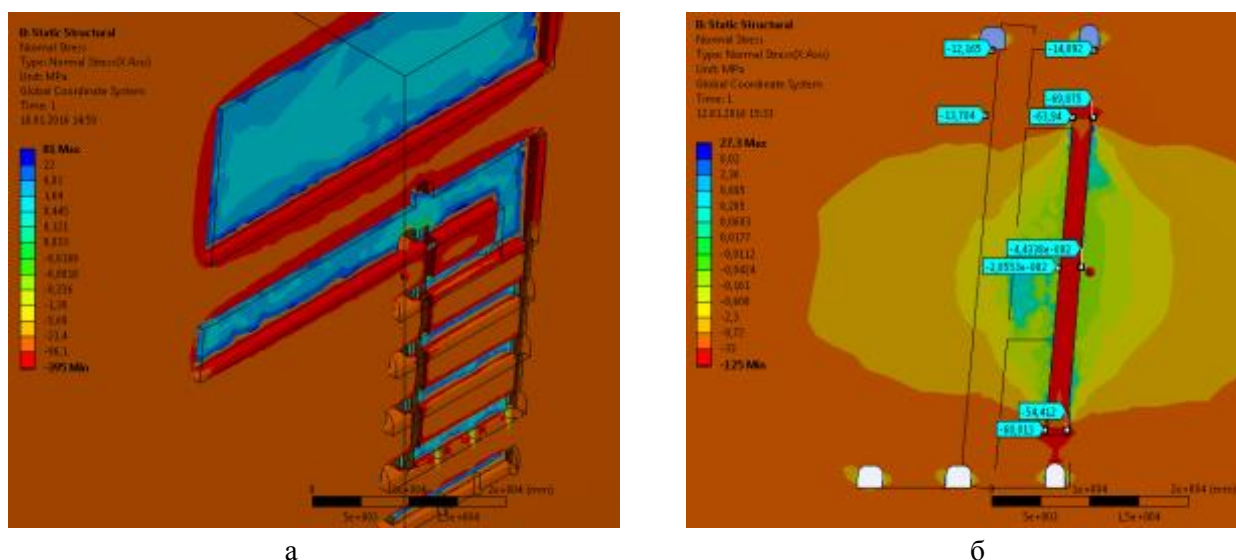


Рис. 6. Распределение максимальных напряжений при освоении запасов на верхних горизонтах (200/300 м): а – модели объемного вида (момент отработки запасов камеры); б – разрез вкрест простирания кварцевых жил (полная отработка запасов)

Базовые технологические схемы повторного освоения запасов месторождения предусматривают различные варианты конструкций систем отработки, позволяющие использовать ранее сформированное очистное пространство в качестве отрезной щели и существующие выработки при условии

увеличения их сечения и приведения в безопасное состояние. Параметры систем разработки для всех вариантов рассчитывались по общепризнанным методикам [12–14]. Техничко-экономические показатели по предложенным технологическим схемам отработки представлены в табл. 2.

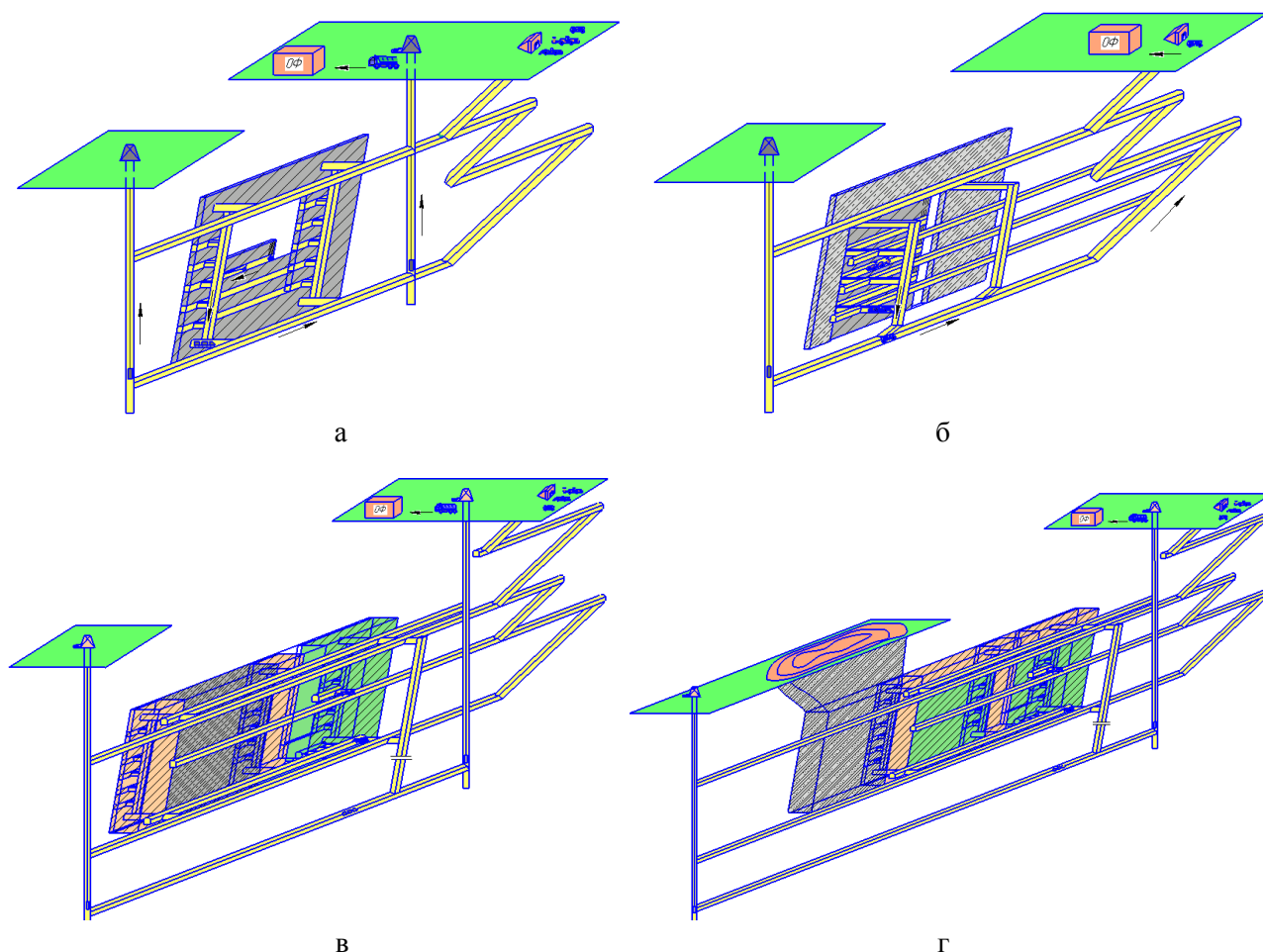


Рис. 7. Технологические схемы отработки запасов: а – не имеющих минерализации пород, применяемыми системами разработки «подэтажные штреки» с мелкошпуровой отбойкой и применением переносного оборудования; б – не имеющих минерализации пород, системами разработки «подэтажные штреки» со скважинной отбойкой и применением самоходного оборудования; в – кварцевых жил и минерализованных пород камерными системами со скважинной отбойкой и последующей закладкой выработанного пространства; г – кварцевых жил и минерализованных пород камерными системами подэтажного обрушения с массовой отбойкой целиков

Таблица 2

Техничко-экономические показатели повторного освоения запасов верхних горизонтов
Кочкарского месторождения

Технологические схемы	Тип применяемого оборудования	Удельный объем ПНР, м³/1000 т	Себестоимость добычи, руб./т
Камерная система разработки подэтажных штреков	Переносное	109,1	2750,0
Камерная система разработки с последующей закладкой	Самоходное	28,0	1023,8
Камерная система разработки с массовым обрушением целиков		27,4	794,6
Камерная система разработки с последующей закладкой (нетронутый массив)		60,5	1393,6

Расчетом извлекаемой ценности руды выявлены минимальные значения содержания полезного компонента в руде, позволяющие эффективно вести работы для предложенных вариантов технологических схем: подэтажных штреков с переносным оборудованием – 1,7 г/т; подэтажных штреков с последующей закладкой и применением самоходного оборудования – 2,1 г/т; камерная с последующей закладкой – 2,9 г/т; с обрушением руды и вмещающих пород – 2,5 г/т.

Заключение

Предложенные варианты отработки минерализованных пород Кочкарского месторождения имеют экономический эффект, позволяют существенно увеличить сырьевую базу, а переход на высокопроизводительные системы разработки повысит безопасность ведения работ за счет снижения доли ручного труда, производства работ в условиях пониженной нагруженности окружающего массива. Повторное использование имеющихся выработок позволит снизить объем подготовительно-нарезных работ на 30–45%, повысить скорость проходки в 3–5 раз.

Список литературы

1. Федеральные нормы и правила в области промышленной безопасности «Положение по безопасному ведению горных работ на месторождениях, склонных и опасных по горным ударам». Зарегистрировано в Минюсте России 04.04.2014 N 31822.
2. Минеральные ресурсы России. Экономика и управление. Специальный выпуск журнала. М.: Геоинформмарк, 2007.
3. Рекомендации по оценке удароопасности участков Кочкарского месторождения методом геомеханических аналогий. Фрунзе, 1990.
4. Влох Н.П., Зубков А.В., Феклистов Ю.Г. Совершенствование метода щелевой разгрузки // Диагностика напряженного состояния породных массивов: сб. науч. тр. / ИГД СО АН СССР. Новосибирск, 1980. С. 30–35.
5. Абрамов Н.Н., Сайков С.А., Ардашкин В.А. Методические аспекты диагностики состояния массива вокруг подземных выработок комплексом геофизических методов // Контроль состояния скального массива при долговременной эксплуатации крупногабаритных подземных сооружений. Апатиты, 1993. С. 30–41.
6. Anderson O.L., Grew P.S. Stress-Corrosion Theory of Crack Propagation with Application to Geophysics. Rev. Geophys. Space Phys. Vol. 15, pp. 77–104, 1977.
7. Напряженное состояние земной коры по данным измерений в горных выработках и тектонофизического анализа / Гзовский М.В., Турчанинов И.А., Марков Г.А. и др. // Напряженное состояние земной коры. М.: Наука, 1973.
8. Зотеев О.В. Методические указания по использованию программного комплекса FEMP. Екатеринбург: УГГН, 2001.
9. Борщ-Компаниец В.И. и др. Способ повторной разработки залежей: а.с. 1454970.
10. Gavrishchev, S.E., Burmistrov, K.V., Kornilov, S.N., Tomilina, N.G. Evaluation of transportation flow charts with open-pit hoisting systems in open pit/underground mining // Gornyi Zhurnal. 2016, no. 5, pp. 41–47.
11. Pikalov, V.A., Sokolovsky, A.V., Vasilets, V.N., Burmistrov, K.V. Substantiation of efficient parameters for hybrid open pit/underground mining of coal // Gornyi Zhurnal. 2016, no. 1, pp. 67–72.
12. Баранов А.О. Проектирование технологических схем и процессов подземной добычи руд: справоч. пособие. М.: Недра, 1993. 283 с.
13. Ветров С.В. Допустимые размеры обнажений горных пород при подземной разработке руд. М.: Наука, 1975. 232 с.
14. Мещеряков Э.Ю., Валеев А.С., Аллабердин А.Б. Обоснование параметров комбинированного закладочного массива при восходящем порядке отработки месторождений // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №4. С. 10–13.

Материал поступил в редакцию 08.07.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-13-20

DEVELOPING A REWORKING PROCESS FOR THE UPPER LEVELS OF THE KOCHKARSKOYE GOLD MINE

Vyacheslav N. Kalmykov – D.Sc. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Konstantin I. Strukov – President

Yuzhuralzoloto Group of Companies JSC, Plast, Russia.

Georgi P. Konstantinov – D.Sc. (Eng.), Professor

University of Mining and Geology St. Ivan Rilski, Sofia, Bulgaria.

Ravil V. Kulsaitov – Postgraduate Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: kulsaitov.ravil@gmail.com. ORCID: orcid.org/0000-0003-4373-2765

Abstract

Problem Statement (Relevance): Mining deeper into a vein deposit means less yield (of commercial minerals) and

more complicated geomechanics, or the dynamic manifestation of rock pressure, which leads to higher mining and transportation costs. The analysis of gold miners' resources

shows that large ore reserves would be left unmined as off-balance ores for the lack of cost effectiveness at the time of development. In view of the above the authors considered a number of options for mining the off-balance ores that were sealed in pillars or left unmined for low mineral levels or complicated geological conditions. **Objectives:** The study aims to develop a safe and efficient reworking process for off-balance gold vein deposits in a high rock pressure environment and to justify the efficient process parameters. **Methods Applied:** The study involved a variety of research methods including full-scale rock stress measurements, geomechanical modelling of stoping processes, engineering studies, statistical analysis, as well as a feasibility study. **Originality:** Some of the original findings of this study include the identified relationship between the concentration of commercial minerals in the mineralized rock and the distance to the quartz vein; the mathematical relationships between the mining capacity of re-development mineralized rock and the key parameters. **Findings:** The proposed mining options for the mineralized rock of the Kochkarskoye deposit can significantly expand the resource base, and the adoption of high-performance mining systems will enhance the safety of operations due to a reduced share of manual labor involved and through reduced stresses of the surrounding rock. Re-use of existing mines will reduce the preparatory development scope by 30-45% and provide a 3 to 5-fold increase in the rate of development. **Practical Relevance:** The study resulted in the development and implementation of a number of options for mineral re-development and in the identification of optimal parameters ensuring both efficiency and safety.

Keywords: Stress-strain state, concentration of commercial minerals, development system, re-development, performance indicators.

References

1. Federal rules and regulations in the area of industrial safety: Regulations on safety when mining deposits characterized with rock bump hazards. Registered by the Ministry of Justice of Russia 04.04.2014 N 31822. (In Russ.)
2. Mineral resources of Russia. Economics and Management. Special edition. Moscow: Geoinformmark, 2007. (In Russ.)
3. Recommendations on assessment of rock bump hazards of certain areas of the Kochkarskoye deposit using the analogy method. Frunze, 1990. (In Russ.)
4. Vlokh N.P., Zubkov A.V., Feklistov Yu.G. Improved slicing method. *Diagnostika napryazhennogo sostoyaniya porodnykh massivov: sbornik nauchnykh trudov* [Detecting stresses in rock massifs: Research papers]. Novosibirsk, 1980, pp. 30-35. (In Russ.)
5. Abramov N.N., Saykov S.A., Ardashkin V.A. Methodological aspects of analyzing the state of rock around the underground workings using a set of geophysical methods. *Kontrol' sostoyaniya skal'nogo massiva pri dolgovremennoy ekspluatatsii krupnogabaritykh podzemnykh sooruzhenii* [Monitoring the status of the rock mass during a long-term operation of large underground structures]. Apatity, 1993, pp. 30-41. (In Russ.)
6. Anderson O.L., Grew P.S. Stress-Corrosion on the Theory of Crack Propagation with Application to Geophysics. *Rev. Geophys. Space Phys.* Vol.15, pp. 77-104, 1977.
7. Gzovsky M.V., Turchaninov I.A., Markov G.A. et al. The stress state of the Earth crust defined based on the underground survey and tectonophysical analysis data. *Napryazhennoye sostoyanie zemnoy kory* [The stress state of the Earth crust]. Moscow: Nauka, 1973. (In Russ.)
8. Zoteev O.V. Guidelines on the use of the FEMP software. Ekaterinburg: URSMU, 2001. (In Russ.)
9. Borshch-Komponietz V.I. et al. *Sposob povtornoy razrabotki zalezhey* [A method of reworking]: Cert. of Authorship 1454970. (In Russ.)
10. Gavrishchev S.E., Burmistrov K.V., Kornilov S.N., Tomilina N.G. Evaluation of transportation flow charts with open-pit hoisting systems in open pit/underground mining. *Gornyi Zhurnal* [Mining Journal]. 2016, no. 5, pp. 41-47.
11. Pikalov V.A., Sokolovsky A.V., Vasilets V.N., Burmistrov K.V. Substantiation of efficient parameters for hybrid open pit/underground mining of coal. *Gornyi Zhurnal* [Mining Journal]. 2016, no. 1, pp. 67-72.
12. Baranov A.O. Designing process flows and processes for underground ore mining: A Reference Guide. Moscow: Nedra, 1993, 283 p. (In Russ.)
13. Vetrov S.V. Allowable outcropping in underground ore mining. Moscow: Nauka, 1975, 232 p. (In Russ.)
14. Meshcheryakov E.Yu., Valeev A.S., Allaberdin A.B. Substantiation of the combined filling mass parameters in upward mining. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014, no. 4, pp. 10-13. (In Russ.)

Received 08/07/16

Разработка технологии повторного освоения запасов верхних горизонтов Кочкарского золоторудного месторождения / Калмыков В.Н., Струков К.И., Константинов Г.П., Кульсайтов Р.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 13–20. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-13-20

Kalmykov V.N., Strukov K.I., Konstantinov G.P., Kulsaitov R.V. Developing a reworking process for the upper levels of the kochkarskoye gold mine. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 13–20. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-13-20

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.777: 621.777.22

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-21-24

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ Al–Sr ЛИГАТУРНЫХ ПРУТКОВ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Горохов Ю.В., Беляев С.В., Усков И.В., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю.

Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

Аннотация

Постановка задачи: при получении отливок автомобильных дисков из литейных Al–Si сплавов для повышения механических свойств изделий в основном применяют лигатуру Al–Sr. Традиционные способы получения лигатуры сплавлением и электролизом отличаются малой производительностью процесса, высокой трудоемкостью и требуют утилизации шлаков. **Целью** работы является разработка высокоэффективной технологии получения прутков Al–Sr лигатуры с использованием силуминовой стружки, полученной при обточке автомобильных дисков, с добавлением обезвоженного порошка соли стронция по режимам, исключающим расплавление или электролиз компонентов. **Используемые методы:** для достижения поставленной цели лабораторные исследования проводились с использованием контейнера для прессования прутков с боковым истечением материала заготовки в отверстие матрицы и лабораторной установки с непрерывной подачей расплава в подвижную часть разъемного контейнера и последующего прессования закристаллизовавшейся части металла методом conform. Оценку модифицирующей способности лигатурных прутков проводили в металлографической лаборатории завода по производству автомобильных дисков с применением методов оптической и электронной растровой микроскопии. **Новизна** заключается в разработке научно обоснованных решений по реализации процесса совмещенного непрерывного литья – прессования металлов для получения Al–Sr лигатурных прутков диаметром 6 мм. **Результат:** установлено, что для промышленного применения Al–Sr лигатурных прутков наиболее эффективна технология их изготовления, заключающаяся в последовательном измельчении смеси силуминовой стружки из сплава АК12 с солью стронция, брикетировании смеси без предварительного нагрева, расплавлении брикета и обработки расплава с помощью установки для непрерывного литья – прессования металлов методом conform.

Ключевые слова: Al–Sr лигатурные прутки, модифицирование алюминиевых сплавов, технологии изготовления, непрерывное литье-прессование, метод conform.

Введение

При получении отливок из литейных Al–Si сплавов (силуминов) с заданным уровнем механических свойств важное место занимает лигатура алюминий – стронций (Al–Sr), заметно улучшающая механические свойства литых изделий, в частности автомобильных дисков. Химический состав этой лигатуры соответствует ГОСТ 53777-2010, а основные методы её получения являются сплавление и электролиз.

Сплавление основывается на введении в расплав алюминия при температуре 900–1000°C солей стронция с последующим перемешиванием и выдержкой в течение 0,5–1 ч [1]. При этом используется покровной флюс, содержащий хлориды и

фториды натрия, калия, магния. Разливку лигатуры ведут при температуре 800–850°C.

Получение лигатуры электролизом заключается во введении в расплавленный алюминий, являющимся катодом, легирующих элементов из малорастворимого анода путем растворения его в калиевом криолит-глиноземном расплаве или смеси калиевого и натриевого криолит-глиноземного расплава, или в натриевом криолит-глиноземном расплаве при температуре 700–960°C, плотности тока на аноде 0,2–1,5 А/см² и восстановления легирующих элементов в расплавленном алюминии на катоде [2].

Эти способы отличает высокая трудоемкость, энергоемкость, малая производительность процесса, использование большого количества химикатов и необходимость утилизации шлаков.

В лабораториях кафедр «Обработка металлов давлением» и «Литейное производство» ФГАОУ

© Горохов Ю.В., Беляев С.В., Усков И.В., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю., 2016

ВПО «Сибирский федеральный университет» были проведены исследования по получению Al–Sr лигатуры с использованием силуминовой стружки, полученной при обточке автомобильных дисков, с добавлением обезвоженного порошка соли стронция по режимам, исключающим расплавление или электролиз компонентов.

Методика проведения лабораторных исследований

Лабораторные исследования проводились с использованием контейнера для бокового прессования материала (**рис. 1**) и лабораторной установки непрерывного литья – прессования методом conform (**рис. 2**), спроектированной с учетом данных, приведенных в работах [3–6] и усовершенствованной с использованием новых конструктивных решений [7, 8].



Рис. 1. Контейнер, прессованный пруток и пресс-остаток

В состав лабораторной установки входят: электродвигатель переменного тока 1 мощностью 3 кВт; редуктор 2 с передаточным отношением 100;

соединительная муфта 3; неподвижный сегмент (башмак) 7, прикрепленный к корпусу 4 болтами, дозатор 8, площадка дозатора 9. Все элементы прессового узла смонтированы на сварной раме, обеспечивающей жесткость конструкции, предотвращающей перекосы в соединительных муфтах и изгибы промежуточных валов в процессе литья – прессования металла. В привод установки входят червячный и планетарный редукторы.

Поперечное сечение ручья колеса-кристаллизатора – прямоугольное с радиусом 1–2 мм в местах сопряжения дна со стенками. Башмак с матрицей сопрягается с ручьем, входя в него на глубину 4 мм и образуя, тем самым, разъемный контейнер сечением 10×10 мм. Башмак, площадка дозатора и кристаллизатор изготовлены из стали 5ХНМ, а дозатор из шамота марки ШБ5 (**рис. 3**).

Эксперименты по получению лигатуры проводились по следующим технологическим схемам.

Схема 1: смесь силуминовой стружки с порошкообразной солью стронция подвергали обработке в дезинтеграторе марки DM 400 до фракции размером 0,2–0,3 мм. Затем эту смесь засыпали в контейнер с внутренним диаметром 54 мм и на прессе усилием 1,0 МН получали компактный брикет лигатуры при комнатной температуре. Далее контейнер с брикетом помещали в печь и нагревали до температуры горячей деформации. После нагрева проводили боковое прессование прутка в матрицу с рабочим отверстием диаметром 15 мм, ось которого была выполнена под углом 90 град к продольной оси контейнера (см. **рис. 1**). Боковое прессование способствует проработке структуры брикета и интенсивному измельчению зерна во время пластической деформации, что, в свою очередь, должно усиливать модифицирующее действие получаемой лигатуры.



Рис. 2. Установка непрерывного литья-прессования методом conform



Рис. 3. Дозатор, башмак и площадка дозатора

Схема 2: смесь силуминовой стружки с порошкообразной солью стронция подвергали обработке в дезинтеграторе DM 400 до фракции размером 0,3–0,5 мм. Затем эту смесь засыпали в контейнер и на прессе усилием 1,0 МН получали компактный брикет при комнатной температуре. Далее брикет извлекался из контейнера, помещался в тигель, расплавлялся в высокочастотной индукционной печи. Затем расплав заливался в контейнер, где происходило его затвердевание и остывание до температуры 500°C и последующее боковое прессование прутка в матрицу с рабочим отверстием диаметром 15 мм на пресс усилием 1,0 МН.

Схема 3: смесь стружки с порошкообразной солью стронция подвергали обработке в дезинтеграторе DM 400 до фракции размером 0,3–0,5 мм. Затем эту смесь засыпали в контейнер и на прессе усилием 1,0 МН получали брикет. После чего брикет извлекался из контейнера и помещался в тигель, где расплавлялся в высокочастотной индукционной печи. Далее расплав из тигля заливали в дозатор лабораторной установки непрерывного литья – прессования, а из него – в ручей колеса-кристаллизатора. По мере движения колеса-кристаллизатора расплав кристаллизуется, и затвердевшая часть его попадает в разъемный контейнер, образованный ручьем и выступом башмака, с последующим выдавливанием в рабочее отверстие матрицы диаметром 6 мм. Все стадии процесса проходят в непрерывном режиме. При этом температура прессования близка к температуре солидуса сплава.

Из каждого опыта были отобраны образцы для исследования модифицирующей способности лигатур для их введения в расплав алюминиевого сплава Al-12% Si (AK12). Для этого сплав Al-12% Si расплавляли в высокочастотной индукционной печи и нагревали до температуры 750°C, при которой в расплав вводили лигатурные прутки, обеспечивающие содержание Sr в сплаве до 0,03%. Далее расплав перемешивали до полного растворения лигатурных прутков и разливали в металлические формы. Отлитые образцы в виде прутков диаметром 10 мм далее передавались для

проведения металлографических исследований в металлографическую лабораторию завода по производству автомобильных дисков. Анализ микроструктур образцов показал, что наилучший модифицирующий эффект, характеризующийся наибольшей степенью изменения Al-Si эвтектики из пластинчатой формы в мелкозернистую, наблюдался при введении лигатуры, полученной по третьей технологической схеме.

Выводы

Анализируя полученные результаты, можно отметить следующее:

1. При введении в силумин АК12 Al-Sr лигатурного прутка, полученного по схемам 1 и 2, не достигнут требуемый модифицирующий эффект.
2. Для промышленного применения Al-Sr лигатурных прутков наиболее приемлема третья схема их изготовления, заключающаяся в последовательном измельчении смеси силуминовой стружки из сплава АК12 с солью стронция, брикетированию смеси без предварительного нагрева, расплавлению брикета и подачи расплава в инструмент установки непрерывного литья – прессования металлов методом conform.

Список литературы

1. Напалков В.И., Бондарев Б.И. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1983. 220 с.
2. Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
3. Горохов Ю.В., Солопко И.В., Константинов И.П. Основы проектирования конструктивных параметров установки непрерывного литья-прессования металлов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 3. С. 20–23.
4. Основы проектирования процессов непрерывного прессования металлов: монография / Ю.В. Горохов, В.Г. Шеркунов, Н.Н. Довженко [и др.]. Красноярск: Сиб. фед. ун-т, 2013. 268 с.
5. Анализ энергосиловых условий непрерывного прессования методом conform / С.В. Беляев, Д.В. Богданов, И.Ю. Губанов [и др.]. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. № 3. С. 44–51.
6. Исследование условий захвата совмещенного процесса литья и непрерывного прессования методом conform / Д.В. Богданов, С.В. Беляев, Ю.В. Горохов [и др.]. // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. 2015. Т. 8. № 5. С. 576–581.
7. Пат. 111783 Российская Федерация, МКП B21C 23/08. Установка для непрерывного литья-прессования металлов / Ю.В. Горохов, И.В. Солопко, В.П. Сулов [и др.]. Оpubл. 27.12.2011, Бюл. № 36.
8. Пат. 155319 Российская Федерация, МКП B21C 23/08. Устройство для непрерывного литья и прессования сварочной проволоки методом Конформ / С.В. Беляев, Ю.В. Горохов, И.Ю. Губанов [и др.]. Оpubл. 27.09.2015, Бюл. № 27

Материал поступил в редакцию 02.11.15.

A STUDY OF THE Al-Sr GRAIN REFINER MANUFACTURING TECHNIQUES

Yuri V. Gorokhov – D.Sc. (Eng.), Professor
Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

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

Igor V. Uskov – Ph.D. (Eng.), Associate Professor
Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia. E-mail: uskov59@mail.ru

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

Tatyana Yu. Gorokhova – Master's student of the Metal Forming Department
Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.

Abstract

Problem Statement (Relevance): It is the Al-Sr grain refiners that are primarily used with Al-Si cast alloys to enhance the mechanical properties of automobile wheel discs which are cast from the above material. The traditional methods of manufacturing grain refiner rods by fusion and electrolysis are characterized with low efficiency and high labor costs, and they are not practicable without waste disposal. **Objectives:** This study aims to develop an efficient Al-Sr grain refiner production technique based on the use of silumin chips from automobile wheel disc machining and dehydrated strontium salt under the regimes that exclude fusion or electrolysis. **Methods Applied:** To achieve the above objective some laboratory tests were carried out, for which a rod extrusion press container with a lateral material flow (to the die hole) was used, together with a laboratory machine with a continuous material feed to the moving part of a two-part container. The crystallized metal was then pressed following the Conform method. The grain refining capacity of the resulting rods was analysed in the metallographic laboratory of an automobile wheel disc plant by optical and scanning electron microscopy. **Originality:** This study offers an original proven solution for manufacturing 6 mm Al-Sr grain refining rods based on the combined continuous casting and extrusion technique. **Findings:** It was found that the most efficient manufacturing process for industrial application Al-Sr grain refiners involves the following stages: grinding a mixture of the AK12 silumin chips and strontium salt, briquetting the mixture with no preheat applied, melting the briquette and taking the melt through the combined continuous casting and extrusion machine (the Conform method).

Keywords: Al-Sr grain refiners, inoculation of aluminium alloys, manufacturing technique, continuous casting and extrusion, the Conform method.

References

1. Napalkov V.I., Bondarev B.I. *Ligatury dlya proizvodstva aluminievyykh splavov* [Grain refiners for aluminium and magnesium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 220 p.
2. Bondarev B.I., Napalkov V.I., Tararyshkin V.I. *Modifitsirovanie aluminievyykh deformiruemyykh splavov* [Inoculation of deformable aluminium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 224 p.
3. Gorokhov Yu.V., Solopko I.V., Konstantinov I.L. Design parameters of a continuous casting and extrusion machine: Design basics. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2009, no. 3, pp. 20-23.
4. Gorokhov Yu.V., Sherkunov V.G., Dovzhenko N.N. [et al.] *Osnovy proektirovaniya protsessov nepreryvnogo pressovaniya metallov: monografiya* [Basic design of continuous metal extrusion processes: Monograph]. Krasnoyarsk: Sib. Feder. University, 2013, 268 p.
5. Belyaev S.V., Bogdanov D.V., Gubanov I.Yu. [et al.] Analysis of energy and power conditions of a continuous extrusion (Conform) method. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2015, no. 3, pp. 44-51.
6. Bogdanov D.V., Belyaev S.V., Gorokhov Yu.V. [et al.] A study of the capture conditions within a combined casting and continuous extrusion (Conform) process. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii* [Journal of Siberian Federal University. Series: Engineering and Technology], 2015, vol. 8, no. 5, pp. 576-581.
7. Gorokhov Yu.V., Solopko I.V., Suslov V.P. [et al.] *Ustanovka dlya nepreryvnogo litya-pressovaniya metallov* [A continuous casting and extrusion machine]. Patent RF, no. 111783, 2011.
8. Belyaev S.V., Gorokhov Yu.V., Gubanov I.Yu. [et al.] *Ustroystvo dlya nepreryvnogo litya i pressovaniya svarочноy provoloki metodom Konform* [A welding wire continuous casting and extrusion machine based on the Conform method]. Patent RF, no. 155319, 2015.

Received 02/11/15

Исследование технологий изготовления Al-Sr лигатурных прутков для модифицирования алюминиевых сплавов / Горюхов Ю.В., Беляев С.В., Усков И.В., Губанов И.Ю., Горохова Т.Ю. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 21–24. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-21-24

Gorokhov Yu.V., Belyaev S.V., Uskov I.V., Gubanov I.Yu., Gorokhova T.Yu. A study of the Al-Sr grain refiner manufacturing techniques. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 21–24. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-21-24

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.762.4.04:621.78.061

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-25-31

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ШТАМПОВКИ ПОКОВОК ИЗ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СКОМПАКТИРОВАННЫХ ГРАНУЛ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Белокопытов В.И.

Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

Аннотация

Актуальность работы: метод гранулирования – качественно новый технологический процесс производства изделий из алюминия и его сплавов. В этом случае вместо традиционного литья слитков – сложного и трудоемкого процесса – исходным материалом служат гранулы – микрослитки с высокими наследственными свойствами. Такой технологический процесс позволяет не только снизить трудозатраты при производстве штампованных поковок, но и значительно повысить их качественные показатели. **Цель работы:** повышение качества изделий из гранул. **Используемые методы:** были проведены исследования влияния температурно-скоростных параметров процесса штамповки на механические свойства поковок. Исходным материалом для получения заготовок служили гранулы сплава 01969, относящегося к высокопрочным алюминиевым сплавам системы Al–Zn–Mg–Cu. Заготовки с поперечным сечением в виде равнобедренной трапеции получали из прессованного с коэффициентом вытяжки 10 профиля прямоугольного поперечного сечения. Нагрев заготовок до заданной температуры осуществляли в электрической печи в течение двух часов. **Полученные результаты:** установлено, что штамповка в наиболее благоприятном с точки зрения пластичности заготовки режиме повышает механические свойства готового изделия. Аналогичным образом, но в меньшей степени на свойства поковок влияет температура нагрева штампа. При этом наиболее высокий уровень механических свойств штампованных поковок достигается в интервале температур нагрева штампа и заготовки 300–350°C и интенсивности скоростей деформации сдвига $H = 5 \cdot 10^{-2} - 1 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$.

Ключевые слова: гранулированные материалы, штампованные поковки, качество, механические свойства, структура, технология.

Введение

Металлургия гранул, сочетающая затвердевание расплава в виде микрослитков – гранул различной формы с высокой скоростью кристаллизации и их консолидацию в компактные заготовки с достижением плотной, беспористой структуры, является в настоящее время одним из наиболее важных способов дальнейшего повышения свойств конструкционных материалов в тех областях, где традиционная технология получения полуфабрикатов и деталей методом литья и деформации слитка уже исчерпала свои возможности [1].

Кристаллизация расплава с высокой скоростью позволяет устранить такие неизбежно со-

путствующие литью слитков сложнелегированных сплавов явления, как развитие зональной и грубой дендритной ликвации, образование скоплений первичных кристаллов интерметаллидных фаз и выделений избыточных фаз, не поддающихся выравнивающему воздействию гомогенизационного отжига, возникновение пор, раковин, трещин и других несплошностей, приводящих к резкому снижению деформируемости сплавов и возрастанию потерь металла. Высокоскоростная кристаллизация сплавов обеспечивает значительное уменьшение размеров макро- и микрозерна, диспергирование элементов дендритной структуры, вплоть до достижения микрокристаллической (ячеистой) структуры, диспергирование выделений первичных интерметаллидных и избыточных фаз, получение аномально

пересыщенных твердых растворов и тем самым существенное расширение пределов взаимной растворимости многих металлов [2, 3].

Таким образом, метод гранулирования – качественно новый технологический процесс производства изделий из алюминия и его сплавов. В этом случае вместо традиционного литья слитков – сложного и трудоемкого процесса – исходным материалом служат гранулы – микрослитки с высокими наследственными свойствами. Такой технологический процесс позволяет не только снизить трудозатраты при производстве штампованных поковок, но и значительно повысить их качественные показатели [4].

Результаты исследований и их обсуждение

Для изучения в лабораторных условиях влияния термомеханических параметров штамповки на механические свойства поковок и их анизотропию был изготовлен штамп, позволяющий получать изделия (рис. 1), близкие по конфигурации к поковкам типа «лонжерон» [4]. Штамп был оснащен карбида-кремневыми нагревате-

лями и установлен на гидравлическом прессе ПО 443 усилием 20 МН. Замер и регулирование температуры производили с помощью термопары, находящейся непосредственно у ручки штампа и подключенной к потенциометру. Механические свойства определяли на образцах, вырезанных в высотном 1а, 1б, 1в, продольном 2 и поперечном 3 направлениях согласно схеме на рис. 2.

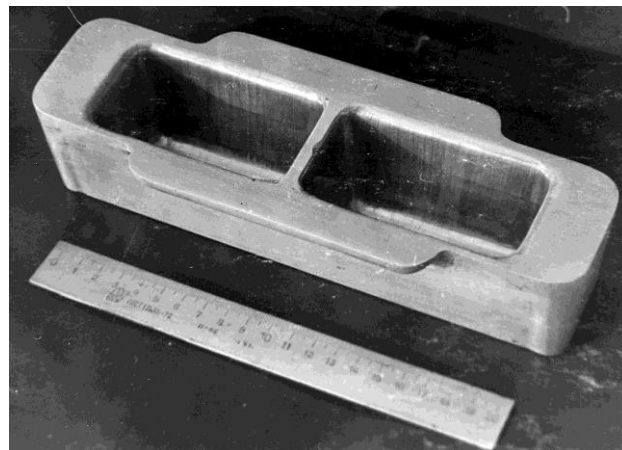


Рис. 1. Модельная штампованная поковка типа «лонжерон»

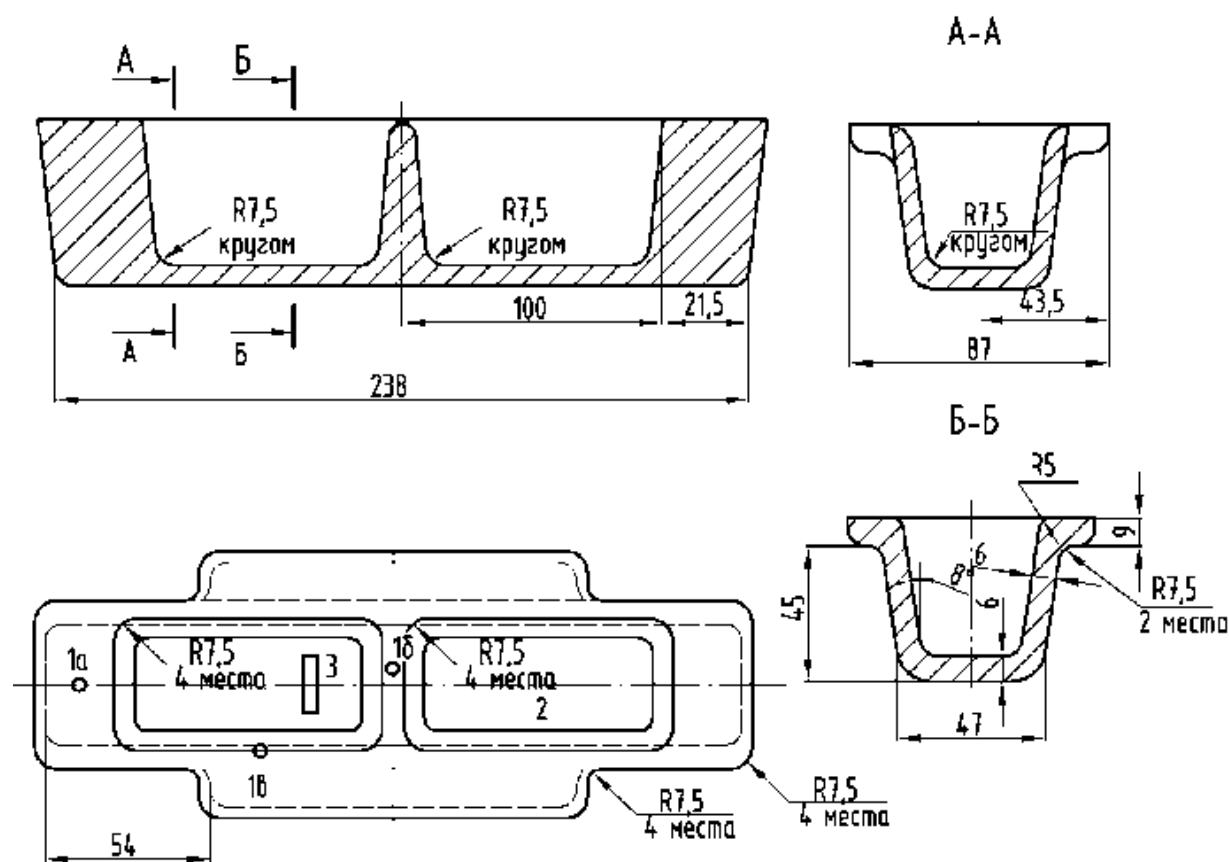


Рис. 2. Эскиз штампованной поковки типа «лонжерон»: 1а, 1б, 1в, 2, 3 – схемы вырезки образцов

Исходным материалом для получения заготовок служили гранулы сплава 01969, относящегося к высокопрочным алюминиевым сплавам системы Al–Zn–Mg–Cu [5, 6]. Заготовки с поперечным сечением в виде равнобедренной трапеции получали из прессованного с коэффициентом вытяжки $\lambda=10$ профиля прямоугольного поперечного сечения. Нагрев заготовок до заданной температуры осуществляли в электрической печи в течение двух часов. Полученные поковки подвергали окончательной термообработке по режиму Т1, включающему закалку в воде с температуры $475\pm 5^\circ\text{C}$ и последующее старение при $135\pm 5^\circ\text{C}$ в течение 16 ч [7].

С целью определения влияния скоростных параметров процесса на механические свойства поковок процесс штамповки проводили при скорости перемещения траверсы пресса $v_0 = 0,05; 0,10; 0,18; 0,60$ и $1,80$ мм/с. Скорость деформации в вертикальном направлении определили по выражению

$$\xi_z = \frac{v_0}{h}, \quad (1)$$

где h – толщина дна штампованной поковки.

Приняв деформированное состояние в дне поковки плоским, интенсивность скоростей деформации сдвига рассчитывали исходя из уравнения [8]

$$H = 2\xi_z. \quad (2)$$

В табл. 1 представлены значения скоростей деформирования и соответствующих им скоростей деформации и интенсивности скоростей деформации сдвига в донной части поковок на конечном этапе процесса штамповки.

Таблица 1

Скорости перемещения траверсы пресса и соответствующие им скорости деформации и интенсивности скоростей деформации сдвига

v_0 , мм/с	ξ_z , с^{-1}	H , с^{-1}
0,05	$8,3 \cdot 10^{-3}$	$1,7 \cdot 10^{-2}$
0,10	$1,7 \cdot 10^{-2}$	$3,4 \cdot 10^{-2}$
0,18	$3 \cdot 10^{-2}$	$6 \cdot 10^{-2}$
0,60	$1 \cdot 10^{-1}$	$2 \cdot 10^{-1}$
1,80	$3 \cdot 10^{-1}$	$6 \cdot 10^{-1}$

Как показали результаты исследований (рис. 3), максимальные значения предела текучести и временного сопротивления разрыву об-

разцов, вырезанных из поковок согласно схеме на рис. 2, соответствуют интенсивности скоростей деформации сдвига $H=5 \cdot 10^{-2} - 1 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. При этом относительное удлинение образцов изменяется незначительно (табл. 2).

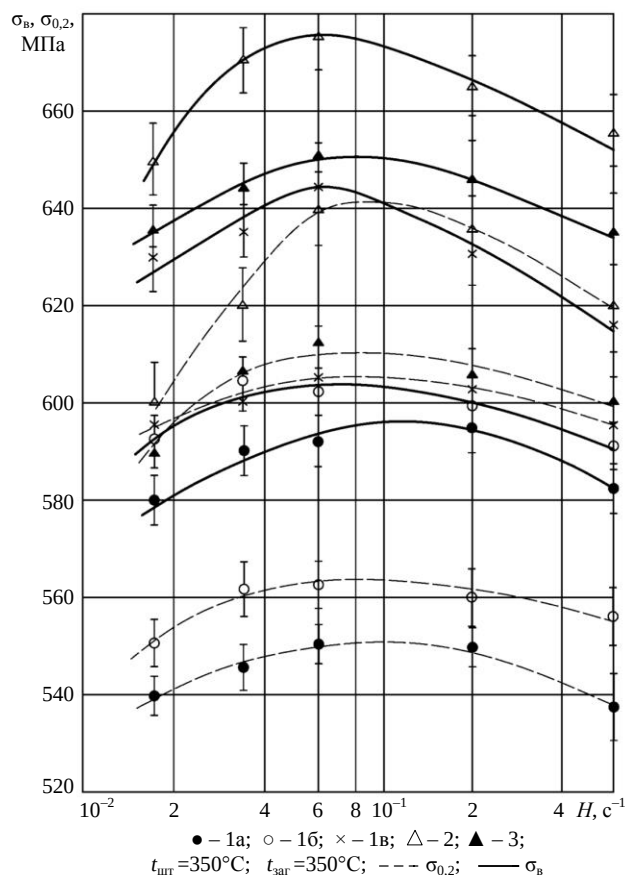


Рис. 3. Зависимость механических свойств образцов из поковок от интенсивности скоростей деформации сдвига при штамповке

Таблица 2

Относительное удлинение образцов из поковок, полученных при различных термомеханических параметрах процесса штамповки

H , с^{-1}	$t_{шт}$, $^\circ\text{C}$	$t_{заг}$, $^\circ\text{C}$	Относительное удлинение (δ , %) образцов, полученных из поковок согласно схеме вырезки				
			1а	1б	1в	2	3
$1,7 \cdot 10^{-2}$	350	350	2,0	1,8	3,8	5,8	3,5
$3,4 \cdot 10^{-2}$	350	350	3,8	2,8	2,4	6,1	4,0
$6 \cdot 10^{-2}$	350	350	2,4	2,5	3,5	7,2	4,2
$6 \cdot 10^{-2}$	350	300	2,0	4,2	4,8	6,8	4,1
$6 \cdot 10^{-2}$	350	400	3,7	1,8	3,5	6,9	3,2
$6 \cdot 10^{-2}$	300	350	2,8	1,0	3,0	6,2	3,8
$6 \cdot 10^{-2}$	400	350	2,4	1,5	2,5	5,8	3,5

То есть штамповка в наиболее благоприятном с точки зрения пластичности заготовки скоростном режиме (рис. 4, 5) повышает механические свойства готового изделия.

Этот вывод справедлив и для температуры нагрева заготовок. Увеличение температуры за-

готовок выше 350°C приводит к снижению механических свойств штампованных поковок в высотном и поперечном направлениях (рис. 6). Аналогичным образом, но в меньшей степени на механические свойства влияет температура штампа (рис. 7).

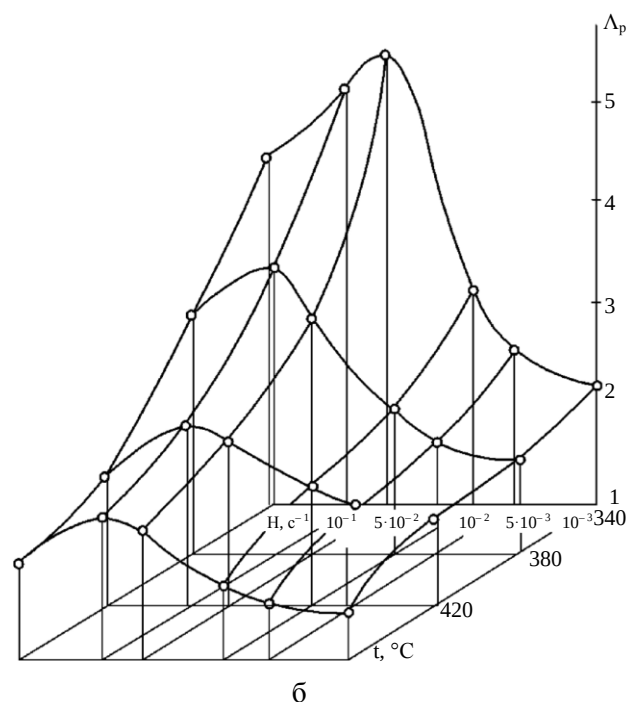
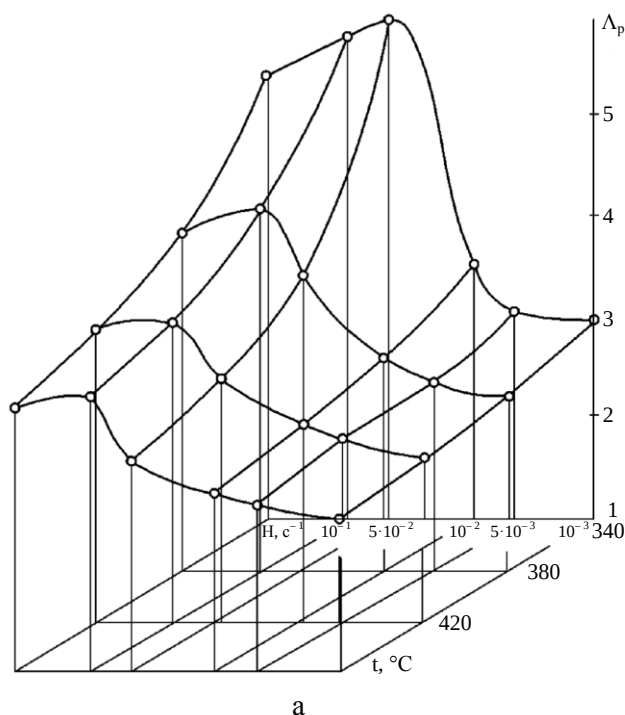


Рис. 4. Диаграмма пластичности в продольном (а) и поперечном (б) направлениях прессованного профиля прямоугольного сечения из гранул сплава 01969, полученная при испытаниях на кручение [9]

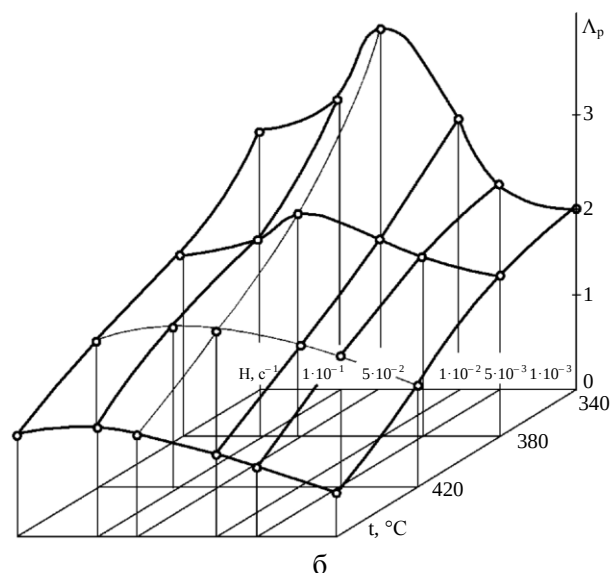
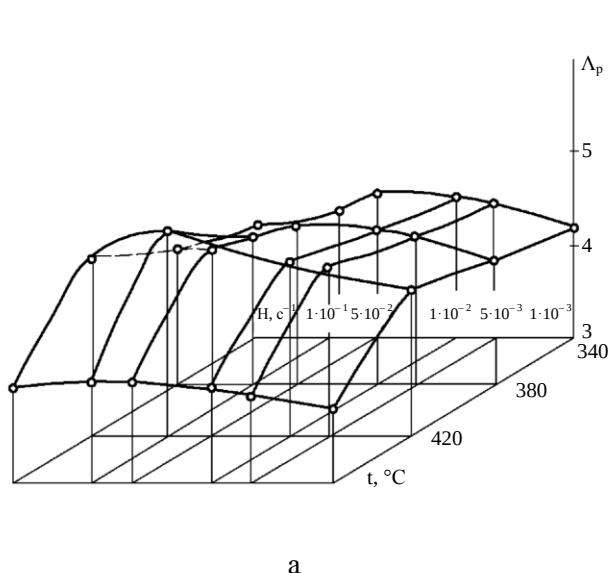


Рис. 5. Диаграмма пластичности в продольном (а) и поперечном (б) направлениях прессованного профиля прямоугольного сечения из гранул сплава 01969, полученная при испытаниях на растяжение

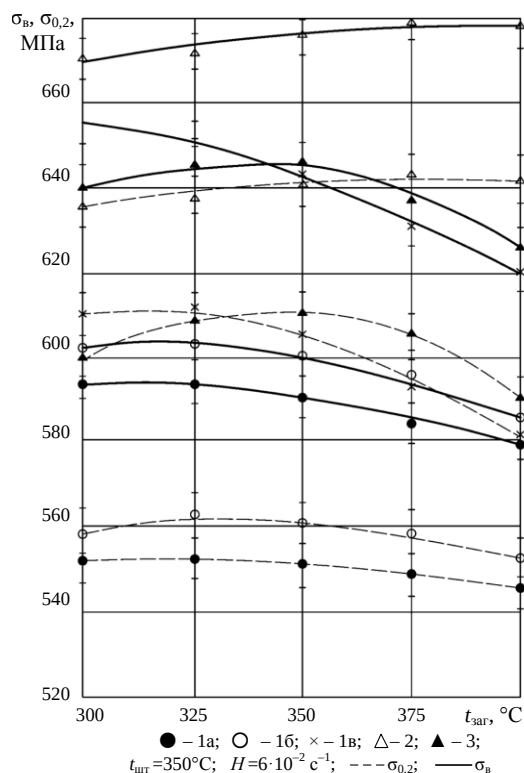


Рис. 6. Зависимость механических свойств образцов из поковок от температуры нагрева заготовок

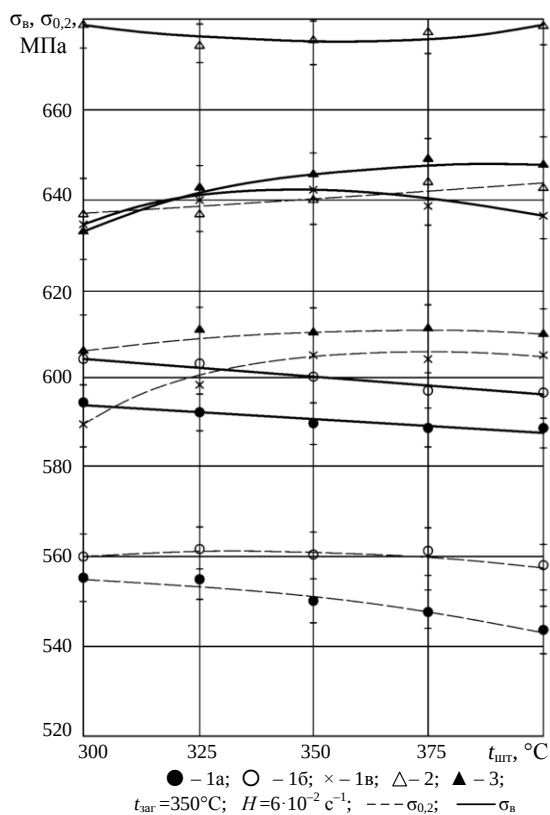


Рис. 7. Зависимость механических свойств образцов из поковок от температуры нагрева штампа

При этом снижение температуры заготовки и увеличение интенсивности скоростей деформации сдвига значительно повышает усилие штамповки $P_{ш}$ (табл. 3) вследствие возрастания сопротивления деформации материала.

Таблица 3

Зависимость усилия штамповки от температуры заготовки и интенсивности скоростей деформации сдвига при температуре штампа 350°C

$t_{заг}, ^\circ\text{C}$	H, c^{-1}	$\varepsilon, \%$	$P_{ш}, \text{МН}$
300	$6 \cdot 10^{-2}$	22	2,24
		66	3,94
350	$6 \cdot 10^{-2}$	22	2,02
		66	3,62
400	$6 \cdot 10^{-2}$	22	1,91
		66	3,36
350	$1,7 \cdot 10^{-2}$	22	1,86
		66	3,09
350	$3,4 \cdot 10^{-2}$	22	1,96
		66	3,44

Таким образом, наиболее высокий уровень механических свойств штампованных поковок получен в интервале температур нагрева штампа и заготовки 300–350°C и интенсивности скоростей деформации сдвига $H=5 \cdot 10^{-2} - 1 \cdot 10^{-1} \text{ c}^{-1}$.

Расчет формообразования реальной штампованной поковки типа «лонжерон» по методике [10] позволил спроектировать штамп для предварительной штамповки, обеспечивающий бездефектное оформление поковки на стадии окончательной штамповки. Предварительную и окончательную штамповку поковок в производственных условиях осуществляли при включении одного и трех насосов на вертикальном гидравлическом прессе усилием 150 МН. Заготовкой служила прессованная с коэффициентом вытяжки $\lambda=10$ полоса толщиной 40, шириной 250 и длиной 1780 мм. Уменьшение поперечного сечения заготовки (по сравнению с ранее используемой) позволило увеличить вытяжку при ее прессовании и повысить коэффициент использования металла при последующей штамповке. Заготовки нагревали до температуры 300 и 350°C с изотермической выдержкой в течение 2–3 ч. Температура штампа составляла 340–350°C. Такой режим нагрева заготовки является по сути дорекристаллизационным отжигом для сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu, и температурный интервал его соответствует минимальной устойчивости пересыщенного твердого раствора. В результате нагрева происходит выделение из твердого раствора фаз на основе Zn, Mg и Cu (основных легирующих элементов данной группы сплавов) [11]. Так как заготовка подвергалась предварительной горячей деформации (при брикетировании и прес-

совании), то выделение интерметаллидных фаз происходит равномерно, а сама заготовка обладает достаточной пластичностью. Кроме того, в структуре присутствуют дисперсные выделения алюминидов переходных металлов, выделившихся при брикетировании и прессовании, а также при нагреве перед штамповкой. Таким образом, перед штамповкой структура заготовки является перекристаллизованной и представляет собой пластичный твердый раствор с равномерно распределенными в нем частицами интерметаллидов основных легирующих элементов и алюминидов переходных металлов. Последние располагаются преимущественно по границам субзерен [12]. За время выдержки заготовок в печи в течение 2–3 ч при температуре 340–350°C обеспечивается максимальное выделение из твердого раствора избыточных фаз с высокой равномерностью их распределения, что благоприятно сказывается на механических свойствах штампованных изделий.

Исследование геометрии полученных поковок показало, что полного оформления их при температуре нагрева заготовок до 300°C не достигается в силу недостаточной мощности пресса. Недоштамповка составляла 15–20 мм. При температуре нагрева заготовок под окончательную штамповку 350°C поковки оформлялись полностью. Зажимы и складки на поверхности поковок не наблюдались.

Уменьшение скорости деформирования с 7,5 (включение трех насосов) до 1,5 мм/с (включение одного насоса) позволяет понизить интенсивность скоростей деформации сдвига с 1,2 до $2,5 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$, что положительно сказывается на механических свойствах поковок (табл. 4).

Таблица 4

Механические свойства штампованных поковок типа «лонжерон», полученных в производственных условиях при температуре 350°C

$H, \text{ с}^{-1}$	Направление вырезки образцов	Номер образца согласно схеме вырезки	$\sigma_{0,2}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$
1,2	Продольное	2	620	665	7,2
		3	570	610	3,0
	Высотное	1 а	520	570	8,3
		1 б	530	585	2,8
		1 в	595	635	4,8
$2,5 \cdot 10^{-1}$	Продольное	2	620	695	7,8
		3	595	640	4,0
	Высотное	1 а	545	595	10,4
		1 б	565	580	3,9
		1 в	605	670	5,8

Закключение

Таким образом, осуществление процесса штамповки при температуре 340–350°C и интенсивности скоростей деформации сдвига

$H = 2,5 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ позволило получить изделия с достаточно высокими механическими свойствами, отвечающими техническим условиям. Вместе с тем существующий уровень технологии литья, дегазации и компактирования гранул не обеспечивает получения качественной исходной заготовки с низким уровнем газосодержания, что приводит к появлению расслоений в виде точечных дефектов после закалки штампованных поковок. Интенсивность скоростей деформации сдвига, которая обеспечивалась включением одного насоса пресса, в 3–4 раза превышала оптимальную и дальнейшее уменьшение ее требует модернизации существующего оборудования, в чем заключается один из резервов повышения качества штампованных поковок.

Список литературы

1. Гарибов Г.С. Металлургия гранул – основа создания перспективных авиационных двигателей // Технология легких сплавов. 2007. № 1. С. 66–78.
2. Конкевич В.Ю., Лебедева Т.И. Развитие металловедения гранулируемых алюминиевых сплавов и технологии их производства // Технология легких сплавов. 2013. № 4. С. 113–123.
3. Польшин Е.С. Перспективы развития гранульной металлургии титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2011. № 4. С. 5–10.
4. Белокопытов В.И., Губанов И.Ю. Специальные виды штамповки: теория и технология штамповки поковок из гранул алюминиевых сплавов: монография. Красноярск: Сиб. фед. ун-т, 2013. 130 с.
5. Осинцев О.Е., Конкевич В.Ю. Высокопрочные быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы систем Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu // Технология легких сплавов. 2010. № 1. С. 157–163.
6. Осинцев О.Е., Конкевич В.Ю. О роли основных компонентов и переходных металлов в высокопрочных быстрозакристаллизованных сплавах системы Al-Zn-Mg-Cu // Технология легких сплавов. 2014. № 2. С. 57–64.
7. Кинематика старения гранулированных алюминиевых сплавов 01969 и 01995 / В.Н. Мироненко [и др.] // Тезисы докладов II Всесоюзной конференции по металлургии гранул. М.: ВИЛС, 1987. С. 133–134.
8. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет – УПИ, 2001. 836 с.
9. Оптимизация параметров штамповки гранулируемых алюминиевых сплавов на основе исследования их реологических характеристик / Н.В. Шепельский [и др.] // Металлургия гранул: сб. статей. Вып. 5. М.: ВИЛС, 1989. С. 147–152.
10. Моделирование процесса горячей объемной штамповки поковки из алюминиевого сплава АК6 / И.Л. Константинов [и др.] // Цветная металлургия. 2015. № 1. С. 45–48.
11. Влияние цинкования гранул на структуру и механические свойства брикетов, промежуточных заготовок и штамповок из сплава 01969 / В.Д. Сидоренко [и др.] // Тезисы докладов II Всесоюзной конференции по металлургии гранул. М.: ВИЛС, 1987. С. 158–160.
12. Bampton, C.C. Heating rate effects on recrystallized grain size in two Al-Zn-Mg-Cu alloys / C.C. Bampton, J.A. Wert, M.W. Mahoney // Met. Trans. A. 1982, v. 13 a, no. 2, pp. 193–198.

Материал поступил в редакцию 14.05.15.

DEVELOPMENT OF A FORGING TECHNIQUE BASED ON PRE-COMPACTED ALUMINIUM ALLOY GRANULES

Vasily I. Belokopytov – Ph.D. (Eng.), Associate Professor

Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia. Phone: (391) 294-23-28. E-mail: VBelokopytov@sfu-kras.ru

Abstract

Problem Statement (Relevance): Granulating is a novel technique for manufacturing aluminium and aluminium alloy products. Instead of the conventional ingot casting, which is a complex and effort-consuming process, the new technique is based on granules, i.e. micro-ingots with strong hereditary properties. This process does not only help reduce the labor costs of die forging, but it also offers significant benefits in terms of quality. **Objectives:** The study aims to improve the quality of granule products. **Methods Applied:** Tests were carried out to identify the effect of the forging temperature and speed on the mechanical properties of forgings. The workpieces were made of granules of the 01969 alloy, which is one of the high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys. Pressed rectangular section billets with the elongation ratio of 10 were forged into billets with a trapezoidal cross-section. The billets were then placed in an electric furnace and heated up to a predefined temperature for two hours. **Findings:** It was determined that the forging process that ensures the most favourable conditions in terms of plasticity leads to enhanced mechanical properties in the finished product. The forging temperature was found to have a similar effect but to a lesser extent. The forging temperature range of 300 to 350 °C and the shear strain rate intensity of $H = 5 \times 10^{-2} - 1 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ were identified as ensuring the highest level of mechanical properties of the die forgings.

Keywords: Granular materials, forgings, quality, mechanical properties, structure, technique.

References

- Garibov G.S. Granule metallurgy as the basis of building advanced aircraft engines. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Light alloy technology], 2007, no. 1, pp. 66–78. (In Russ.)
- Konkevich V.Yu., Lebedeva T.I. The development of the material science of granulated aluminium alloys and the technology behind them. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Light alloy technology], 2013, no. 4, pp. 113–123. (In Russ.)
- Pol'kin E.S. The development prospects of titanium alloy granule metallurgy. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Light alloy technology], 2011, no. 4, pp. 5–10. (In Russ.)
- Belokopytov V.I., Gubanov I.Yu. *Spetsial'nye vidy shtampovki: teoriya i tekhnologiya shtampovki pokovok iz granul alyuminiyevykh splavov* [Specific forging operations: The theory and technology of producing forgings from aluminium alloy granules. Monograph]. Krasnoyarsk: SFU, 2013, 130 p. (In Russ.)
- Osintsev O.E., Konkevich V.Yu. High-strength rapidly crystallized Al-Zn-Mg and Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Light alloy technology], 2010, no. 1, pp. 157–163. (In Russ.)
- Osintsev O.E., Konkevich V.Yu. On the role of the main components and transition metals in high-strength rapidly crystallized Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Light alloy technology], 2014, no. 2, pp. 57–64. (In Russ.)
- Mironenko V.N. [et al.] The aging kinematics of the 01969 and 01995 granular aluminium alloys. *Tezisy dokladov II Vsesoyuznoy konferentsii po metallurgii granul* [Abstracts of the 2nd All-Union Conference on Granule Metallurgy]. Moscow: VILS, 1987, pp. 133–134. (In Russ.)
- Kolmogorov V.L. *Mekhanika obrabotki metallov davleniem* [Metal forming mechanics]. Yekaterinburg: The Ural State Technical University – UPI, 2001, 836 p. (In Russ.)
- Shepelskii N.V. [et al.] Optimization of granular aluminium alloy forging parameters based on the study of the alloy rheological properties. *Metallurgiya granul: sbornik statey. Vypusk 5* [Granule metallurgy: A collection of articles. Iss. 5]. Moscow: VILS, 1989, pp. 147–152. (In Russ.)
- Konstantinov I.L. [et al.] Modelling a hot die forging operation based on the AK6 aluminium alloy. *Tsvetnaya metallurgiya* [Non-ferrous metallurgy], 2015, no. 1, pp. 45–48.
- Sidorenko V.D. [et al.] The effect of galvanized granules on the structure and mechanical properties of the 01969 alloy briquettes, billets and forgings. *Tezisy dokladov II Vsesoyuznoy konferentsii po metallurgii granul* [Abstracts of the 2nd All-Union Conference on Granule Metallurgy]. M.: VILS, 1987, pp. 158–160. (In Russ.)
- Bampton, C.C., Wert J.A., Mahoney M.W. Heating rate effects on recrystallized grain size in two Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Met. Trans. A*. 1982, vol. 13 a, no. 2, pp. 193–198.

Received 14/05/15

Белокопытов В.И. Разработка технологии штамповки поковок из предварительно скомпактированных гранул алюминиевых сплавов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-25-31

Belokopytov V.I. Development of a forging technique based on pre-compacted aluminium alloy granules. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 25–31. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-25-31

ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

УДК 67.05

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-32-38

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИКИ ДВИЖЕНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА
В ГАЛЬВАНИЧЕСКОЙ ВАННЕ
НА ОДНОРОДНОСТЬ НАНОСИМОГО ПОКРЫТИЯШеркунов 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**

Актуальность: в настоящее время непрерывная разливка стали на установках МНЛЗ является самым эффективным и экономическим методом получения заготовок. Кристаллизатор является одним из самых важных и наиболее уязвимым элементом такой машины. Чтобы увеличить время его эксплуатации, на рабочую поверхность кристаллизатора наносят специальные защитные покрытия. Самым распространенным методом нанесения покрытий является гальваностегия. Это объясняется высокой продуктивностью процесса, его экономичностью и хорошим качеством. Также гальваностегия позволяет наносить практически все металлы. Несмотря на большой опыт и высокий уровень развития данной технологии, гальваническим покрытиям свойственны некоторые виды дефектов. Эти дефекты значительно снижают качество и эксплуатационный срок МНЛЗ. Разработка эффективных методов повышения качества наносимых защитных гальванических покрытий является актуальной задачей для увеличения качества работы и эксплуатационного срока кристаллизатора МНЛЗ. **Целью** работы является оптимизация потоков электролита в гальванической ванне с целью повышения износостойкости медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. **Используемые методы:** в работе применялось математическое моделирование динамики движения электролита в ванне по средствам программы Solid Works расчетного пакета CosmosFloWorks. При экспериментальном исследовании был проведен натуральный эксперимент на производственной установке для нанесения гальванических покрытий. **Научной новизной** данной работы является разработка оригинальной методики расчета динамики движения электролита в гальванической ванне, а также мероприятий по увеличению качества наносимых гальванических покрытий. **Практическая значимость:** проведенные математические и экспериментальные исследования позволили получить более износостойкое защитное гальваническое покрытие. Предложенные мероприятия и методика расчета позволят увеличить эксплуатационный срок работы кристаллизатора МНЛЗ за счет улучшения технологических характеристик защитного покрытия.

Ключевые слова: МНЛЗ, кристаллизатор, гальваническое осаждение, дефект разнотвердости.

Введение

На сегодняшний день более 70% всей стали, которая выплавляется в мире, разливается с использованием МНЛЗ (машина непрерывного литья заготовок) [1].

Продуктивность МНЛЗ определяется максимальным числом плавов при серийной разливке стали, которое, в свою очередь, зависит от качества работы кристаллизатора, технологическое назначение которого – отвод тепла от остывающей заготовки, формирование корки сплава и профиля получаемого полуфабриката. Традиционно кристаллизатор МНЛЗ изготавливается из

меди и выполняется в виде гильзы или конструкции, состоящей из четырех стенок. Кристаллизатор является одним из основных и наиболее уязвимых технологических узлов такой машины. Чтобы увеличить эксплуатационный срок кристаллизаторов, на их рабочую поверхность наносят специальные упрочняющие защитные покрытия [2].

Самым распространенным методом нанесения и восстановления защитного слоя является гальваностегия. Однако, несмотря на многолетний опыт и высокий уровень развития гальванического производства, защитным покрытиям плит кристаллизаторов характерны некоторые виды дефектов, которые, в свою очередь, существенно снижают продуктивность работы МНЛЗ.

Использование поперечного сегмента перелива

В настоящее время на территории Челябинска организовано совместное российско-немецкое предприятие «SMS Cheltec». Оно осуществляет нанесение защитных гальванических покрытий на стенки кристаллизаторов МНЛЗ.

Одним из видов наносимых покрытий является Н-VHN (сплав никеля и кобальта), предназначенное для защиты широких стен кристаллизатора МНЛЗ №6 Магнитогорского металлургического комбината (ММК) [3].

Несмотря на высокий уровень технологии, используемой на предприятии «SMS Cheltec», она не лишена недостатков, а именно разнотвердости защитного слоя не только в вертикальном направлении (задается технологическими параметрами: применение ступенчатого перелива), но и в горизонтальном.

Для исследования характера распространения данного вида дефекта готовую, прошедшую процесс гальванического восстановления, плиту, которая подверглась завершающей механической обработке, разделили координатной сеткой на мерные прямоугольные участки размером 300×100 мм, в которых была измерена средняя величина твердости покрытия по пяти замерам. Результаты представляют из себя карту твердостей полученного покрытия, которая представлена в **табл. 1**.

Таблица 1
Карта твердостей № 1 никель-кобальтового покрытия

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
a	205	271	285	289	274	277	283	280	273	263
b	277	285	271	282	289	293	286	274	285	269
c	268	282	275	254	286	304	258	268	281	271
d	271	254	247	269	284	287	282	243	251	267
e	265	263	278	281	289	294	283	238	265	256
f	251	266	231	289	296	305	287	235	264	249
g	283	301	316	316	321	290	300	292	296	292
h	353	364	432	440	437	441	436	359	348	443
i	473	406	482	482	483	495	526	553	503	528

Для улучшения визуализации карты твердостей представим ее в графическом виде (**рис. 1**).

Все значения твердости, представленные на карте твердостей, приведены по Виккерсу (HV). Карта твердостей №1 наглядно демонстрирует

характер распространения дефекта разнотвердости по площади покрытия. Зоны пониженной твердости концентрируются в двух областях, равноудаленных от центра на расстояние порядка 400–450 мм, в зоне мениска. На **рис. 1** эти зоны выделены пунктирной линией.

Данный вид дефекта разнотвердости характерен для всех покрытий плит кристаллизатора МНЛЗ №6 ММК, наносимых на «SMS Cheltec».

Исследования особенностей процесса гальванического нанесения защитных никель-кобальтовых покрытий определили, что дефект разнотвердости гальванического слоя может возникать только по трем причинам [4–6]:

- некачественная предварительная подготовка поверхности плиты перед нанесением;
- высокое содержание железа в воде, используемой в техпроцессе;
- слабое перемешивание (барбатирование) рабочей жидкости, возникновение слоев застойного, слабо обновляемого электролита в зоне его контакта с поверхностью плиты.

На предприятии «SMS Cheltec» ведется качественная, тщательная предварительная механическая и химическая подготовка поверхности плиты с соблюдением всех правил и норм процесса. А также осуществляется непрерывный контроль состава электролита и наличия в нем посторонних примесей автоматическими спектрометрами.

Исходя из этих условий, становится логичным, что вероятной причиной возникновения дефекта разнотвердости никель-кобальтового защитного покрытия является слабое перемешивание электролита и возникновение застойных слоев в зоне контакта с плитой. В случае ванны, используемой на предприятии «SMS Cheltec» для покрытия широких плит кристаллизаторов, перемешивание электролита осуществляется посредством циркуляции самой рабочей жидкости вдоль поверхности плиты.

Для проверки предположения, что причиной разнотвердости является слабое перемешивание рабочей жидкости, было проведено математическое моделирование трехмерного течения электролита в ванне и его визуализация в виде компьютерной графики.

Схема гальванической ванны изображена на **рис. 2**.

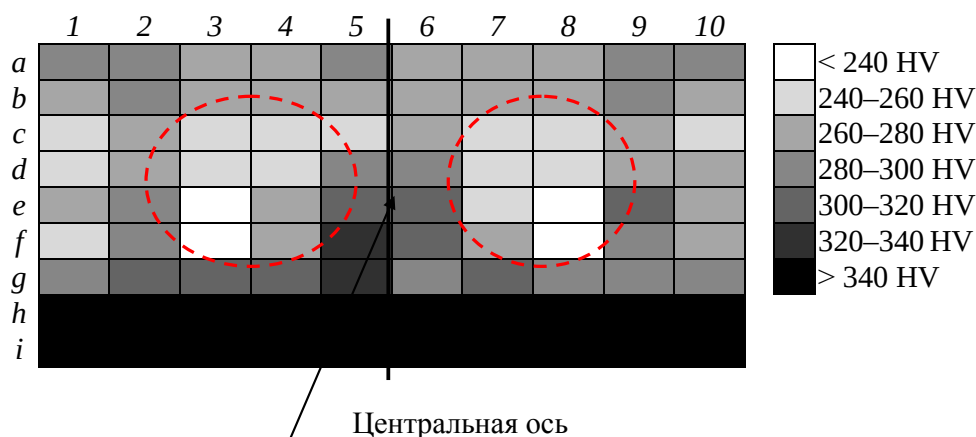


Рис. 1. Графическая карта твердостей №1

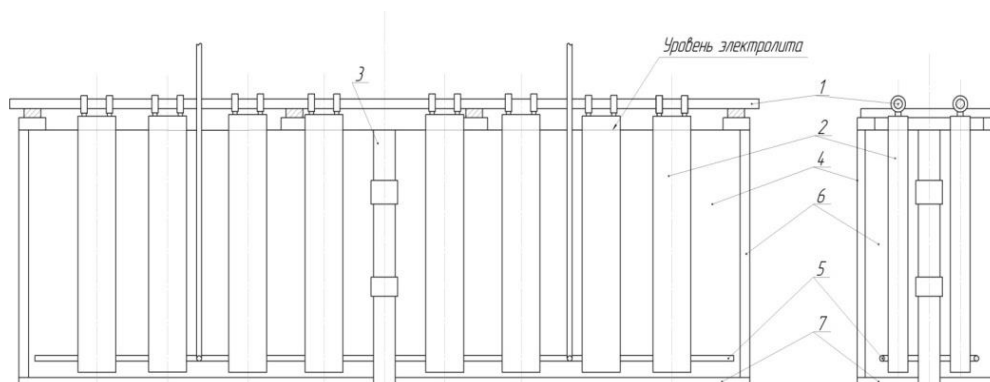


Рис. 2. Схема гальванической ванны по технологии «в коробе»: 1 – анодная штанга; 2 – анод; 3 – труба перелива; 4 – покрываемая медная плита (широкая стенка ванны); 5 – спрей электролита; 6 – боковая стенка ванны (не покрывается); 7 – основание гальванической ванны

Для математического моделирования была построена объемная 3D модель ванны компании «SMS Cheltec» в рабочем поле программы «SolidWorks». В этой ванне производился расчет трехмерного течения рабочей жидкости посредством расчетного пакета «CosmosFloWorks». Данное моделирование позволяет рассчитывать динамические характеристики и особенности течения в условиях сложного обтекания [7]. Результатом такого моделирования стала трехмерная модель динамики течения жидкости, ее траектории и скорости (рис. 3).

Линиями обозначены траектории движения потоков, а цвет характеризует их скорость. Для того чтобы проанализировать, как электролит движется в зоне контакта с плитой, а также проверить наличие застойных областей рабочей жидкости, из трехмерной модели траектории движения потоков была сделана двумерная карта скоростей течения электролита в зоне контакта с поверхностью покрываемой плиты (рис. 4).

Карта скоростей течений рабочей жидкости в зоне ее контакта с плитой наглядно демонстрирует, что два осесимметричных завихрения потоков электролита приводят к образованию двух слабо обновляемых равноудаленных от центра областей, которые отмечены на рис. 3 пунктирной линией. В этих зонах меньше линий траекторий течения жидкости, что свидетельствует о малой концентрации обновляемых потоков, а темный цвет в этих областях говорит о том, что скорость течения электролита в них принимает минимальные значения. Периферийные боковые области также характеризуются слабой концентрацией потоков с низкими скоростями течения жидкости, что теоретически может отразиться на твердости наносимого покрытия.

Для анализа полученных результатов математической модели сравним теоретическое поле скоростей течения электролита (см. рис. 4) с картой твердостей готового никель-кобальтового покрытия, замеренной на предприятии «SMS Cheltec» (рис. 5).

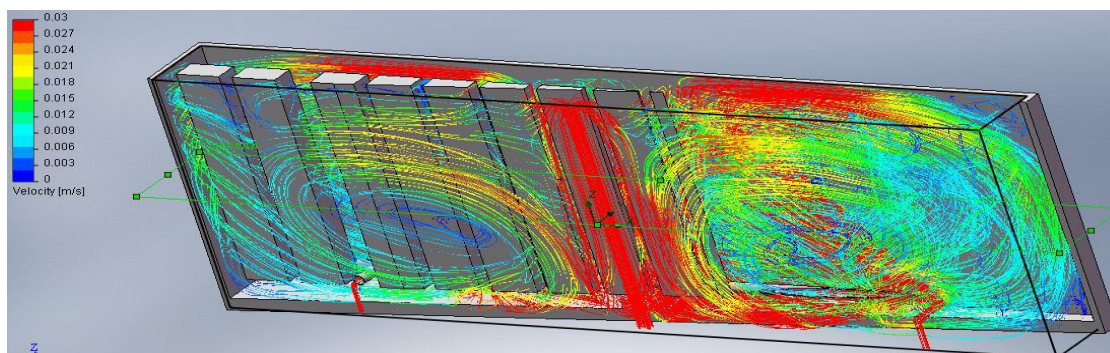


Рис. 3. Трехмерная модель течения рабочей жидкости

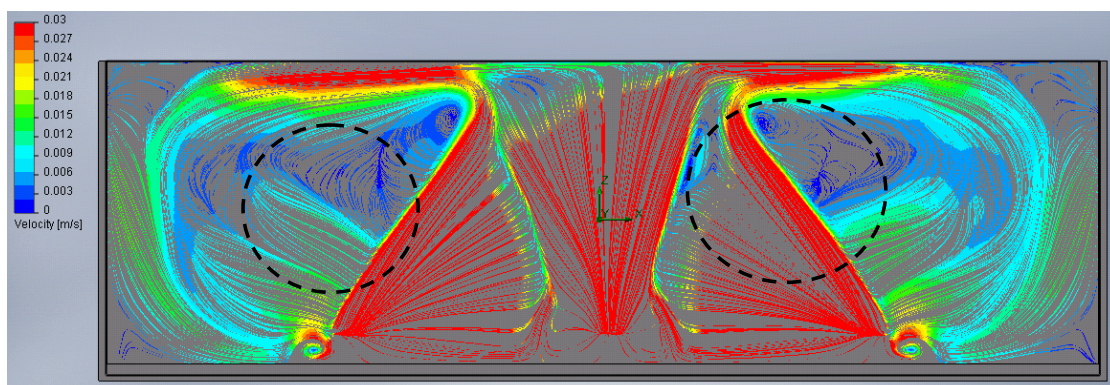


Рис. 4. Поле скоростей электролита

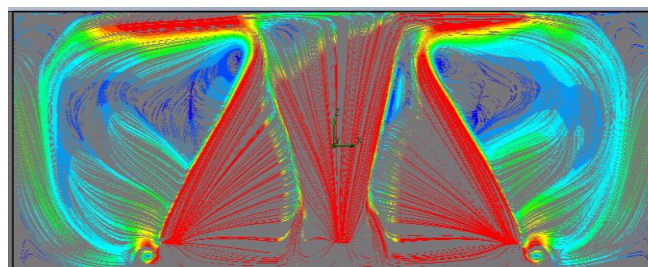
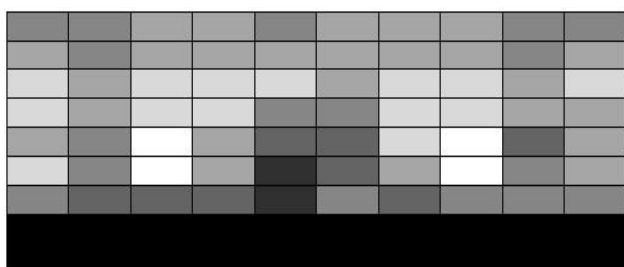


Рис. 5. Сравнение карты твердостей и поля скоростей

Сравнение замеренной карты твердостей никель-кобальтового покрытия с теоретическим полем скоростей течения электролита в зоне его контакта с плитой позволяет заключить следующее:

- Осесимметричные зоны пониженного значения твердости HV на карте твердостей совпадают с теоретическими зонами слабо обновляемого электролита на поле скоростей математической модели.

- Периферийным областям плиты, где раньше также отмечались малые скорости потоков и слабая их концентрация, соответствуют зоны пониженной твердости никель-кобальтового покрытия.

- В осевой зоне, где на поле скоростей обозначены максимальные концентрация и скорости потоков, на карте твердостей зафиксированы повышенные значения твердости.

Сравнительный анализ показал, что теорети-

ческие зоны застойного и слабо обновляемого электролита полностью совпадают с зонами пониженной твердости покрытия. Эти выводы позволяют заключить, что предположение о влиянии качества перемешивания электролита в зоне его контакта с плитой на возникновение и развитие дефекта разнотвердости является верным.

Для устранения дефекта разнотвердости были разработаны мероприятия по изменению динамики течения рабочей жидкости с целью увеличения интенсивности обновления электролита в контактной зоне. Самым простым методом является изменение внутренней геометрии ванны. Установка дополнительных элементов в рабочей области ванны позволяет изменить динамику течения рабочей жидкости. Основное условие такого метода – добавочные элементы не должны влиять на сам процесс нанесения покрытия.

Конструкция ванн компании «SMS Cheltec» такова, что забор электролита осуществляется только в одной точке, через вертикальную трубу перелива, установленную в центре основания ванны (см. **рис. 2**). Это объясняет большую концентрацию и высокую скорость потоков в осевой зоне и обратный эффект на периферийных областях. Чтобы изменить динамику движения электролита в контактной зоне, на вертикальную трубу перелива установили поперечный горизонтальный сегмент (**рис. 6**).

Такая конструкция поперечного сегмента позволит лучше распределить потоки электролита, уходящие на слив, вдоль длины ванны, заменяя одну точку забора рабочей жидкости на четыре, равноудаленных от центра.

Для проверки этого предположения был произведен новый расчет на основании имеющейся классической модели с учетом поперечного сегмента. Полученное в результате моделирования новое поле скоростей электро-

лита представлено на **рис. 7**.

Проанализировав полученные данные, можно заключить, что использование поперечного сегмента трубы перелива благоприятно сказывается на динамике потоков рабочей жидкости в контактной зоне, существенно увеличивая интенсивность обновления электролита.

Для проверки этого предположения на предприятии «SMS Cheltec» был проведен эксперимент с использованием поперечного элемента перелива при реальном процессе покрытия широких стенок кристаллизатора МНЛЗ №6 ММК. Материалом для поперечного сегмента был выбран ПВХ (поливинилхлорид).

Результатом данного эксперимента является карта твердостей готового никель-кобальтового покрытия, представленная в **табл. 2**.

Для анализа проделанного эксперимента сравним карты твердостей и поля скоростей классической схемы и схемы с использованием поперечного сегмента (**рис. 8**).

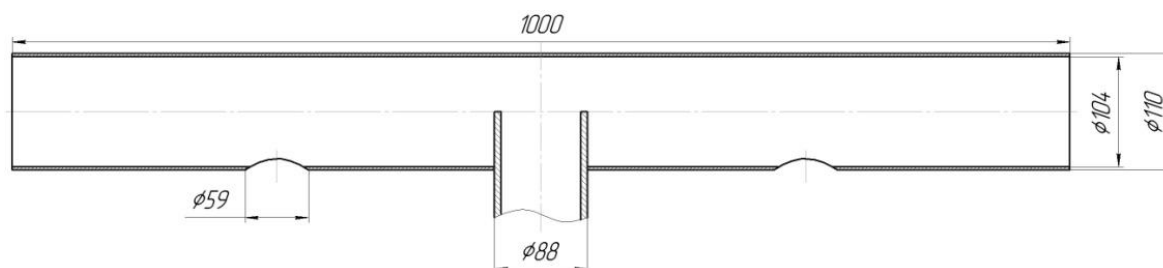


Рис. 6. Поперечный горизонтальный сегмент перелива

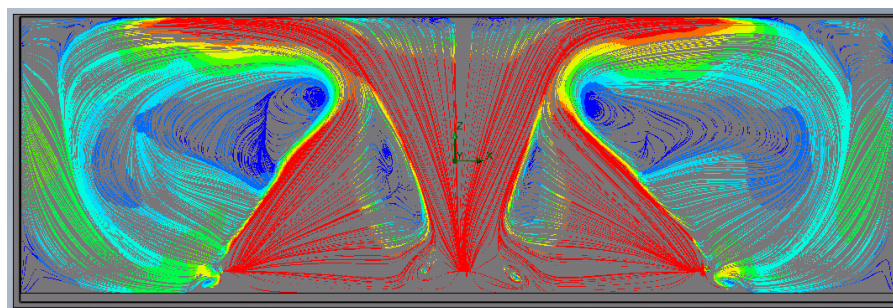


Рис. 7. Поле скоростей ванны с поперечным сегментом (l=1000 мм)

Таблица 2
Карта твердостей № 2 никель-кобальтового покрытия с использованием поперечного сегмента l=1000 мм

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
a	299	301	305	307	304	302	309	305	302	296
b	293	297	298	303	311	309	305	294	291	298
c	289	292	294	278	305	303	273	277	287	294
d	293	302	306	311	321	318	313	310	305	295
e	284	298	301	307	315	313	310	294	291	283
f	289	294	298	304	308	310	306	300	296	292
g	371	373	369	371	359	344	364	373	356	367
h	427	412	429	457	442	432	443	431	405	416
i	568	570	553	557	544	543	527	549	567	571

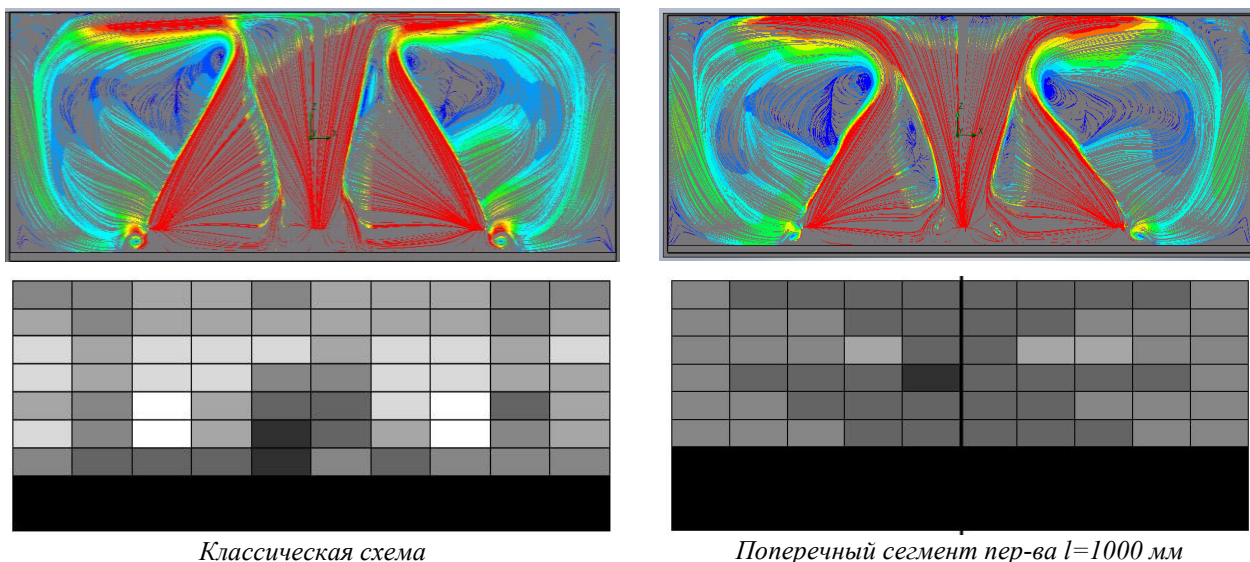


Рис. 8. Сравнительный анализ

Проделанный эксперимент позволяет сделать следующие выводы:

- Предположение о влиянии динамики движения потоков электролита на качество и однородность получаемого защитного слоя подтвердилось на практике.
- Теоретические данные, полученные в результате математического моделирования процесса с применением поперечного сегмента перелива, а также сделанные на основе расчетов предположения подтвердились экспериментальным путем.
- Использование поперечного сегмента $l=1000$ мм снизило присутствие данного дефекта на 55 % в горизонтальных плоскостях и почти на 60% в вертикальных.

В целом проведенный на предприятии «SMS Cheltec» эксперимент с поперечным сегментом перелива дал очень хороший положительный результат. Новая карта твердостей покрытия отличаются от классической своей однородностью, пониженной амплитудой колебания значений HV, а также средним увеличением этих значений твердости по всей площади покрытия.

Покрывают медных плит кристаллизаторов МНЛЗ №6 ММК, полученные в ходе экспери-

мента, успешно прошли выходной контроль и в данный момент работают непосредственно на установке «Стан 5000».

Изменение внутренней геометрии ванны, как метод влияния на динамику движения рабочей жидкости, полностью подтвердило свою пригодность экспериментально.

Список литературы

1. Бигеев А.М., Бигеев В.А. Металлургия стали. Теория и технология плавки стали: учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. Магнитогорск: МГТУ, 2000. 544 с.
2. Гамбург Ю.Д. Гальванические покрытия: справочник по применению. М.: Техносфера, 2006. 216 с.
3. Компания «SMS Cheltec» [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.sms-cheltec.ru/>
4. Mc Farlen W.T. An evaluation of electroformed nickel - cobalt alloy deposits. Plating, 1970, vol. 57, no. 1, pp. 46–50.
5. Кругликов С.С. Исследование выравнивания микропрофиля поверхности при электроосаждении металлов. М., 1970. 346 с.
6. 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>
7. Исаев Ю.М., Абрамов А.Е. Исследование течений в системе SolidWorks / FloWorks // Успехи современного естествознания. 2008.

Материал поступил в редакцию 29.03.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-32-38

THE RELATIONSHIP BETWEEN THE ELECTROLYTE FLOW DYNAMICS AND THE COATING QUALITY

Viktor G. Sherkunov – D.Sc. (Eng.), Professor
South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: sherkunovvg@susu.ac.ru

Sergey N. Rednikov – Ph.D. (Eng.), Associate Professor
South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: srednikov@mail.ru

Aleksandr E. Vlasov – Postgraduate Student
South Urals State University, Chelyabinsk, Russia. E-mail: vlasovaleksandr.74@gmail.com

Pino Tese – Associate Professor, Executive Vice President
SMS Siemag AG, Germany. E-mail: pino.tese@sms-siemag.com

Abstract

Problem Statement (Relevance): At present, the use of continuous casting machines for continuous casting of steel appears to be the most efficient and economically sound way of producing slabs and billets. A mould is one of the most critical and the most vulnerable component of such machine. Special coatings are installed to protect the mould and extend its service life. The most common method of coating is electroplating, which is due to its high productivity, efficiency and high quality. Besides, electroplating is applicable for almost all metals. Despite great expertise behind the electroplating technology, electroplated coatings have typical defects. Such defects may significantly affect the quality and life of a CCM. The development of efficient techniques for improving the quality of galvanic coatings is an urgent task in terms of the performance and life of a CCM mould. **Objectives:** The study is aimed at optimizing the flow of electrolyte in a bath for a higher wear resistance of copper mould plates. **Methods Applied:** Modelling of the electrolyte flow in the bath was done with Solid Works within the CosmosFloWorks design package. The experimental research involved a real-life experiment carried out with the help of an industrial electroplating machine. **Originality:** The study helped develop an original method for calculating the electrolyte flow dynamics and offered measures for improving the quality of electroplated coatings. **Prac-**

tical Relevance: The theoretical and experimental studies carried out helped enhance the wear-resistance of protective coatings. The proposed measures and the calculation method will enable a longer CCM mould life due to the enhanced protective coating.

Keywords: Continuous casting machine (CCM), mould, electroplating, non-uniform hardness.

References

1. Bigeev A.M., Bigeev V.A. Steel metallurgy. The theory and technology of steel production: 3rd Edition, Revised and Expanded. Magnitogorsk: NMSTU, 2000, 544 p. (In Russ.)
2. Gamburg Yu.D. Electroplating: Application Reference Book. Moscow: Tekhnosfera, 2006, 216 p. (In Russ.)
3. SMS Cheltec. Available at: <http://www.sms-cheltec.ru> (Accessed September 2015).
4. Mc Farlen W.T. An evaluation of electroformed nickel - cobalt alloy deposits. Plating, 1970, vol. 57, no. 1. pp. 46-50.
5. Kruglikov S.S. The study of surface microprofile improvement during a metal plating process. Moscow, 1970, 346 p. (In Russ.)
6. Secrets of Electroplating from Galina Koroleva. Notes on Electroplating. Causes of quality defects in electroplated coatings. Available at: <http://blog.tep-nn.ru/?p=1389> (Accessed November 2015).
7. Isaev Yu.M., Abramov A.E. Study of flows in the SolidWorks. FloW Works programmes. *Uspekhi sovremennogo estestvoznaniya* [The success of modern science]. Ulyanovsk, 2008. (In Russ.)

Received 29/03/16

Влияние динамики движения электролита в гальванической ванне на однородность наносимого покрытия / Шеркунов В.Г., Редников С.Н., Власов А.Е., Тезе П. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 32–38. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-32-38

Sherkunov V.G., Rednikov S.N., Vlasov A.E., Pino T. The relationship between the electrolyte flow dynamics and the coating quality. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 32–38. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-32-38

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМ СВЕРХТВЕРДЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Гадалов В.Н.¹, Серебровский В.В.¹, Щеренкова И.С.², Абакумов А.В.¹, Тураева О.А.¹

¹ Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия

² Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия

Аннотация

Постановка задачи: в работе рассмотрен метод увеличения стойкости электролитического хрома. **Цель работы:** создание комплексных электрохимических покрытий (КЭП). **Используемые методы:** технология нанесения комплексных электрохимических покрытий заключается в соосаждении металлической основы и упрочняющих дисперсных частиц второй фазы. Применение в качестве упрочнителей сверхтвердых материалов (ультрадисперсный алмаз (УДА) и вюрцитоподобный нитрил бора (γ -BN)) позволяет получать комплексные электрохимические покрытия на основе хрома с высокой твердостью, износостойкостью и низким коэффициентом трения, что увеличивает срок службы детали. **Новизна:** представлены комплексные электрохимические покрытия толщиной до 100 мкм, обладающие малой трещиноватостью, высокой твердостью и износостойкостью для увеличения срока службы инструментов, использующихся в условиях повышенных нагрузок и износа, в частности для дисковых ножей для резки листового металла, подвергающихся перезатачиванию в процессе эксплуатации. **Результаты:** установлено, что в хромовые покрытия легче всего внедряются частицы УДА размером до 70 нм, а преимущественный размер частиц нитрида бора составляет 0,5–1 мкм. Показано, что дисперсный наполнитель УДА (6–70 нм) эффективнее повышает эксплуатационные характеристики в покрытиях толщиной до 50 мкм, а наполнитель из более крупного порошка нитрида бора 0,1–10 мкм – в покрытиях толщиной 60–150 мкм. Наночастицы УДА легче внедряются в тонкое покрытие, измельчая кристаллиты хрома. Уменьшение влияния водорода с течением времени способствует внедрению крупных упрочняющих частиц, в частности микрочастиц порошка нитрида бора. Установлено, что повышенной износостойкостью обладают поликомпозиционные покрытия с наполнителем, состоящим из частиц УДА и γ -BN. Совместное воздействие частиц УДА и вюрцитоподобного нитрида бора приводит к повышению износостойкости покрытий в 4 раза по сравнению с покрытием из электролитического хрома без добавок. **Практическая значимость:** применение в качестве упрочнителей сверхтвердых материалов (ультрадисперсный алмаз (УДА) и вюрцитоподобный нитрил бора (γ -BN)) позволяет получать комплексные электрохимические покрытия на основе хрома с высокой твердостью, износостойкостью и низким коэффициентом трения, что увеличивает срок службы детали [1–5].

Ключевые слова: электрохимические покрытия, износостойкость, микроструктура, металлографические исследования, дисперсный наполнитель.

Введение

Одним из перспективных методов увеличения стойкости электролитического хрома является создание комплексных электрохимических покрытий (КЭП). Технология нанесения комплексных электрохимических покрытий заключается в соосаждении металлической основы и упрочняющих дисперсных частиц второй фазы. Применение в качестве упрочнителей сверхтвердых материалов (ультрадисперсный алмаз (УДА) и вюрцитоподобный нитрил бора (γ -BN)) позволяет получать комплексные электрохимические покрытия на основе хрома с высокой твердостью, износостойкостью и

низким коэффициентом трения, что увеличивает срок службы детали [1–5].

Настоящая работа посвящена разработке комплексных электрохимических покрытий толщиной до 100 мкм, обладающих малой трещиноватостью, высокими твердостью и износостойкостью для увеличения срока службы инструментов, использующихся в условиях повышенных нагрузок и износа, в частности дисковых ножей для резки листового металла, подвергающихся перезатачиванию в процессе эксплуатации.

Ниже представлены результаты исследований влияния частиц ультрадисперсного алмаза на структуру и свойства формирующихся комплексных электрохимических покрытий на основе хрома.

© Гадалов В.Н., Серебровский В.В., Щеренкова И.С., Абакумов А.В., Тураева О.А., 2016

Материалы и методы исследований

Алмазный порошок, использованный при нанесении покрытий, получался методом детонационного синтеза. Рентгеновским качественным анализом установлено, что, кроме алмазной составляющей, в порошке присутствует графит.

Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что порошок ультрадисперсного алмаза представляет собой преимущественно частицы сферической формы с размерами в интервале от 4 до 100 нм, которые, в основном, находятся в агломерированных скоплениях размером до 800 нм.

Концентрация ультрадисперсного алмаза в электролите является одним из важнейших параметров процесса нанесения комплексных электрохимических покрытий, определяющих его свойства. Для определения оптимальной концентрации ультрадисперсного алмаза в электролите при нанесении комплексных электрохимических покрытий исследования структуры и свойств покрытия проводились на образцах с покрытиями толщиной 50 мкм, нанесёнными в электролите с концентрацией ультрадисперсного алмаза 10, 15, 20 и 42 г/л. Установлено, что сочетание высокой микротвёрдости поверхности покрытий и максимальной износостойкости при абразивном износе без смазки наблюдается у комплексных электрохимических покрытий с концентрацией УДА 20 г/л (табл. 1).

Таблица 1

Износостойкость комплексных электрохимических покрытий с различным содержанием УДА

Концентрация УДА в электролите, г/л	0	10	15	20	42
Убыль веса, %	1,08	0,73	0,67	0,5	0,81
Относительная износостойкость $K_{и'} = I_{кэл}/I_{сг}$	1,00	1,47	1,77	2,29	1,45
Толщина износившегося слоя покрытия, мкм	45	37	30	24	38
Микротвёрдость поверхности, ГПа	7,90	8,55	9,30	11,31	11,51

При увеличении концентрации частиц ультрадисперсного алмаза в электролите с 20 до 42 г/л микротвёрдость не изменяется, но происходит падение износостойкости, что связано с охрупчиванием покрытий, в частности, из-за зарождения микротрещин около внедрённых в покрытие частиц, которые являются центрами концентрации внутренних напряжений.

Твёрдый электролитический хром склонен к развитию трещин из-за внутренних напряжений, а покрытия с толщиной более 30–40 мкм обладают большим количеством трещин и пор, что делает покрытие рыхлым и уменьшает эксплуатационные свойства. С целью изучения влияния толщины КЭП с УДА на их качество были сформированы покрытия толщиной 15–130 мкм при концентрации УДА в электролите 20 г/л.

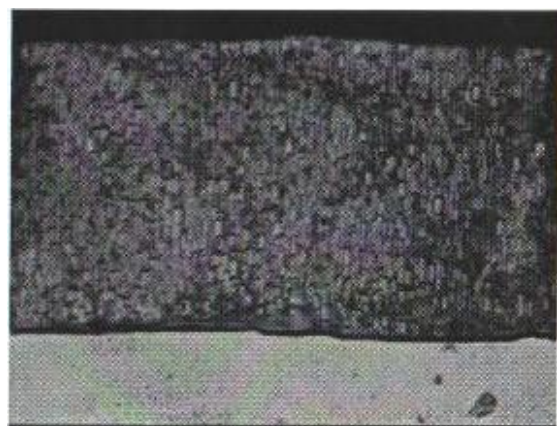
Установлено, что добавление частиц ультрадисперсного алмаза в электролит способствует формированию равномерных сплошных и плотных комплексных электрохимических покрытий без видимых дефектов (трещин, пор). Поверхность комплексных электрохимических покрытий с добавлением УДА обладает сильно развитой поверхностью, состоящей из мелких «червеобразных» кристаллитов хрома длиной 5–15 мкм и шириной 1–2 мкм. Измерения шероховатости поверхности покрытий показали, что происходит снижение шероховатости при введении УДА (у хромового покрытия бездобавок: R_z (высота неровности профиля по десяти точкам) – 421,7 нм, показатель R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) – 55,9 нм, а максимальная высота у пиков R_{max} – 847,7 нм; у образца с добавлением 20 г/л УДА: R_z – 176,9 нм, R_a – 25,1 нм, а R_{max} – 356,1 нм).

При формировании комплексных электрохимических покрытий мелкодисперсные частицы адсорбируются на растущих кристаллах, прекращая их рост и становясь центрами кристаллизации для последующих кристаллитов хрома, что приводит к измельчению, а также снижению пористости в формирующемся покрытии. Микроструктура покрытий с УДА характеризуется относительной однородностью кристаллитов по сечению (рис. 1).

При изучении размера, количества и распределения частиц УДА в покрытии методом электронной микроскопии на экстракционных угольных репликах установлено, что средний размер включений наноалмаза в покрытии составляет 32 нм, средняя плотность распределения включений в комплексных электрохимических покрытиях равна $2,7 \cdot 10^8$ см². Около 80% включений имеют размеры менее 60 нм. На основании полученных результатов установлено, что объемная доля ультрадисперсного алмаза составляет 0,4%, а массовая – 0,2%.



а



б

Рис. 1. Микроструктура сечения хромовых покрытий толщиной 90–95 мкм:
а – электролитический без добавок;
б – с включениями УДА

При измерении микротвёрдости поверхности комплексных электрохимических покрытий с добавлением частиц ультрадисперсного алмаза установлено, что при увеличении толщины 25–50 мкм микротвёрдость поверхности покрытий статистически значимо не различается. Увеличение толщины покрытия до 100 мкм приводит к снижению микротвёрдости на $\approx 30\%$. Наибольшее снижение микротвёрдости по сечению покрытий (до 50%) также наблюдается в покрытиях толщиной 100 мкм.

Испытания на абразивный износ по схеме сухого трения образцов КЭП с УДА разных толщин показали, что максимальной износостойкостью обладают покрытия толщиной 50 мкм. Износостойкость этих покрытий в 2,46 раза выше по сравнению с покрытиями из чистого электролитического хрома. Характеристики механических свойств для различных толщин КЭП с УДА приведены в табл. 2.

Таблица 2

Износостойкость КЭП с УДА различных толщин

Толщина КЭП, мкм	25	50	100
Убыль веса, %	0,96	0,48	0,58
Относительная износостойкость $K_{\text{и}}' = I_{\text{кп}}/I_{\text{сг}}$	1,23	2,46	2
Толщина износившегося слоя покрытия, мкм	24	35	43
Микротвёрдость поверхности, ГПа	12,25	11,31	8,07

Проведённые эксперименты позволили установить оптимальные параметры наносимого комплексного электрохимического покрытия на основе хрома с добавлением УДА. Наилучшие эксплуатационные показатели были у КЭП толщиной 40–50 мкм с концентрацией УДА в электролите 20 г/л.

На основании полученных данных и результатов определения износостойкости в условиях испытаний, максимально приближенных к реальным условиям эксплуатации режущего инструмента, была выбрана схема упрочнения режущей кромки дисковых ножей, применяющихся для резки листового проката. Комплексные электрохимические покрытия с УДА наносились на торцевую сторону дискового ножа. После промышленных испытаний было отмечено увеличение рабочего ресурса, отсутствие выкрашивания кромок и снижение количества перешлифовок ножей.

В комплексных электрохимических покрытиях с ультрадисперсным алмазом происходит увеличение твёрдости и износостойкости до толщины покрытия 50 мкм, а в дальнейшем наблюдается спад этих характеристик. Вюрцитоподобная модификация нитрида бора (γ -BN), так же как и ультрадисперсный алмаз, относится к классу сверхтвёрдых материалов, следовательно, его присутствие в КЭП способствует повышению микротвёрдости и износостойкости. В связи с этим были проведены исследования возможности формирования КЭП с γ -BN толщиной более 60 мкм с высокими эксплуатационными характеристиками.

Рентгеновским качественным фазовым анализом и методом электронной микроскопии установлено, что порошок нитрида бора, использованный при нанесении покрытий, представляет собой плотную гексагональную вюрцитоподобную модификацию γ -BN. Частицы вюрцитоподобного нитрида бора имеют вид гладких пластин с острыми краями размером от

0,1 до 100 мкм и толщиной менее 0,1 мкм.

Толщина сформированных комплексных электрохимических покрытий изменялась в диапазоне 50–130 мкм. Покрытия имели равномерную толщину с отсутствием видимых дефектов (трещин, пор), присущую чистым электролитическим покрытиям при тех же толщинах.

Исследования поверхностей комплексных электрохимических покрытий с γ -BN, проведенные на растровом электронном микроскопе JEOL 638LV, показали, что введение в электролит микропорошка нитрида бора в основном приводит к снижению количества трещин и шероховатости поверхности. Так, в образцах с комплексным электрохимическим покрытием R_z – 63,0 нм, R_a – 5,2 нм, R_{max} – 122,8 нм, в образцах с покрытием из хрома без добавок R_z – 421,7 нм, R_a – 55,9 нм, R_{max} – 847,7 нм. При этом морфология поверхности КЭП сходна с морфологией чистого электролитического хрома.

После сравнения микроструктур покрытия с чистым хромом, комплексные электрохимические покрытия с УДА (см. **рис. 1**) и комплексные электрохимические покрытия с γ -BN (**рис. 2**) можно заключить, что размер кристаллитов в покрытии с частицами нитрида бора крупнее, чем с частицами наноалмаза. Предположительно это объясняется тем, что более крупные частицы γ -BN способствуют меньшему измельчению кристаллов хрома при осаждении.

При изучении размера, количества и распределения частиц γ -BN в покрытии методом электронной микроскопии на экстракционных угольных репликах установлено, что средний размер включений γ -BN в покрытии составляет 1,14 мкм, средняя плотность распределения включений в комплексных электрохимических покрытиях равна $4,4 \cdot 10^6$ см². Около 65% включений имеют размер до 1 мкм.

Измерение микротвёрдости покрытий толщиной от 40 до 100 мкм показало, что покрытия на поверхности имеют практически одинаковую микротвёрдость 10–12 ГПа. При этом отмечается снижение микротвёрдости по сечению у покрытий толщиной 40 и 50 мкм, а у КЭП толщиной 70 и 100 мкм микротвёрдость имеет более высокое значение по глубине. Испытания на износостойкость комплексных электрохимических покрытий с γ -BN проводились в условиях абразивного изнашивания. Относительная износостойкость (K_n') комплексных электрохимических покрытий с γ -BN толщиной менее 50 мкм сопоставима с износостойкостью чисто хромовых осад-

ков и составляет 1,04. У покрытий толщиной 90–100 мкм наблюдается увеличение износостойкости ($K_n' = 1,43$). Поэтому можно предположить, что комплексные электрохимические покрытия с γ -BN толщиной более 70 мкм будут дольше сохранять свои эксплуатационные свойства по мере истирания покрытий.



а



б

Рис. 2. Микроструктура сечения покрытий, $\times 1000$: а – электролитический хром без добавок; б – комплексные электрохимические покрытия с включениями γ -BN (толщина покрытий 90–95 мкм)

Сравнение экспериментальных данных, проведенных на комплексных электрохимических покрытиях с наноалмазом и с γ -BN, позволяет сделать вывод, что в большей степени толщина покрытий оказывает влияние на комплексные электрохимические покрытия с γ -BN. Полученный результат объясняется тем, что при электрокристаллизации с хромом легче соосаждаются мелкие частицы. Но на покрытиях с толщиной менее 40 мкм проявляется отрицательное влияние водорода.

При толщинах КЭП свыше 60 мкм увеличивается количество трещин и пор в покрытии, что

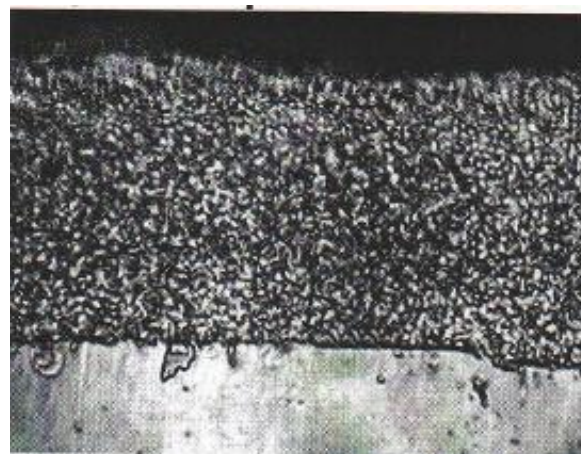
может создать более благоприятные условия для закрепления частиц и тем самым увеличить их концентрацию в покрытии. Также внедрению частиц γ -BN в более толстые покрытия способствует уменьшение с течением времени выделения водорода, препятствующего внедрению. Недостатком КЭП с γ -BN является неравномерное упрочнение по толщине покрытия вследствие сосредоточения частиц γ -BN в поверхностных зонах.

Ниже представлены исследования влияния совместного введения ультрадисперсного алмаза и нитрида бора на структуру и механические свойства комплексных электрохимических покрытий. Результаты предыдущих исследований показали, что УДА целесообразно применять при нанесении комплексных электрохимических покрытий толщиной до 60 мкм, а нитрид бора – в комплексных электрохимических покрытиях толщиной свыше 50 мкм. Поэтому при формировании покрытий толщиной 100 мкм и более существенно улучшить качество КЭП можно, используя совместное соосаждение частиц УДА и γ -BN из электролита, т.е. получение поликомпозиционного электрохимического покрытия (ПКЭП). Исходя из этого, из электролита с двумя видами наполнителя (УДА и γ -BN) формировались комплексные электрохимические покрытия различных толщин. Концентрация УДА в электролите составляла 20 г/л, нитрида бора – 50 г/л, прочие параметры нанесения остались без изменения. Первую группу составили ПКЭП с покрытиями толщиной 50–90 мкм, во вторую группу входили образцы с покрытиями от 90 до 130 мкм.

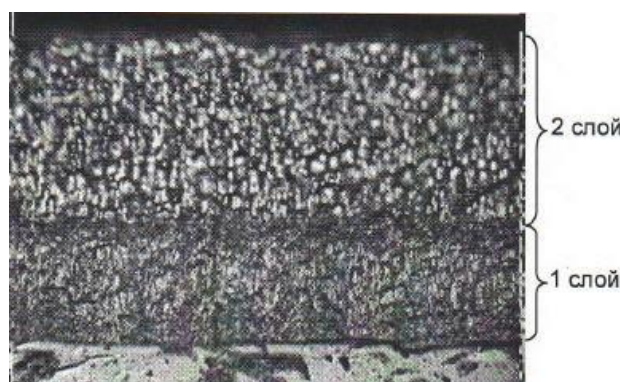
Проведенные металлографические исследования ПКЭП разных толщин показали различие структур сформированных покрытий. Структура ПКЭП первой группы является однородной мелкокристаллической (рис. 3, а). В микроструктуре поликомпозиционных электрохимических покрытий, полученных из комплексного электролита второй группы (рис. 3, б), выявляются два явно различимых слоя: первый (примыкающий к основе) – с весьма мелкодисперсными кристаллитами хрома, второй – с наличием кристаллитов хрома разных размеров, в том числе и с достаточно крупными.

По результатам исследований экстракционных реплик, полученных с обоих слоев, установлено, что первый слой по структуре аналогичен КЭП с УДА, в нём обнаруживаются только весьма мелкие включения размером до 40 нм. Средний размер включений УДА в ПКЭП со-

ставляет 30,0 нм, средняя плотность включений $-2,7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Объемная доля УДА равна 0,2%, а массовая – 0,1%.



×1250 (×2)



×1250

Рис. 3. Микроструктура образца с ПКЭП на основе хрома с комплексным наполнителем: а – первая группа; б – вторая группа

В верхнем слое наряду с внедрёнными частицами УДА наблюдаются крупные частицы γ -BN. Средний размер частиц составил 580 нм, плотность распределения – $2,2 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Объемная доля γ -BN в покрытии равна 0,2%, а массовая – 0,1%.

Таким образом, установлено, что при совместном осаждении частиц УДА и γ -BN на более ранних стадиях процесса будет происходить внедрение наноразмерного порошка УДА, сильно измельчающее кристаллиты хрома. При толщинах более 50–70 мкм начнётся массовое внедрение частиц нитрида бора.

Результаты измерения микротвердости поликомпозиционных покрытий показали, что максимальную твердость (11,5 ГПа) имеет покрытие Cr + γ -BN/ УДА толщиной 115 мкм. ПКЭП из первой группы имели твердость 9,0–9,5 ГПа. Из-

носостойкость поликомпозиционных электрохимических покрытий существенно повышается с ростом толщины, итносительная износостойкость (K_n') ПКЭП первой группы составила 1,45; у ПКЭП второй группы $K_n' = 4$ [3].

В дальнейшем были проведены исследования более толстых электрохимических покрытий 250–300 мкм упрочняющими частицами γ -BN. Изучение микроструктуры этих КЭП выявило наличие большого количества трещин. Таким образом, наряду с другими факторами, влияющими на износостойкость, необходимо оптимизировать толщину покрытия.

Выводы

1. Для получения в саморегулирующемся электролите сульфатного типа хромовых композиционных электрохимических покрытий с высокими эксплуатационными свойствами при режиме нанесения с температурой электролита 60°C и плотностью тока 50 А/дм² можно рекомендовать концентрацию добавки УДА в электролит в размере 20 г/л.

2. Установлено, что в хромовые покрытия легче всего внедряются частицы УДА размером до 70 нм, а преимущественный размер частиц нитрида бора составляет 0,5–1 мкм.

3. Показано, что дисперсный наполнитель УДА 6–70 нм эффективнее повышает эксплуатационные характеристики в покрытиях толщиной до 50 мкм, а наполнитель из более крупного порошка нитрида бора 0,1–10 мкм – в покрытиях толщиной 60–150 мкм. Наночастицы УДА легче внедряются в тонкое покрытие, измельчая кри-

сталлиты хрома. Уменьшение влияния водорода с течением времени способствует внедрению крупных упрочняющих частиц, в частности микрочастиц порошка нитрида бора.

4. Установлено, что повышенной износостойкостью обладают поликомпозиционные покрытия с наполнителем, состоящим из частиц УДА и γ -BN. Совместное воздействие частиц УДА и вюрцитоподобного нитрида бора приводит к повышению износостойкости покрытий в 4 раза по сравнению с покрытием из электролитического хрома без добавок.

Вышеприведенные исследования не противоречат экспериментальным данным, полученным ранее и опубликованным в наших работах [1–3].

Список литературы

1. Химико-термическая, электрофизическая обработка металлов, сплавов и гальванических покрытий: монография / Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Пешков В.В., Сафонов С.В. М.: АРГАМАК – МЕДИА, 2013. 320 с.
2. Получение износостойких хромовых покрытий с применением нанолмазов, различной породы / В.Ю. Долматов, Т. Фуджимура, Г.К. Буркат [и др.] // Сверхтвердые материалы. 2002. №6. С. 16–20.
3. Буркат Г.К., Долматов В.Ю. Ультрасупердисперсные алмазы в гальванотехнике // Физика твердого тела. 2004. Т.46. №4. С. 685–692.
4. Электролитические железифосфорные композитные покрытия с наполнителем из карбида вольфрама / В.Н. Гадалов, А.Н. Гончаров, С.Б. Григорьев [и др.] // Актуальные проблемы химической науки, практики и образования. Курск: КГТУ, 2009. Ч. 2. С. 25–27.
5. Шкатов В.В., Шатов Ю.С., Шеренкова И.С. Влияние дисперсных сверхтвердых частиц на морфологию поверхности и эксплуатационные свойства электролитических хромовых покрытий // Конденсированные среды и межфазные границы. 2013. Т. 15. №2. С. 111–115.

Материал поступил в редакцию 08.09.15.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-39-45

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ELECTROPLATED CHROMIUM COATINGS WITH AN ULTRAFINE SUPERHARD FILLER

Vladimir N. Gadalog – D.Sc. (Eng.), Professor
Southwest State University, Kursk, Russia. E-mail: Gadalog-vn@yandex.ru

Vadim V. Serebrovsky – D.Sc. (Eng.), Professor
Southwest State University, Kursk, Russia. E-mail: sv1111.sv1111@gmail.com

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

Andrey V. Abakumov – Postgraduate Student
Southwest State University, Kursk, Russia. E-mail: 747-067@mail.ru

Olga A. Turaeva – Postgraduate Student
Southwest State University, Kursk, Russia. E-mail: swsu.ee@gmail.com

Abstract

Problem Statement (Relevance): This paper discusses a method of increasing the resistance of electrolytic chromium. **Objectives:** The study is aimed at creating integrated electrochemical coatings. **Methods Applied:** The integrated electrochemical coating technology involves a coprecipitation of the metallic substrate and strengthening dispersion second-phase particles. The use of superhard materials, such as ultra-dispersed diamonds (UDD) and wurtzite-like boron nitride (γ -BN), as strengthening elements provides high-hardness, high-wear-resistance and low-friction integrated chromium coatings ensuring a longer part life. **Originality:** The article describes integrated electrochemical coatings with the thicknesses of up to 100 microns which have low fracture, high hardness and high wear resistance aimed at extending the service life of tools operating under severe load and wear conditions. This, in particular, refers to knife disks used for cutting sheet metal which have to be resharpened during the normal operation. **Findings:** The authors found that the UDD particles of up to 70 nm have the best penetration with regard to chromium coatings, with the predominant size of the boron nitride particles of 0.5 to 1 micron. The study shows that the UDD filler (6-70 nm) works more efficiently in coatings with the thickness of up to 50 microns, while the boron nitride filler, which is a coarser powder 0.1 to 10 microns in size, is more efficient in coatings with the thickness of 60 to 150 microns. The UDD nanoparticles show a better penetration in thin coatings producing a finer chromium crystalline structure. The gradual reduction of the hydrogen effect facilitates the integration of coarser strengthening particles, in particular the boron nitride microparticles. It was found that complex coatings comprising both UDD and γ -BN fillers offer a higher wear resistance. The combined effect of

UDD particles and wurtzite-like boron nitride provides a 4-time increase in wear resistance compared with additive-free chromium coatings. **Practical Relevance:** The use of superhard materials, such as ultra-dispersed diamonds (UDD) and wurtzite-like boron nitride (γ -BN), as strengthening elements provides high-hardness, high-wear-resistance and low-friction integrated chromium coatings ensuring a longer part life [1-5].

Keywords: Electrochemical coatings, wear resistance, microstructure, metallographic tests, particulate filler.

References

1. Gadalog V.N., Petrenko V.R., Peshkov V.V., Safonov S.V. *Khimiko-termicheskaya, elektrofizicheskaya obrabotka metallov, spлавov i galvanicheskikh pokrytii: monografiya* [Thermochemical treatment and electrophysical machining of metals, alloys and galvanic coatings: Monograph]. Moscow: ARGAMAK – MEDIA, 2013, 320 p. (In Russ.)
2. Dolmatov V.Yu., T. Fujimura, Burkat G.K. et al. Obtaining wear-resistant chromium coatings with the help of different kinds of nanodiamonds. *Sverkhтвердые материалы* [Superhard materials]. 2002, no. 6, pp. 16-20. (In Russ.)
3. Burkat G.K., Dolmatov V.Yu. Ultradispersed diamonds in the electroplating process. *Fizika tverdogo tela* [Solid state physics], 2004, vol. 46, no. 4, pp. 685-692. (In Russ.)
4. Gadalog V.N., Goncharov A.N., Grigoriev S.B. [et al.] Fe-P composite coatings with the tungsten carbide filler. *Aktual'nye problem khimicheskoi nauki, praktiki i obrazovaniya* [Urgent problems of the chemical science, practice and education]. Kursk: KSTU, 2009, part 2, pp. 25-27. (In Russ.)
5. Shkatov V.V., Shatov Yu.S., Sherenkova I.S. The effect of dispersion superhard particles on the surface morphology and performance characteristics of electrolytic chromium coatings [text]. *Kondensirovannye sredy i mezhfaznye granitsy* [Condensed matters and interphase boundaries], 2013, vol.15, no. 2, pp. 111-115. (In Russ.)

Received 08/09/15

Структура и свойства электролитических хромовых покрытий с ультрадисперсным сверхтвердым наполнителем / Гадалов В.Н., Серебровский В.В., Шеренкова И.С., Абакумов А.В., Тураева О.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 39–45. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-39-45

Gadalog V.N., Serebrovsky V.V., Cherenkova I.S., Abakumov A.V., Turaeva O.A. The structure and properties of electroplated chromium coatings with an ultrafine superhard filler. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 39–45. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-39-45

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.15

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-46-54

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТИРОВАННЫМ ФЕРРОХРОМОМ

Колокольников В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А.

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

Аннотация

Актуальность работы: увеличение срока службы литых деталей из высокомарганцевой стали, эксплуатирующихся в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, является актуальной задачей для литейного производства. В настоящее время существует множество предложений по материалам, легирование сплавов которыми может привести к увеличению механических и эксплуатационных свойств. Применение в промышленности этих материалов ограничено из-за отсутствия практических данных по влиянию предлагаемых материалов на эксплуатационные и другие потребительские свойства выпускаемой продукции. **Целью работы** является изучение влияния азотированного феррохрома на износостойкость высокомарганцевой стали, а также изучение микроструктуры поверхности изнашивания при различном содержании хрома в химическом составе стали. **Используемые методы:** для решения поставленной задачи проводили лабораторные эксперименты, металлографические исследования, а также определение механических и эксплуатационных свойств экспериментальных сплавов по гостированным методикам. **Полученные результаты:** представлены результаты комплексных исследований высокомарганцевой стали, легированной азотированным феррохромом. Показано влияние содержания хрома и скорости охлаждения сплава на формирование литой структуры, механических и эксплуатационных свойств исследуемой высокомарганцевой стали. Определено рациональное содержания хрома в химическом составе стали, при котором сплав обладает максимальной величиной коэффициента износостойкости в литом состоянии и после термической обработки. Представлено влияние азотированного феррохрома и скорости охлаждения сплава на коэффициент анизотропии зерна аустенита. Рассмотрено несколько вариантов изнашивания аустенитной матрицы при наличии в ней карбидов хрома, а также влияние хрома на микротвёрдость аустенитной матрицы. Полученные результаты исследований могут быть полезны при выборе состава высокомарганцевой стали с целью повышению эксплуатационных свойств.

Ключевые слова: высокомарганцевая сталь, азотированный феррохром, скорость охлаждения, коэффициент износостойкости, микроструктура, микротвёрдость.

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

Введение

Прочностные, пластические и эксплуатационные свойства отливок из высокомарганцевой стали 110Г13Л зависят от многих факторов: химического состава стали, типа литейной формы, скорости охлаждения при формировании отливки, массы, толщины стенки и габари-

тов отливки и пр., что широко освещено в научно-технической литературе.

В источнике [1] представлены результаты исследования влияния основных элементов, входящих в химический состав высокомарганцевой стали, на твёрдость и ударную вязкость. Авторами статьи установлено, что по степени уменьшения влияния на свойства стали элементы можно расположить в следующий ряд: Si-Mn-Al-P-S-Cr. Основное внимание уделено исследованию влиянию углерода, кремния, марганца и

© Колокольников В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А., 2016

алюминия на значение твёрдости и ударной вязкости исследуемой стали. Представленные экспериментальные данные хорошо коррелируют с данными источников [2, 3].

В работе [4] изложены результаты исследований, направленных на установление влияния раскисляюще-легирующе-модифицирующего комплекса, включающего в себя титан, ванадий и кальций, на твёрдость, предел прочности, ударную вязкость высокомарганцевой стали. Отмечено, что максимальные значения этих свойств наблюдается при содержании ванадия и титана в пределах 0,18–0,26% каждого.

Довольно много работ посвящено изучению свойств стали Гадфильда после модифицирования её кальцием и редкоземельными металлами [5–7]. Отмечено, что при увеличении добавки карбоната до 0,8 мас. % снижается величина переохлаждения с 40 до 10°C, уменьшается типоразмер карбидов с 18–145 до 5–15 мкм и их количество, а также измельчается зерно до 3–4 балла. Значение ударной вязкости увеличивается на 35–40%.

В работе [8] представлены результаты по комплексному легированию этой стали титаном, бором, кальцием, приводящему к увеличению коэффициента износостойкости на 20%, уменьшению размера зерна аустенита и количества неметаллических включений, а также размера вторичных карбидов.

Среди всего разнообразия легирующих элементов и комплексных лигатур, применяющихся для обработки жидкой высокомарганцевой стали, особое место занимает хром.

В работе [4] говорится о положительном влиянии хрома на температуру мартенситного превращения по сравнению с марганцем. По мнению авторов этой работы, важно иметь отношение хрома к углероду в пределах 4–8, обеспечивающее хорошую износостойкость благодаря наличию в микроструктуре карбидов (Fe, Cr)₇C₃. Кроме того, авторами этой работы установлено, что максимальное значение ударной вязкости получено при содержании хрома 2,5%. В свою очередь, в работе [9] говорится о снижении степени упрочнения марганцевого аустенита при введении хрома в состав γ -матрицы из-за связывания углерода в карбиды.

В настоящее время практический интерес представляет применение в условиях производства азотированного феррохрома, полученного при помощи саморазвивающегося высокотемпературного синтеза.

На сегодняшний день известны сплавы на базе стали Гадфильда, легированной азотированным феррохромом, например: 110Г13ХФАЛ, 130Г14ХМФАЛ и др. В химическом составе этих марок высокомарганцевой стали содержится хром, концентрация которого не превышает 1,0%. Введение в сталь азотированного феррохрома более 1,0% может существенно повлиять на износостойкость высокомарганцевой стали.

Целью проводимой работы является изучение влияния азотированного феррохрома на структуру и механические свойства, а также коэффициент износостойкости высокомарганцевой стали при условии остаточного содержания хрома в составе сплава более 1,0%, а также оценка величины коэффициента износостойкости до и после проведения термической обработки.

Материалы и методы исследования

Экспериментальные сплавы для изучения структуры и свойств выплавляли в индукционной печи ИСТ-006 с основной футеровкой.

Термическую обработку образцов проводили в окислительной среде.

Легирование стали Гадфильда осуществляли азотированным феррохромом, химический состав которого представлен в **табл. 1**.

Таблица 1
Химический состав азотированного феррохрома марки ФХН-10

Элемент	Cr	C	Si	P	S	Al	N
Массовая доля, %	66,2	0,06	0,72	0,003	0,004	0,09	11,1

Исследования проводили на стандартных образцах с размерами 35×35×10 мм. Для реализации различных скоростей охлаждения сплав заливали в разные типы форм: сухую и сырую песчаноглинистую, кокиль. Регистрацию изменения температуры металла проводили с помощью заформованной вольфрам-рениевой термодпары, запись результатов осуществляли на приборе LA-50USB с частотой 50 Гц на каждый канал.

Химический состав образцов определяли на спектрометре SPECTRMAXh.

Размера зерен и количественный анализ проводили на оптическом микроскопе Meiji с помощью программы Ticsomet Standart Pro по ГОСТ 5639-82. Для микроанализа из образца по стандартной методике были приготовлены микрошлифы путём запрессовки образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии про-

боподготовки фирмы Buechler. Для выявления микроструктуры поверхность шлифов подвергали травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом.

Растровый электронно-микроскопический анализ осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6490 LV при ускоряющем напряжении 30 кВ. Исследования проводили на микрошлифах, используемых для световой микроскопии, в режимах вторичных электронов при увеличениях от 30 до 50000 крат (исследования выполнены в ЦКП НИИ Наносталей ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»).

Микротвердость определяли на твердомере Buchler Mikromet в соответствии с ГОСТ 9450-60 методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями 136° при нагрузке 200 г и длительности нагружения 10 с. Твердость определяли на твердомере EmcoTest M4C 075 G3 в соответствии с ГОСТ 9013-59.

Износостойкость сплавов изучали в соответствии с ГОСТ 23.208-79.

Результаты исследований и их обсуждение

Провели серию экспериментов, в ходе которых в расплав стали марки 110Г13Л вводили азотированный феррохром марки ФХН-10. Химический состав полученных образцов представлен в табл. 2.

Экспериментальные образцы испытывали на износостойкость. Полученные результаты представлены графически на рис. 1.

Как видно из рис. 1, высокомарганцевая сталь в литом состоянии обладает максимальным значением коэффициента износостойкости ($K_{из} \approx 2,1$ ед.) при содержании в ней хрома порядка 2,0%. При содержании хрома менее 1,5 и более 2,5% коэффициент износостойкости снижается на 15–20%. Следует отметить, что такая тенденция характерна для всех образцов вне зависимости от типа формы, в которую были залиты образцы.

При содержании хрома 1,0% и менее исследуемая сталь в литом состоянии имеет значение коэффициента износостойкости около 1,1 ед. [10–16].

Таблица 2

Химический состав полученных экспериментальных образцов

Концентрация химических элементов, %													
C		Si		Mn		P		S		Cr		Al	
*	**	*	**	*	**	*	**	*	**	*	**	*	**
1,15	0,60	1,05	0,65	11,6	11,3	0,04	0,050	0,033	0,045	0,85	0,84	0,08	0,40
1,10	0,59	1,18	0,81	11,75	9,8	0,04	0,046	0,035	0,048	1,40	1,35	0,08	0,16
1,07	0,70	0,90	0,87	11,55	11,7	0,04	0,050	0,032	0,045	1,91	1,90	0,06	0,71
1,20	0,33	0,74	0,93	11,60	10,4	0,04	0,056	0,033	0,032	2,15	2,08	0,06	0,05
1,15	0,42	1,08	0,98	11,75	11,3	0,04	0,043	0,033	0,040	3,15	3,15	0,07	0,54

* Концентрация элемента до термической обработки; ** – после термической обработки.

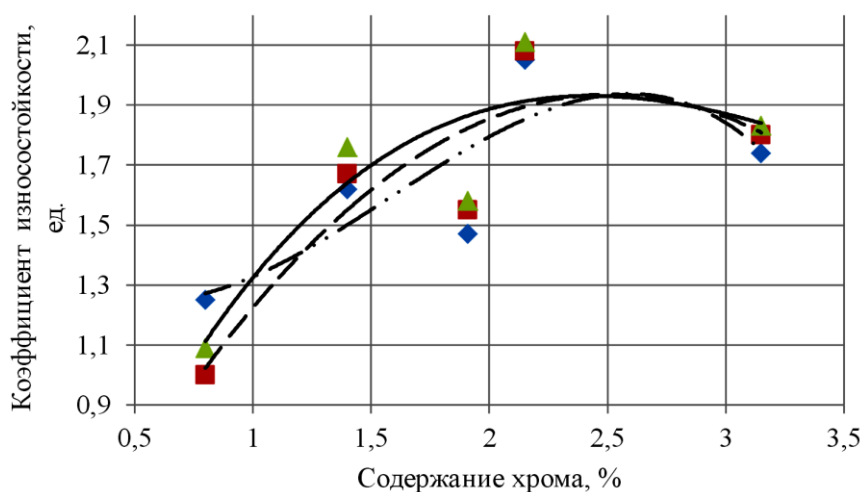


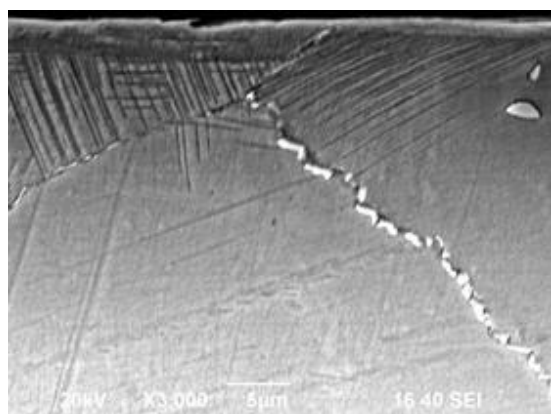
Рис. 1. Изменение коэффициента износостойкости в зависимости от содержания хрома:

... — сухая ПГФ ($R^2=0,624$); - - - сырая ПГФ ($R^2=0,8057$); — кокиль ($R^2=0,7641$)

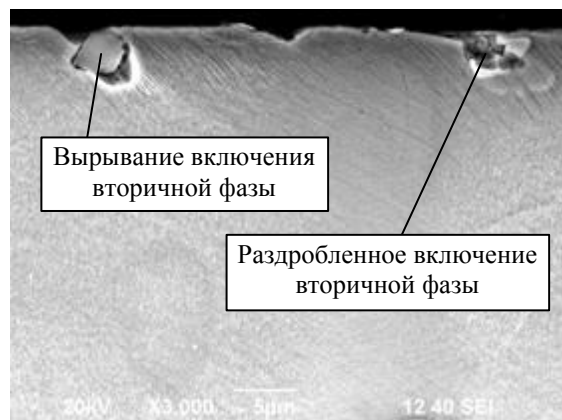
На **рис. 2** представлены фотографии микроструктуры поверхности износа стали марки 110Г13Л в литом состоянии.

Износостойкость высокомарганцевой стали в литом состоянии, в первую очередь, обеспечивается за счёт протекания процесса деформационного двойникования (**рис. 2, а**). Преимущественно ориентация деформационных двойников отличается в соседних зёрнах (**рис. 2, б**). В пределах одного зерна может существовать несколько ориентаций.

По границам зерен выделяются включения вторичной фазы продолговатой формы размерами от 0,5 до 3 мкм.



а



б

Рис. 2. Микроструктура поверхности износа высокомарганцевой стали в литом состоянии: а – деформационные двойники; б – включения вторичной фазы

На процесс изнашивания оказывает влияние твёрдая вторичная фаза, распределённая в мягкой аустенитной матрице. По мере изнашивания аустенита частицу либо вырывает целиком или дробит на фрагменты, после чего их «вымывает» абразив.

Количество вторичной фазы изменяется в зависимости от количества вводимого хрома, а также типа литейной формы (скорости охлаждения). Полученные зависимости представлены на **рис. 3**.

Согласно представленным на **рис. 3** зависимостям общая доля карбидов увеличивается по мере увеличения содержания хрома, являющегося сильным карбидообразующим элементом.

При увеличении скорости охлаждения (сухая ПГФ – сырая ПГФ – кокиль) общая доля карбидов снижается. Это обусловлено более интенсивным охлаждением кристаллизующегося металла и уменьшением времени пребывания металла в интервале выделения вторичных фаз. В результате этого вторичная фаза выделяется в меньшем объёме. Так как хром имеет большее сродство к углероду, чем марганец, по мере его увеличения содержания происходит снижение количества карбидов марганца (**рис. 3, в**). При увеличении скорости охлаждения процесс замены карбидов марганца на карбиды хрома ускоряется.

После проведения термической обработки коэффициент износостойкости опытных образцов снижается на 23–36%, что хорошо видно из графика, представленного на **рис. 4**.

Максимальным значением коэффициента износостойкости ($K_{\text{и}}=1,5$ ед.) обладает сталь с содержанием хрома около 3,15%, залитая в сухую ПГФ.

Как видно из **рис. 4**, значения коэффициентов износостойкости для образцов, залитых в сухую ПГФ, увеличиваются при увеличении концентрации хрома в составе стали. Для образцов, залитых в сырую ПГФ, происходит снижение значения коэффициентов износостойкости при достижении концентрации хрома более 2,0%. Аналогичная зависимость характерна для образцов, залитых в кокиль.

Зависимость коэффициента износостойкости от содержания хрома в составе стали обусловлена комплексным влиянием химического состава, параметров микроструктуры и механических свойств стали. При проведении металлографических исследований были определены следующие характеристики микроструктуры стали Гадфильда: средний размер зерна аустенита до и после проведения термической обработки, коэффициент анизотропии зерна. Кроме того, были проведены исследования твёрдости и микротвёрдости полученных экспериментальных образцов в литом и термообработанном состояниях.

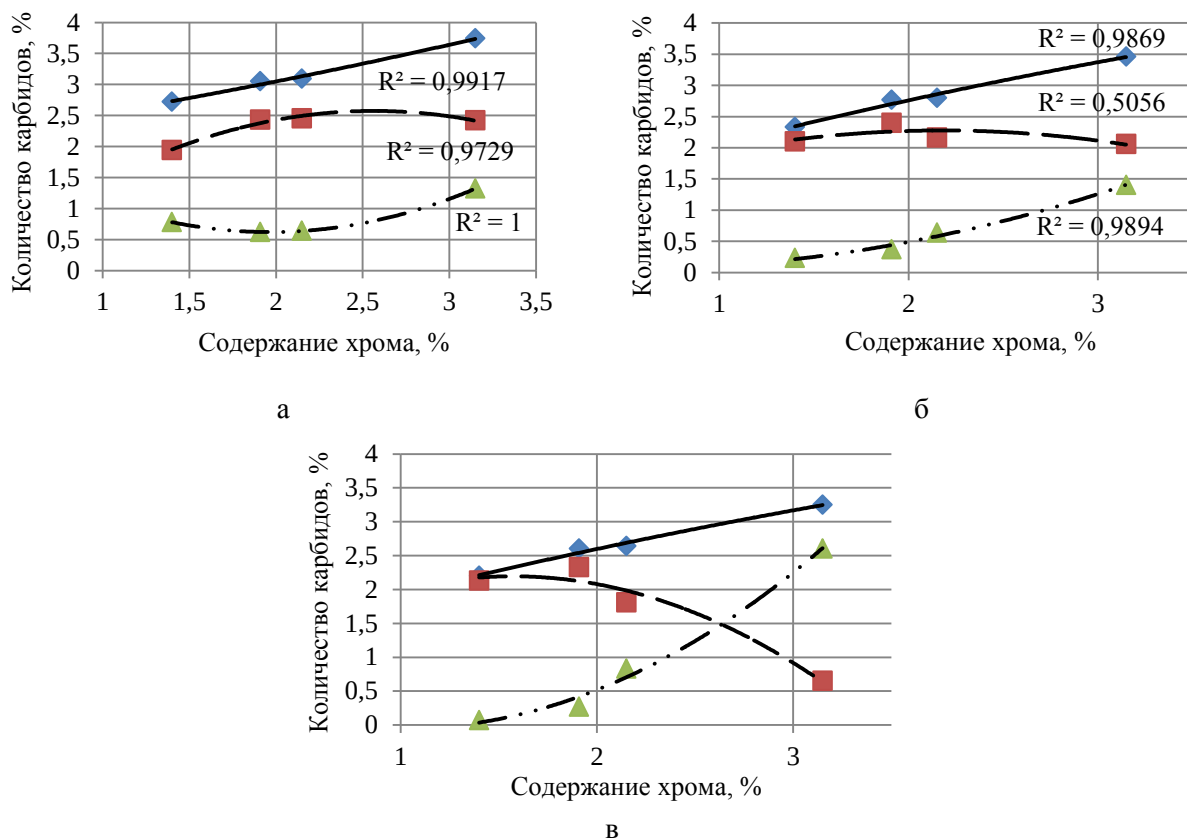


Рис. 3. Зависимость количества карбидов от содержания хрома и типа литейной формы: а – сухая ПГФ; б – сырая ПГФ; в – кокиль; — — — общее количество карбидов, %; - - - - карбидов марганца, %; . . . — карбидов хрома, %

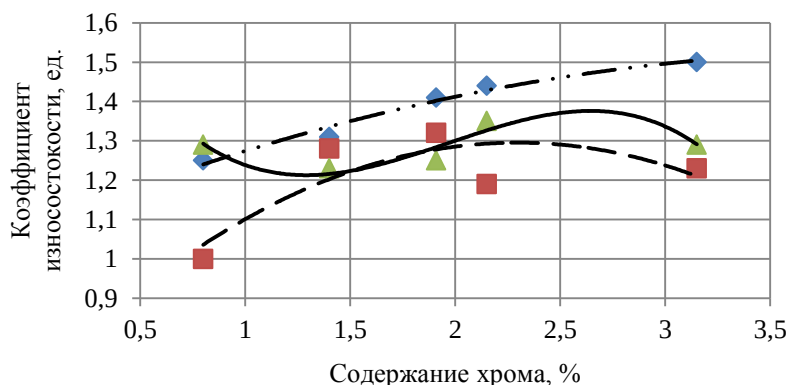


Рис. 4. Влияние содержания хрома на коэффициент износостойкости высокомарганцевой стали после термической обработки: . . . — сухая ПГФ ($R^2=0,9757$); - - - - сырая ПГФ ($R^2=0,6753$); — — — кокиль ($R^2=0,7743$)

Размер зерна аустенита полученных образцов зависит от содержания хрома, а также от типа литейной формы (скорости охлаждения). С увеличением концентрации хрома наблюдается увеличение среднего размера зерна аустенита как в литом, так и термообработанном состояниях независимо от типа формы. При этом по мере увеличения интенсивности отвода тепла в процессе кристаллизации сплава (тип формы: сухая

ПГФ – сырая ПГФ – кокиль) происходит уменьшение среднего размера зерна до и после проведения термической обработки. Полученные данные наглядно представлены на **рис. 5**.

Коэффициент анизотропии зерна характеризует отношение его длины к ширине. Анизотропию зерна исследовали при помощи специализированного модуля программы Ticsomet. Полученные данные представлены в **табл. 3**.

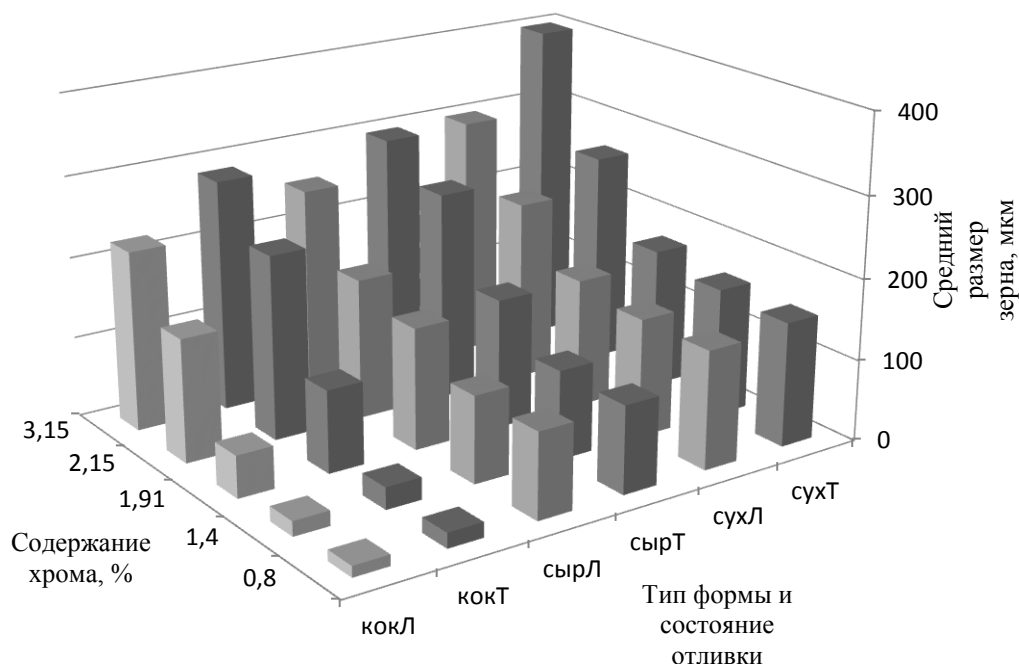


Рис. 5. Влияние содержания хрома и типа литейной формы на средний размер зерна аустенита стали Гадфильда в литом и термообработанном состояниях: сух – сухая ПГФ; сыр – сырая ПГФ; кок – кокиль; Л – в литом состоянии; Т – после термической обработки

Проанализировав полученные данные, установили, что по мере увеличения содержания хрома в химическом составе стали Гадфильда происходит увеличение коэффициента анизотропии зерна аустенита. Это говорит об увеличении длины зерна аустенита при одновременном уменьшении ширины. Такая тенденция характерна как для литого состояния отливки, так и для термически обработанного.

Таблица 3

Изменение анизотропии зерна в зависимости от содержания легирующего элемента, типа формы, состояния отливки

Содержание хрома, %	Литое состояние			После термической обработки		
	сухая ПГФ	сырая ПГФ	кокиль	сухая ПГФ	сырая ПГФ	кокиль
0,8	2,0	1,9	1,6	2,0	1,8	1,3
1,4	2,2	2,0	1,8	2,1	1,8	1,5
1,91	3,6	3,5	4,0	2,3	2,3	2,7
2,15	3,7	3,8	4,4	3,3	3,4	3,3
3,15	4,0	4,2	5,1	3,5	3,7	4,5

С увеличением количества хрома в стали и скорости охлаждения сплава в период кристаллизации анизотропия (вытянутость) зерен увеличивается. После термической обработки зерна приоб-

ретают более округлые формы, что отражается в уменьшении коэффициента анизотропии.

Максимальное значение коэффициента анизотропии наблюдается при содержании хрома порядка 2,0%. При этом же содержании хрома происходит качественная смена характера влияния скорости охлаждения на его величину. При концентрации хрома менее 2,0% увеличение скорости охлаждения способствует снижению значения коэффициента анизотропии, а при содержании хрома более 2,0% наблюдается противоположная картина. Следует отметить, что установленная тенденция прослеживается для литого и термообработанного состояний.

Данные по микротвёрдости зерен аустенита до и после термической обработки, а также в зависимости от содержания хрома представлены графически на **рис. 6**.

Проанализировав представленные данные, установили, что значение микротвёрдости зерен аустенита увеличивается на 5–11% (литое состояние) и на 11–23% (после термической обработки) по мере увеличения концентрации хрома в химическом составе стали от 1,0 до 3,15%. В зависимости от скорости охлаждения (типа литейной формы) значение микротвёрдости аустенита увеличивается от 3 до 17% для образцов в литом

состоянии, а для образцов в термообработанном состоянии это увеличение составляет от 6 до 29%. Следует отметить, что наибольшее увеличение микротвёрдости аустенита в процентном отношении характерно для содержания хрома в составе сплава порядка 1,91% в литом состоянии и 2,15% в термообработанном.

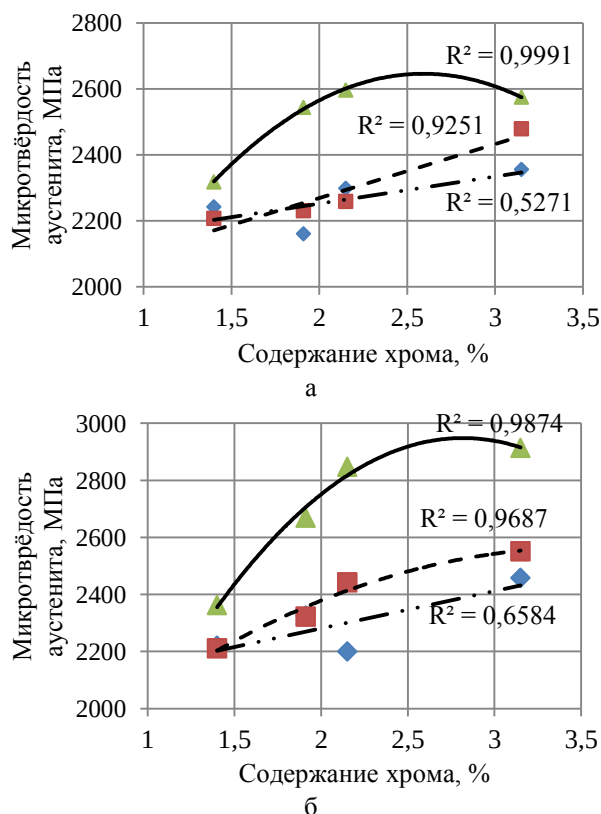


Рис. 6. Зависимость микротвёрдости аустенита от содержания хрома в составе стали от термической обработки (а) и после (б):
 . . . — сухая ПГФ; — — — сырая ПГФ;
 ————— — кокиль

Значение твёрдости исследуемых образцов существенно не изменяется и находится в пределах от 84 до 90 HRB.

Выводы

1. Максимальное значение коэффициента износостойкости высокомарганцевой стали достигнуто при содержании хрома порядка 2,0%.
2. По мере увеличения количества хрома в химическом составе стали происходит увеличение общего количества карбидов в структуре сплава в литом состоянии при одновременном уменьшении доли карбидов марганца и увеличении карбидов хрома.
3. Установлено влияние содержания хрома и

скорости охлаждения на анизотропию зерна, а также концентрация хрома, при которой происходит качественная смена характера влияния скорости охлаждения сплава на этот коэффициент.

4. При содержании хрома свыше 2,0% наблюдается максимальное значение микротвёрдости аустенита.

Список литературы

1. Исследование влияния химического состава стали 110Г13Л на её свойства / Н.И. Бедрин, В.И. Стадничук, А.В. Стадничук и др. // Литейные процессы. 2003. № 3. С. 36–42.
2. Давыдов Н.Г., Благих Б.М., Бигеев А.М. К вопросу повышения качества отливок из высокомарганцевой стали 110Г13Л. Томск: Изд-во Томск. ун-та, 1972. 139 с.
3. Давыдов Н.Г. Высокомарганцевая сталь. М.: Металлургия, 1979. 176 с.
4. Колокольцев В.М., Долгополова Л.Б., Мулякко Н.М. Влияние химического состава на структуру и свойства хромомарганцевых аустенитных сталей // Литейные процессы. 2003. № 3. С. 31–36.
5. Федосеев С.Н., Шарафутдинова А.С. Изменение сталеного слитка модифицирование структуры // Сборник трудов Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы современного машиностроения». 2014. С. 355–357.
6. Зыкова А.П., Федосеев С.Н., Лычагин Д.В. Модифицирование стали 110Г13Л // Сборник научных трудов VII Международной научно-технической конференции «Современные проблемы машиностроения». 2013. С. 86–90.
7. Обработка стали 110Г13Л барий-стронциевыми карбонатами / В.А. Розум, С.П. Задрущий, А.П. Беженко и др. // Литье и металлургия. 2010. № 4. С. 89–94.
8. Сысоев А.М., Бахметьев В.В., Колокольцев В.М. Рафинирование и модифицирование стали 110Г13Л комплексом титан-бор-кальций // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2008. № 1. С. 43–45.
9. Косицина Н.И., Сагарадзе В.В. Аустенитные стали разных систем легирования с карбидным упрочнением // Металлы. 2001. № 6. С. 65–74.
10. Исследование влияния процесса кристаллизации стали марки 110Г13Л на её свойства / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко и др. // Литейные процессы. 2015. № 14. С. 29–36.
11. Изучение влияния скорости охлаждения на механические и эксплуатационные свойства стали 110Г13Л / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко и др. // Литейщик России. 2015. № 12. С. 23–24.
12. Weilin Yan, Liang Fang, Zhanquang Zheng, Kun Sun, Yunhua Xu. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. Tribology International. Volume 42, Issue 5, May 2009. Pp. 634–641. doi:10.1016/j.triboint.2008.08.012.
13. Mehdi Mazar Atabaki, Sajjad Jafari, Hassan Abdollah-pour. Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel-A Comparison. Journal Of Iron And Steel Research, International. Volume 19, Issue 4, April 2012. Pp. 43–50. doi:10.1016/S1006-706X(12)60086-7.
14. Yuri N. Petrov, Valentin G. Gavriljuk, Hans Berns, Fabian Schmalt. Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear. Wear. Volume 260, Issue 6, 10 March 2006. Pp. 687–691. doi:10.1016/j.wear.2005.04.009.
15. O.A. Zambrano, Yesid Aguilar, Jairo Valdés, S.A. Rodríguez,

J.J. Coronado. Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels. *Wear*. Volumes 348–349, 15 February 2016. Pp. 61–68. doi:10.1016/j.wear.2015.11.019.

16. Feng XiaoYong, Zhang FuCheng, Zheng ChunLei, LÜ Bo. Micro-mechanics behavior of fatigue cracks in Hadfield steel railway crossing. *Science China Technological Sciences*. 2013 Volume 56, No. 5. Pp. 1151–1154. doi: 10.1007/s11431-013-5181-x.

Материал поступил в редакцию 14.07.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-46-54

A STUDY OF MECHANICAL AND PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF HIGH-MANGANESE STEEL ALLOYED WITH NITRIDED FERROCHROMIUM

Valerii M. Kolokoltsev – D.Sc. (Eng.), Professor, Rector
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Konstantin N. Vdovin – D.Sc. (Eng.), Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Phone: +7 (3519) 29-85-30. E-mail: Vdovin@magtu.ru. orcid: <http://orcid.org/0000-0003-3244-3327>

Viktor P. Chernov – D.Sc. (Eng.), Professor
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Nikolai A. Feoktistov – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-6091-7983>

Dmitrii A. Gorlenko – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-3040-8635>

Abstract

Problem Statement (Relevance): Extending the life of cast parts made of high-manganese steel and operating in abrasive and impact wear conditions is an urgent issue that the foundry industry is facing today. At present, there are a lot of alloying materials on offer, which are capable of enhancing the mechanical and performance characteristics of alloys. The industrial application of such materials is limited due to the lack of evidence about the effect the materials on offer produce on the performance characteristics and other properties of the final products. **Objectives:** The aim of this research is to study the effect of nitrided ferrochromium on the wear resistance of high-manganese steel, as well as to study the microstructure of the wear surface at different chromium concentrations. **Methods Applied:** To achieve the above objectives a number of laboratory experiments and metallographic tests were carried out, and the mechanical and performance characteristics of the pilot alloys were examined using the methods specified in the national standards. **Findings:** The paper describes the results of a full-scale investigation of high-manganese steel alloyed with nitrided ferrochromium. The authors demonstrate how the chromium concentration and the alloy cooling rate effect the cast structure formation in and the mechanical and performance characteristics of high-manganese steel. The optimum chromium concentration was determined, which provides the maximum wear resistance index in the as-cast state and after heat treatment. The authors analyse how nitrided ferrochromium and the alloy cooling rate effect the anisotropy factor of the austenite grain. The

article looks at a number of cases of the austenitic matrix wear caused by chromium carbides, as well as the effect of chromium on the austenitic matrix microhardness. **Practical Relevance:** The results obtained may be useful when selecting the chemical composition of high-manganese steel for improved performance.

Keywords: High-manganese steel, nitrided ferrochromium, cooling rate, wear resistance index, microstructure, microhardness.

References

1. Bedrin N.I., Stadnichuk V.I., Stadnichuk A.V. et al. Looking at how the chemical composition of the 110G13L steel effect its properties. *Liteynye protsessy* [Casting processes], 2003, no. 3, pp. 36–42. (In Russ.)
2. Davydov N.G., Blagikh B.M., Bigeev A.M. On improving the quality of the 110G13L high-manganese steel castings. Tomsk: Publishing house of the Tomsk University, 1972, 139 p. (In Russ.)
3. Davydov N.G. High-manganese steel. Moscow: Metallurgiya, 1979, 176 p. (In Russ.)
4. Kolokoltsev V.M., Dolgoplova L.B., Mulyavko N.M. The effect of chemical composition on the structure and properties of austenitic chromium-manganese steels. *Liteynye protsessy* [Casting processes], 2003, no. 3, pp. 31–36. (In Russ.)
5. Fedoseev S.N., Sharafutdinova A.S. Changes in a steel ingot and modification of its structure. *Sbornik trudov Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Aktual'nye problemy sovremennogo mashinostroeniya"* [Research papers of the International Research Conference on the Urgent Issues of Mechanical Engineering], 2014, pp. 355–357.
6. Zykova A.P., Fedoseev S.N., Lychagin D.V. Modification of the 110G13L steel grade. *Sbornik nauchnykh trudov VII Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii "Sov-*

- remennye problemy mashinostroeniya*” [Research papers of the 7th International Research Conference on the Current Issues of Mechanical Engineering], 2013, pp. 86–90. (In Russ.)
7. Rozum V.A., Zadrukskiy S.P., Bezhenok A.P. et al. The 110G13L steel grade processed with barium and strontium carbonates. *Litye i metallurgiya* [Casting and metallurgy], 2010, no. 4, pp. 89–94.
 8. Sysoev A.M., Bakhmetyev V.V., Kolokoltsev V.M. Refining and modifying the 110G13L steel grade with a titanium-boron-calcium complex. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2008, no. 1, pp. 43–45. (In Russ.)
 9. Kositsina N.I., Sagaradze V.V. Austenitic carbide steels of different alloying systems. *Metally* [Metals], 2001, no. 6, pp. 65–74. (In Russ.)
 10. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. et al. Looking at the effect of crystallization on 110G13L steel properties. *Liteynye protsessy* [Casting processes], 2015, no. 14, pp. 29–36. (In Russ.)
 11. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. et al. Looking at how the cooling rate affects the mechanical and performance characteristics of the 110G13L steel grade. *Liteyshchik Rossii* [Foundry man of Russia], 2015, no. 12, pp. 23–24.
 12. Weilin Yan, Liang Fang, Zhanguang Zheng, Kun Sun, Yunhua Xu. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. *Tribology International*. Vol. 42, iss. 5, May 2009, pp. 634–641. doi:10.1016/j.triboint.2008.08.012.
 13. Mehdi Mazar Atabaki, Sajjad Jafari, Hassan Abdollah-pour. Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel – A Comparison. *Journal of Iron and Steel Research, International*. Vol. 19, iss. 4, April 2012, pp. 43–50. doi:10.1016/S1006-706X(12)60086-7.
 14. Yuri N. Petrov, Valentin G. Gavriljuk, Hans Berns, Fabian Schmalt. Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear. *Wear*. Vol. 260, iss. 6, 10 March 2006, pp. 687–691. doi:10.1016/j.wear.2005.04.009.
 15. O.A. Zambrano, Yesid Aguilar, Jairo Valdés, S.A. Rodríguez, J.J. Coronado. Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels. *Wear*. Vol. 348–349, 15 February 2016, pp. 61–68. doi:10.1016/j.wear.2015.11.019.
 16. Feng XiaoYong, Zhang FuCheng, Zheng ChunLei, LÜ Bo. Micromechanics behavior of fatigue cracks in Hadfield steel railway crossing. *Science China Technological Sciences*. 2013 Vol. 56, no. 5, pp. 1151–1154. doi: 10.1007/s11431-013-5181-x

Received 14/07/16

Исследование механических и эксплуатационных свойств высокомарганцевой стали, легированной азотированным феррохромом / Колокольцев В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 46–54. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-46-54

Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. A study of mechanical and performance characteristics of high-manganese steel alloyed with nitrided ferrochromium. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 46–54. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-46-54

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРОЧНОЙ КАТАНКИ*

Кижнер М.¹, Сычков А.Б.², Шекшеев М.А.², Малашкин С.О.², Камалова Г.Я.²

¹ ХОД-АССАФ Металс Лтд. – завод в Кирьят-Гате, Ашкелон, Израиль

² Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

Аннотация

Постановка задачи: микроструктура металла в основном определяет комплекс механических и эксплуатационных свойств металлопродукции, способность металлических изделий к последующей переработке и конечному применению. В технической и патентной литературе рассмотрено влияние металлургического качества исходной непрерывно-литой заготовки, а также параметров технологии производства и термической обработки на структуру и свойства катанки сварочного назначения. Однако в ряде случаев имеются противоречия в выборе эффективных технологических режимов по формированию однородной ферритной структуры с полным или частичным исключением негативных бейнитно-мартенситных участков в низкоуглеродистой легированной катанке. Повышение пластичности катанки в настоящей статье решается на стадии производства стали и термической обработки катанки, а не переносится традиционно на метизный передел. **Целью работы** является анализ влияния металлургических факторов и термической обработки на структуру катанки для изготовления сварочных электродов и омедненной проволоки для полу- и автоматической сварки 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 высокую технологичность безотжигового волочения катанки в проволоку и получение требуемого комплекса эксплуатационных свойств вышеуказанных сварочных материалов. **Используемые методы:** химический состав стали определялся на типовых спектрометрах. Металлографические исследования проводились методами оптической и электронной растровой и просвечивающей микроскопии. Микроликвация химических элементов, а также химический состав неметаллических включений определялись на энергодисперсионном и волновом рентгеновских спектрометрах в составе растрового (сканирующего) электронного микроскопа методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Измерение микротвёрдости структурных составляющих производили на микротвердомерах при различных нагрузках. Катанка испытывалась на разрывных машинах на растяжение. Термокинетическая диаграмма была построена дилатометрическим методом. **Новизна** заключается в разработке научно обоснованных решений по рационализации химического состава низкоуглеродистой стали, легированной марганцем, хромом, никелем, молибденом, ванадием в различных составах и концентрациях, определении условий эффективного микролегирования стали бором в соотношении с содержанием в металле азота, выбору эффективного диапазона температуры аустенитизации низкоуглеродистой легированной катанки для обеспечения на воздушной стадии эффективной скорости квазиизотермического охлаждения, значения которой были получены при анализе построенной нами термокинетической диаграммы распада аустенита при непрерывном охлаждении. **Результат:** установлены следующие научно обоснованные закономерности: сталь микролегируют бором в отношении бора к азоту на уровне $0,8 \pm 0,15$ для исключения вредного действия свободных бора и азота, заключающегося в том, что бор повышает закаляемость стали, а азот упрочняет феррит и оstarивает металл, при этом минимизируют содержание упрочняющих элементов в стали на уровне их минимального значения по марочному составу с использованием в качестве оценочного критерия расчет углеродного и/или марганцевого эквивалентов, значения которых должны быть не более 0,55 и 2,10% соответственно. Термическая обработка (ТО) стали типа Св-08Г2С и Св-08ХГ2СМФ заключается в аустенитизации при 950–980°C и охлаждении металла под теплоизолирующими крышками со скоростью 0,15–0,30°C/с с формированием структуры феррита с минимальным количеством (не более 5 и 15% соответственно) бейнитно-мартенситных участков в сечении катанки. Это обеспечило высокую технологичность катанки при волочении без применения смягчающих термических обработок. **Практическая значимость:** в итоге обеспечивается требуемый нормативной документацией (НД) и потребителями комплекс наилучших структуры и свойств катанки с высокой технологичностью ее переработки в проволоку. Так, для стали Св-08Г2С временное сопротивление разрыву катанки снизилось с 750 до 500 МПа, относительное сужение выросло с 35 до 75%, количество бейнитно-мартенситных участков уменьшилось в 8 раз (с 40 до 5%), исключены 2 промежуточных рекристаллизационных отжига при волочении катанки диаметром 5,5 мм в проволоку диаметром 0,8 мм.

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

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

Ключевые слова: металлургические факторы, микролегирование, бор, катанка, линия Stelmor, термическая обработка, скорость охлаждения, структура, свойства, бейнитно-мартенситные участки.

Введение

Общеизвестно, что свойства металлопродукции определяются структурным состоянием сплава [1–5].

В настоящее время актуален вопрос обеспечения качественной катанкой метизные предприятия по производству проволоки для изготовления электродов и материала для полу- и автоматической сварки из низкоуглеродистой легированной стали типа Св-08Г2С, Св-08ХГ2СМФ и др. [6–26]. При этом первостепенным является комплекс качественных показателей катанки, наследственно формируемый уровнем качества непрерывно-литой заготовки (НЛЗ), а также технологией прокатного производства и термической обработки катанки. В связи с вышеуказанным, исследование степени влияния параметров сквозной технологии на конечные свойства катанки определяет эффективность ее переработки в проволоку диаметром 0,8 (0,6)–5,0 мм. На базе проведенных исследований, анализа полученных результатов разработан эффективный технологический процесс производства стали, НЛЗ и катанки для производства сварочных материалов.

Современный электрометаллургический комплекс для производства сортового проката описан в работах [27, 28] и включает в себя ду-

говую сталеплавильную печь (ДСП), установку печь-ковш (УКП), вакууматор типа VD/VOD или RH, машину непрерывной разливки заготовок (МНЛЗ), мелкосортно-проволочный или проволочный стан, линию двустадийного охлаждения типа Stelmor.

Ниже приводятся особенности структурообразования и формирования механических свойств в зависимости от металлургического качества стали и режимов термической обработки катанки.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования является катанка диаметром 5,5–8,0 мм из низкоуглеродистой стали типа Св-08Г2С, Св-08ХГ2СМФ, комплексно легированной марганцем, хромом, никелем, молибденом, ванадием для изготовления сварочной проволоки.

Требования к химическому составу и механическим свойствам катанки исследуемых сталей указаны в **табл. 1**. Уточненный химический состав опытной стали будет приведен ниже по мере рассмотрения конкретной металлопродукции.

Катанку прокатывали на стане из НЛЗ малого сечения 125×125 мм с последующей термической обработкой на линии двухстадийного охлаждения Stelmor стана 320/150.

Таблица 1

Химический состав и механические свойства катанки широкого марочного состава до усовершенствования технологии

НД, марка стали, размер	Массовая доля химических элементов, %									Механические свойства		
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N	σ_b , МПа	Ψ , %	δ_5 , %
ГОСТ 2246 Св-08Г2С 5,5–6,5 мм	0,05–0,11	1,80–2,10	0,70–0,95	$\leq 0,025$	$\leq 0,030$	$\leq 0,20$	$\leq 0,25$	$\leq 0,25$	$\leq 0,010$	Нн, факт. ≤ 700	Нн факт. ≥ 35	Нн факт. ≥ 12
ГОСТ 2246 Св-08ХГ2СМФ, Св-08ХГ2СМФА 6,5–8,0 мм	0,06–0,10 Mo = 0,50–0,70	1,20–1,50	0,45–0,70	$\leq 0,025$	$\leq 0,025$	0,95–1,25	$\leq 0,30$	$\leq 0,25$	$\leq 0,015$	Нн, факт. ≤ 800	Нн факт. ≥ 20	Нн факт. ≥ 10

Примечание. Нн – не нормируется.

Поточную термообработку катанки проводили сначала на проектной проволоочной линии стана с «короткой» линией Stelmor, а далее – на реконструированной линии с «длинным» Stelmor. Проектная короткая линия имела общую длину 75 м, 15 вентиляторов мощностью по 15 кВт под цепным транспортером витков, участок под теплоизолирующими крышками длиной 40 м, скорость транспортирования витков катанки цепным транспортером составляла 0,2–1,5 м/с. На такой линии можно было обеспечить скорость охлаждения витков катанки, разложенных виткообразователем на цепном транспортере витков, в диапазоне 1,7–10°С/с. Для обеспечения скоростей охлаждения катанки сварочного назначения на уровне 0,15–0,30°С/с, необходимых для формирования эффективной структуры металла и обеспечения безотжогового волочения катанки с высокой степенью деформации, была проведена модернизация линии Stelmor. После реконструкции линия «длинный» Stelmor состоит из роликового каскадного транспортера витков длиной 147 м, 6 вентиляторов – блоков струйного охлаждения мощностью 160 кВт, 4 вентиляторов мощностью 75 кВт, участка под теплоизолирующими крышками длиной 120 м. Скорость роликового транспортера изменяется в диапазоне 0,09–1,5 м/с.

Выполнение исследований, связанных с разработкой химического состава и ТО катанки повышенной деформируемости, обусловило необходимость и целесообразность проведения на различных стадиях технологического процесса производства химических анализов стали, катанки и проволоки, механических и технологических испытаний, изучения макро- и микроструктуры, состава неметаллических включений, определении массы окалина на поверхности катанки, а также распределения основных упрочняющих элементов и постоянных примесей по сечению катанки.

Металлографические исследования проводились методами оптической и электронной (просвечивающей и растровой) микроскопии. Распределение химических элементов по сечению катанки и проволоки, а также химический состав неметаллических включений определялись на энергодисперсионном и волновом рентгеновских спектрометрах. Измерение микротвёрдости структурных составляющих производили на микротвердомерах при различных нагрузках.

Катанка испытывалась на разрывных машинах на растяжение. Исследование механических и технологических свойств проволоки проводили на образцах, отобранных на характерных (после сухого и мокрого волочения) профилеразмерах.

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. Аустенитизацию проводили при 950°С 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 регистрируемым дилатограммам, среднюю скорость охлаждения образцов – по термограммам.

Теория, технико-технологические разработки, результаты и их обсуждение

Катанка из низкоуглеродистой легированной кремнемарганцевой стали для сварочной проволоки

Требования к низкоуглеродистой легированной стали марки Св-08Г2С нормируют ГОСТ 2246, ряд Технических условий и Соглашений с потребителями. Химический состав этой стали, механические свойства и структурные параметры катанки диаметром 5,5–6,5 мм представлены в **табл. 2**.

Основные особенности нового процесса производства катанки из стали Св-08Г2С заключаются в минимизации содержания упрочняющих элементов на нижнем марочном уровне с рациональным соотношением бора к азоту и откорректированной технологии воздушного охлаждения витков катанки на линии Stelmor: скорость транспортирования витков уменьшена до 0,09–0,12 м/с, что увеличило время выдержки катанки под теплоизолирующими крышками до 1000–1380 с и обеспечило скорость охлаждения металла на уровне 0,25–0,15°С/с. Последнее обусловлено необходимостью сведения к минимуму образование бейнитно-мартенситных участков (БМУ) в катанке сварочного назначения. Для этого также проведено ограничение содержания химических элементов на минимальном марочном уровне (и даже используя поле минусовых допусков); например, содержание углерода устанавливается в диапазоне 0,05–0,07%, марганца – 1,75–1,80%, кремния – 0,7–0,8%, $C_3 = C + Mn/5 + Si/7 + (Cr+Ni+Cu)/12 \leq 0,55\%$, $Mn_3 = Mn + (C+Si)/3 + Cr/5 + Cu/9 \leq 2,10\%$. Важно также обеспечить связывание азота и бора в нитрид бора в соотношении атомных весов этих элементов: $B/N = 0,8 \pm 0,15$. Пластифицирующее действие при этом обусловлено двойным действием. Во-первых, вывод азота из твердого раствора обеспечивает исключение искажения кристаллической решетки феррита, кроме того, связанный азот не вызывает старения

стали во времени и повышает ее деформируемость. Во-вторых, связывание бора в нитрид бора исключает закаливаемость стали, которая резко возрастает при нахождении бора в свободном – эффективном состоянии.

Таблица 2
Требования НД к металлу из стали Св-08Г2С
до усовершенствования технологии

Массовая доля химических элементов, %					Механические свойства		
C/Mn	Si/P	S/Cr	Ni/Cu	N/C ₃	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	ψ , %	Структура
0,05–0,11±0,01	0,70–0,95±0,05/	≤ 0,025/ ≤ 0,20 +	≤ 0,25/	≤ 0,010/	640–750	28–35	Не допускаются закалочные структуры, фактически до 40% БМУ
1,8–2,1±0,05	≤ 0,030	0,02	≤ 0,20	0,55–0,72, ср. зн. – 0,64			

Примечание. As ≤ 0,08%, Ti ≤ 0,04; C₃ = C + Mn/5 + Si/7 + (Cr + Ni + Cu)/12.

При производстве катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С из НЛЗ сечением 125×125 мм необходимо учитывать влияние микродендритной ликвации в стали [27]. В связи с этим для формирования качественной макроструктуры и минимизации ликвационных явлений в НЛЗ и катанке наиболее эффективны методы разлива стали с обеспечением максимального развития зоны равноосных кристаллов (ЗРК) и подавления образования столбчатых кристаллов. При этом наиболее эффективны ЭМП разливаемой стали; виброимпульсное воздействие на кристаллизующийся слиток; методы механического и термического обжатия НЛЗ; введение в кристаллизатор центральной затравки – проволоки из стали того же состава, что и разливаемый металл, с целью формирования второго направления кристаллизации и получения более равноосной структуры.

Проведенные нами исследования позволили установить закономерности структурообразования в анализируемом металле в зависимости от химического состава стали, режимов термической обработки. На рис. 1–9 представлены термокинетическая диаграмма (ТКД), структурная диаграмма, микротвердость образцов в зависимости от скорости охлаждения, тонкая микроструктура, особенности формирования структуры металла при изотермической выдержке.

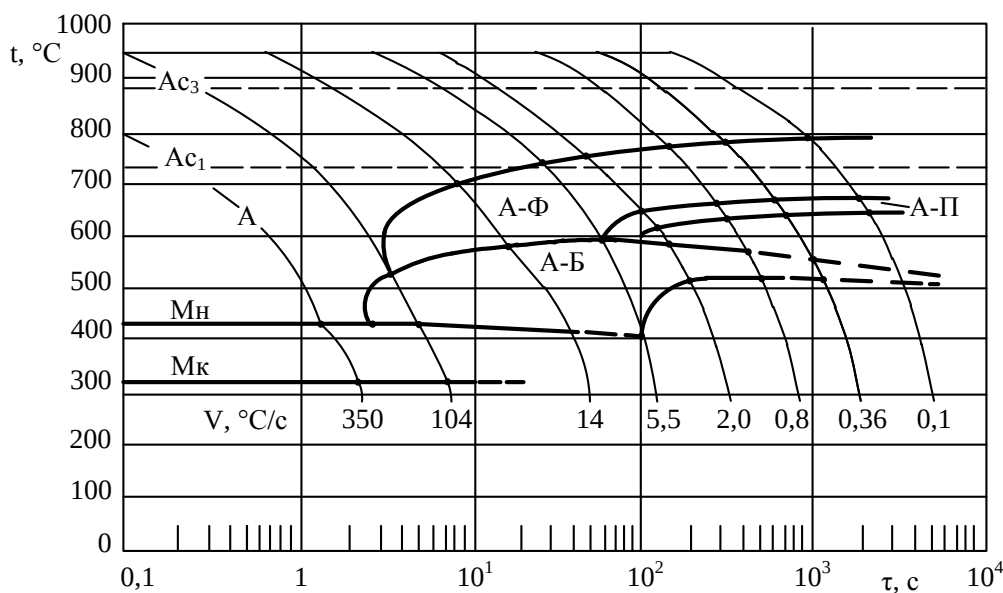


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращений аустенита в электростали Св-08Г2С (C – 0,07%; Mn – 1,79%; Si – 0,78%; B – 0,0084%)

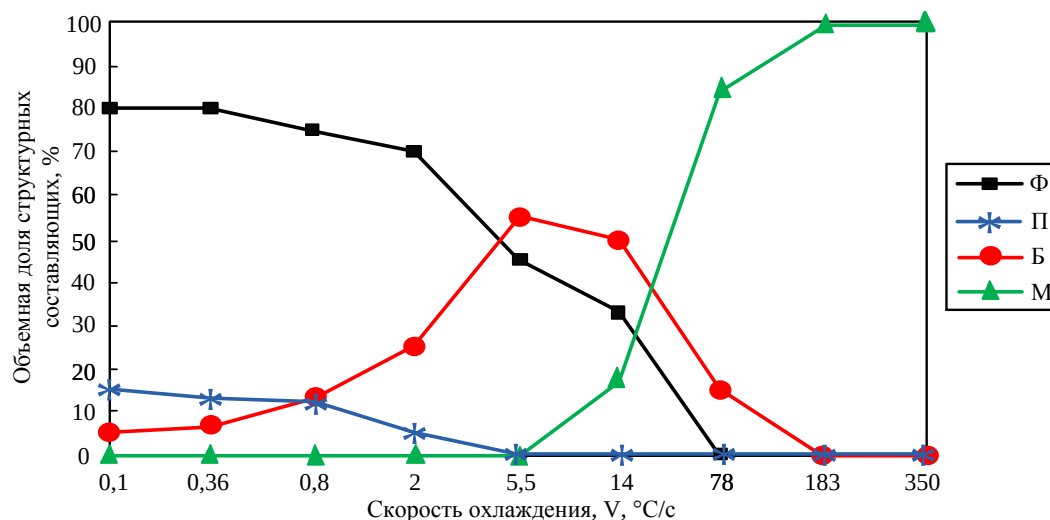


Рис. 2. Структурная диаграмма превращений аустенита в электростали Св-08Г2С (C – 0,07%; Mn – 1,79%; Si – 0,78%, В – 0,0084%)

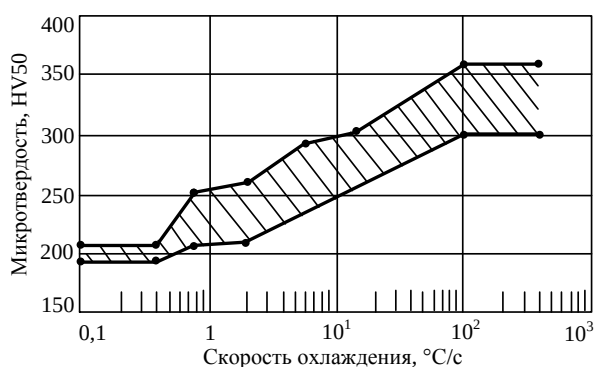


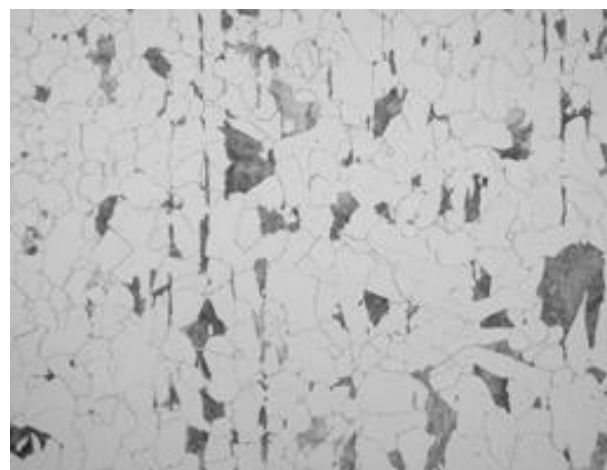
Рис. 3. Микротвердость дилатометрических образцов, охлажденных со скоростями 0,1; 0,36; 0,8; 2,0; 5,5; 14,0; 104,0; 350,0 °C/c (верхняя кривая – максимальное, нижняя – минимальное значения)

Изучена работа системы ЭМП, в которой силовая катушка расположена непосредственно вокруг медной гильзы, что увеличивает ее эффективность по сравнению с системой ЭМП, у которой катушка располагается вокруг кристаллизатора. Результаты исследований показывают, что в НЛЗ и катанке имеются соответственно участки и остатки дендритного строения, что обуславливает наличие ликвационных полосок «шнуров» и структурной полосчатости (рис. 10) с участком БМУ, которые выявляются и в проволоке; основными ликвирующими элементами являются С, Mn и Si [28]; эффективность действия ЭМП снижается при увеличении степени перегрева металла над температурой ликвидус (рис. 11).

Исследование проводилось в три этапа, характеристики и результаты которых представлены в табл. 3.



а



б

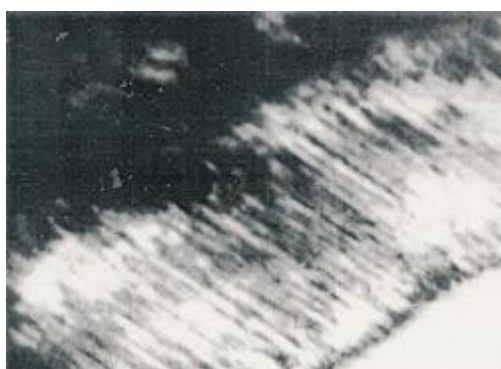
Рис. 4. Ферритно-перлитная полосчатость на продольном образце, $\times 500$: а – центральная зона; б – поверхность

Результаты экспериментальных исследований по этапам

Параметры	Этапы исследований			
	«Короткий» Stelmor		«Длинный» Stelmor	
	0	1	2	3
БМУ, %, не более	40	20	10	5
Временное сопротивление разрыву σ_v , МПа, не более	750	630	550	500
Относительное сужение, %, не менее	35	55	70	75
Минимальный диаметр бездефектной проволоки d_{min} , мм	4	2,2	1,8	0,8
Максимальная степень деформации при волочении, %	47	84	89	97,8



а



б



в

Рис. 5. Микроструктура (а – дислокационный мартенсит с пластинами и б – квазииглами), микродвойники в мартенсите и микроэлектронограмма (в) образцов участка структуры с микродвойниками. Исследование фольги (а, б) катанки из стали марки Св-08Г2С после обработки на линии Stelmor с «короткой» линией воздушного охлаждения: а, б – $\times 25000$, $\times 50000$ соответственно; в – микроэлектронограмма (см. табл. 3, 0-й этап исследования)

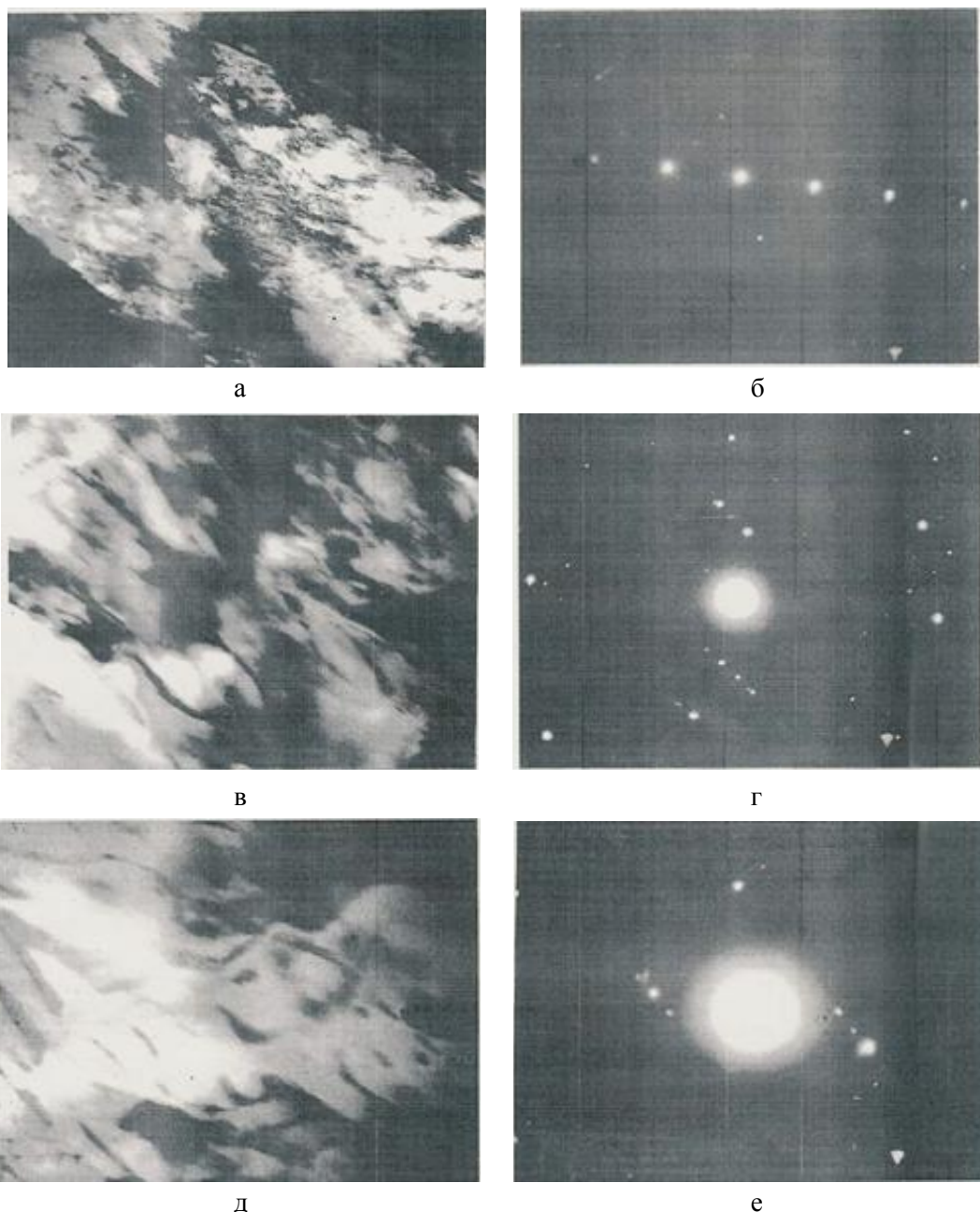


Рис. 6. Микроструктура (а, в, д) и микроэлектронограммы (б, г, е) – электронная дифракция образцов – фольги катанки из стали Св-08Г2С после обработки на линии Stelmor с «длинной» трассой воздушного охлаждения: а – дислокационный мартенсит ($\times 42000$); в – бейнит ($\times 45000$); д – перлит ($\times 38000$) см. по табл. 3, 2 и 3-й этапы исследования

Анализ данных, представленных в табл. 3, показывает следующее.

Под этапом, обозначенным в таблице цифрой «0», принят начальный уровень состояния оборудования и сквозной технологии производства сварочной катанки из стали Св-08Г2С. Этот уровень характеризуется тем, что химический состав стали полностью соответствует требованиям ГОСТ 2246 без каких-либо ограничений и селективного выбора массовой доли химических

элементов, что обуславливает высокую прочность и низкую пластичность катанки из такой стали, обусловленные также высоким количеством БМУ из-за повышенной скорости охлаждения ($2,0\text{--}3,6^\circ\text{C}$) проката на участке транспортирования витков по сетчатому транспортеру проектной линии «короткий» Stelmor. Сталь производится в ДСП и обрабатывается на УКП.

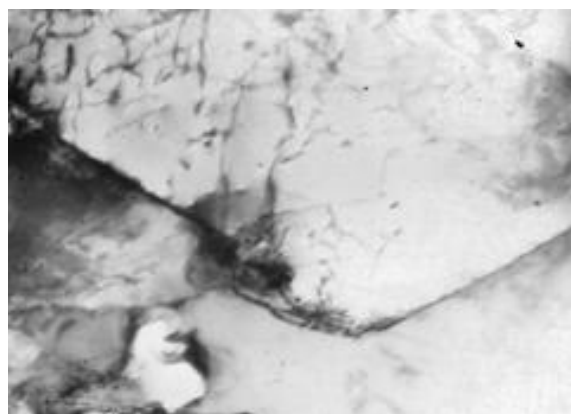
Этап «1» – осуществлены допустимые модернизации оборудования и усовершенствования тех-

нологии производства стали и катанки с использованием линии «короткий» Stelmor, заключающиеся в микролегировании стали бором в количестве 0,005–0,019% и герметизации теплового туннеля под теплоизолирующими крышками и снижении скорости охлаждения витков катанки до 1,7–1,9°C.

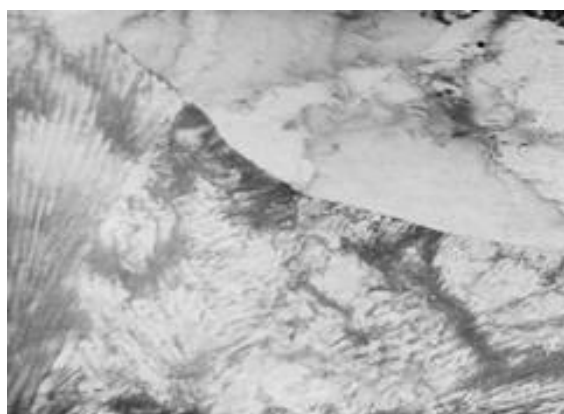
Этап «2» – обеспечение скорости воздушно-го охлаждения витков катанки на линии «длинный» Stelmor в диапазоне 0,36–0,62°C за счет увеличения времени квазиизотермической выдержки под теплоизолирующими крышками до 1200 с вместо максимум 400 с на линии «короткий» Stelmor.

Этап «3» – дополнительно к набору мероприятий, внедренных на этапе исследований «2», выпечная обработка стали после УВП на вакууматоре типа VD/VOD, непрерывная разливка стали на МНЛЗ с использованием ЭМП и пол-

ной защиты разливаемой струи от вторичного окисления; минимизация содержания упрочняющих элементов (C, Mn, Si, в первую очередь) до нижнего марочного значения с учетом минусовых допусков этих элементов в готовом прокате по ГОСТ 2246; нормирование отношения бора к азоту в диапазоне $0,8 \pm 0,15$; ограничение значений химических элементов на уровне $C_s = C + Mn/5 + Si/5 + (Cr + Ni + Cu)/12 \leq 0,550\%$, $Mn_s = Mn + (C + Si)/3 + Cr/5 + Cu/9 \leq 2,10\%$ и массовой доля свободного азота – $\leq 0,007\%$, обеспечение скорости охлаждения витков на уровне 0,29–0,38°C/с за счет увеличения скорости термостатирования витков катанки под теплоизолирующими крышками до 1300 с и обеспечения температуры аустенитизации металла перед воздушным охлаждением витков – 950–1000°C.



а



б



в



г

Рис. 7. Микроструктура катанки из стали Св-08Г2С, обработанной по режиму двустадийного охлаждения с $t_{в/у} = 950^\circ\text{C}$; $V_{тр} = 0,09\text{--}0,12\text{ м/с}$; $\tau_{кр} = 1200\text{ с}$; $V_{охл} = 0,16\text{--}0,36^\circ\text{C/с}$, все БСО отключены, теплоизолирующие крышки закрыты: а – низкодислокационный феррит ($\times 21200$); б – феррит низкодислокационный и регулярный перлит ($\times 14000$); в – полурегулярный – вырожденный перлит и массивные пластины мартенсита ($\times 10000$); г – мартенсит ($\times 4000$) (см. табл. 3, 3-й – этап исследований)

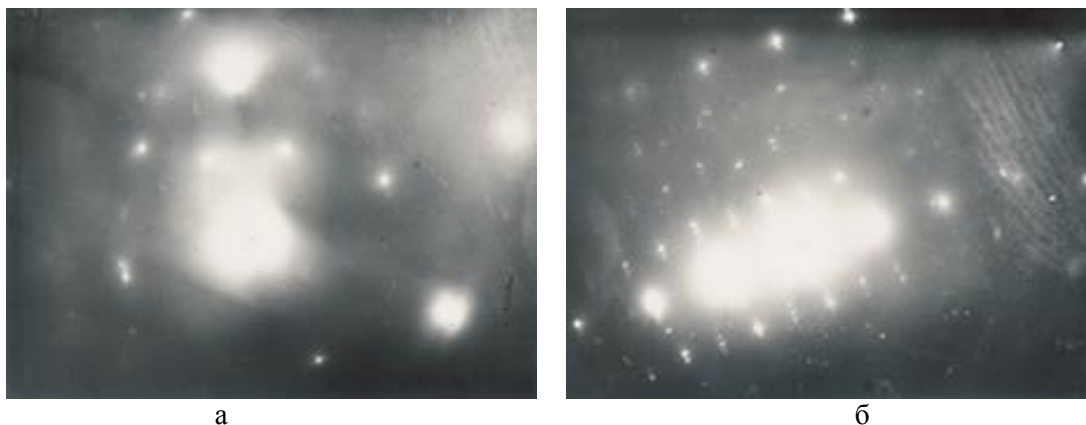


Рис. 8. Микроэлектронграммы вырожденного перлита (а) и мартенсита (б) фрагмента структуры на рис. 7, в и г



Рис. 9. Микроструктура образца стали Св-08Г2С – изотерма при 550°С в течение 20 мин, $\times 500$

До настоящего времени технологическая пластичность катанки и проволоки из стали Св-08Г2С не обеспечивала волочение без смягчающих отжигов в проволоку диаметром 1 мм и менее (0,8–0,6 мм) из-за наличия в структуре БМУ, микротвердость которых достигает HV 250–350 при микротвердости матричной ферритной структуры в пределах HV 170–180. Возле БМУ в проволоке происходит образование трещин (см. **рис. 10**), вследствие чего резко снижается технологическая пластичность, и волочение проволоки сопровождается повышенной обрывностью. Полное исключение БМУ в стали Св-08Г2С возможно на базе анализа термокинетической диаграммы (ТКД), построенной нами [29, 30] (см. **рис. 1**), и результатов лабораторных и промышленных экспериментов. При полной изотермической выдержке при температуре 550–600°С в течение 1200–1380 с в катанке формируется однородная ферритно-перлитная структура (см. **рис. 9**) минимальной твердости (148–160 ед. HV). Обеспечение изотермической термообработки в потоке линии Stelmor возможно при проведении модернизации линии воздушного охлаждения (установка электронагревателей с

циркуляционными вентиляторами). Путем длительной квазиизотермической выдержки ($V_{\text{охл.}} = 0,25\text{--}0,15^\circ\text{C/с}$) витков катанки на роликовом транспортере на действующей линии длинный Stelmor под теплоизолирующими крышками обеспечивается, в основном, ферритно-перлитная структура с небольшим количеством БМУ, не превышающем 5%. При этом сталь должна иметь в рамках марочного состава минимальное содержание упрочняющих и прокаливающих элементов, таких как С, Мп, Si, Р, Cr, Ni, Cu [31–33]. Это обеспечивает уникальный уровень механических свойств катанки из легированной стали Св-08Г2С: $\sigma_b \leq 500 \text{ Н/мм}^2$; $\delta_5 \geq 35\%$; $\delta_{10} \geq 28\%$; $\Psi \geq 75\%$. Технологичность переработки катанки, произведенной по улучшенной технологии, высокая: при сухом – грубом волочении катанки в проволоку диаметром 2,2–1,8 мм обрывность составила не более $0,2 \text{ т}^{-1}$, на мокром – тонком волочении в проволоку диаметром 1,6–0,8 мм – не более $1,7 \text{ т}^{-1}$.

Таким образом, освоено производство катанки из стали Св-08Г2С высокой деформируемости сварочного назначения для волочения проволоки тонких диаметров без применения отжигов.



Рис. 10. Трещины у бейнитно-мартенситных участков в проволоке диаметром 1,0 мм из стали Св-08Г2С как инициаторы обрыва проволоки

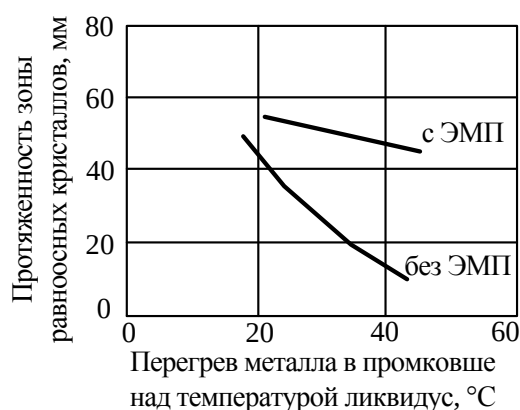


Рис. 11. Развитие ЗПК в зависимости от степени перегрева металла от проковше над температурой ликвидус

Катанка из легированной хромомолибденованадиевой стали марок типа Св-08ХГСМФА сварочного назначения

В табл. 4 представлены нормы, предъявляемые к химическому составу и механическим свойствам катанки из анализируемой марки стали Св-08ХГСМФА [34, 35].

Основным легирующим элементом (С, Мн, Si, Ni, Cr, Cu, Mo, V) обеспечены целевые значения в соответствии с требованиями нормативной документации (НД) и заказчиков. Уровень примесных элементов (Р, S, Sn, Pb, Zn, Co, Nb, Al, Ca, Ti) минимален и может характеризоваться как «следы».

Основным инновационным и эффективным технологическим приемом является микролегирование стали бором в соответствии с отношением $B/N = 0,8 \pm 0,15$. Это обуславливает наилучшее сочетание структурного состояния металла с максимально возможным исключением БМУ и пластификации свойств, способствующих перерабатываемости катанки в проволоку [31, 36]. Кроме вышеуказанного, как и для стали Св-08Г2С, минимизировали содержание упрочняющих химических элементов (С, Мн, Si, Cr, Mo, V) на нижнем пределе марочного состава. Химический состав стали и механические свойства катанки промышленной партии представлены в табл. 5.

Таблица 4

Нормы химического состава и механических характеристик легированной катанки сварочного назначения из стали Св-08ХГ2СМФ до усовершенствования технологии

Массовая доля элементов (не более или в пределах), %											Механические свойства	
C	Mn	Si	Mo	Ni	S	P	Cu	Cr	N	V	σ_B , Н/мм ²	ψ , %
0,04–0,08	1,00–1,40	0,20–0,40	0,50–0,70	$\leq 0,20$	$\leq 0,020$	$\leq 0,020$	$\leq 0,15$	0,70–1,00	$\leq 0,015$	0,15–0,30	≤ 800	≥ 20

Таблица 5

Химический состав стали и механические свойства катанки из стали Св-08ХГ2СМФ диаметром 5,5 мм

Массовая доля химических элементов, %						Механические свойства			
C/Mn	Si/P	S/Cr	Ni/Cu	N/B	B/N Mo	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %
0,052/0,913	0,261/0,015	0,011/0,657	0,067/0,111	0,009/0,0069	0,77/0,454	491	246	39	74,8

Примечание. Содержание ванадия – 0,155%.

Макроструктура НЛЗ имеет достаточно плотную поверхностную корочку (рис. 12), фактически без поверхностных дефектов (балл подкорковых пузырей по ГОСТ 10243-75 ПП – 0–0,5 при среднем значении 0,2). Остальные показатели макроструктуры по ОСТ 14-1-235-91 удовлетворительные за исключением осевых трещин – ОТ (балл: 3–3,5 и 3,2) которые, впрочем, в готовой катанке не наблюдаются по причине того, что были не окислены и в процессе деформации заваривались. Кристаллическая структура поперечного сечения исследованных НЛЗ имеет прикорковую и центральные ЗРК и достаточно развитую ЗСК, которая обуславливает микродендритную ликвацию и наличие в готовой катанке (рис. 13) БМУ.

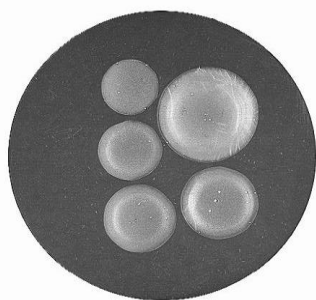
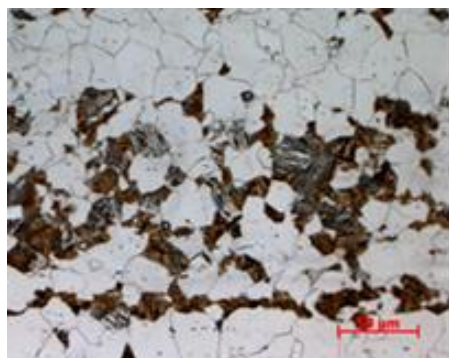


Рис. 12. Макроструктура катанки из стали Св-08ХГ2СМФ



а



б

Рис. 13. Микроструктура катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08ХГ2СМФ (средняя зона): а – $\times 150$; б – $\times 300$

Режим термической обработки также аналогичен режиму для катанки из стали Св-08Г2С. Выбор высокой температуры виткообразования (950–1000°C) обусловлен необходимостью получения крупного зерна аустенита и соответственно действительного зерна для обеспечения высокой деформируемости катанки и улучшенного удаления окалины механическим способом с поверхности легированной катанки перед волочением [29].

Для стандартной стали и технологии наблюдался следующий комплекс механических свойств и структурных параметров: $\sigma_b = 700\text{--}780$ МПа, $\psi = 20\text{--}25\%$, БМУ = 25–35%; после улучшения химического состава и усовершенствования технологии термической обработки соответственно $\sigma_b = 450\text{--}480$ МПа, ψ – не менее 75%, БМУ = 10–15%.

Зерно феррита имеет весьма мелкий размер (№ 9–12 по ГОСТ 5639). Наблюдается существенное уменьшение доли перлита за счет БМУ. Увеличение степени легирования металла, особенно Cr и V, обусловило твердорастворное упрочнение и дисперсионное твердение структуры. Для легированной катанки сварочного назначения актуальна задача повышения размера действительного зерна феррита до N = 8, 9 с целью увеличения деформационной пластичности.

Ликвационные процессы в катанке исследованы и на поперечных, и на продольных шлифах от образцов, отобранных от заднего участка витка с центральной её части (по движению витков на роликовом транспортере). Принципиально ликвационная картина близка к ликвации катанки из стали марки Св-08Г2С и соответствует степени легирования этих двух сравниваемых марок стали. Однако для марок Св-08ХГСМФА и Св-08ХГ2СМФ она несколько лучше: подсушечная ликвация (ПЛ) – 0 против 0–0,5 балла у Св-08Г2С. Кроме того, в ряде образцов в продольном сечении структурная ликвационная полосчатость вообще отсутствует, а в других образцах аналогична катанке из стали марки Св-08Г2С. В ликвационных полосках распределены БМУ, что подтверждается их микротвердостью 200–420 НВ, микротвердость основного металла значительно ниже – 143–188 НВ (первая цифра относится к ферриту, вторая – к перлиту). Ликвация в стали Св-08ХГСМФА выражена в гораздо меньшей степени, чем в Св-08Г2С, что доказывается и суммарным коэффициентом ликвации основных химических элементов (Mn, Si, Cr, Mo, V) $k_{\Sigma} = 1,26$ и 1,62 соответственно. Распределение ликваторов в первой стали в матрице бо-

лее однородно и этим катанка из этой стали (Св-08ХГ2СМФА) в большей степени способна к деформированию при волочении. Это, видимо, обусловлено взаимодействием легирующих элементов (Mo, Si, V, Cr, Mn) в комплексе.

С целью повышения деформируемости катанки из стали типа Св-08ХГ2СМФ было проведено физическое моделирование условий изотермической выдержки в двух лабораторных муфельных печах по следующему режиму: в первой печи температура аустенитизации 950°C, выдержка в течение 5 мин, перенос во вторую печь с температурой в диапазоне 500–700°C через 50°C с выдержкой 20 и 30 мин при каждой температуре. Результаты эксперимента представлены на **рис. 14–15**, которые доказывают, что наилучшим режимом является температура изотермической выдержки в диапазоне 600–700°C, обеспечивающая минимальное количество БМУ не более 7%, максимальное количество феррита глобулярной формы не менее 93%, минимальную твердость 165–175 НV.



а



б

Рис. 14. Микроструктура по сечению катанки из стали Св-08ХГ2СМФ ($t = 700^\circ\text{C}$, $\tau = 20$ мин.), $\times 500$: а – поверхностной зоны; б – основная структура



Рис. 15. Основная структура катанки из стали Св-08ХГ2СМФ ($t = 600^\circ\text{C}$, $\tau = 30$ мин), $\times 500$

Заключение

В статье рассмотрено влияние металлургических факторов (химический состав стали, макро- и микрообъемах литого металла и т.п.) и режимов термической обработки катанки 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 сварочного назначения из стали марок Св-08Г2С и Св-08ХГ2СМФ. Эта сталь микролегирована бором в зависимости от содержания азота $B/N = 0,8 \pm 0,15$, то есть в соответствии со стехиометрическим отношением этих элементов по таблице Д.И. Менделеева. 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 закалываемость стали и упрочняет ее, а несвязанный азот обуславливает упрочнение твердого раствора кристаллической решетки феррита и способствует оstarиванию стали.

Термическая обработка низкоуглеродистой легированной стали Св-08Г2С, Св-08ХГ2СМФ в потоке линии Stelmor заключается в обеспечении температуры аустенитизации на уровне 950–1000°C, минимизации скорости охлаждения в диапазоне 0,10–0,30°C/с при снижении значений C_s не более 0,55, Mn, не более 2,10% и формировании ферритной структуры с уменьшением количества БМУ в максимальной степени.

В итоге обеспечивается требуемый НД и потребителями комплекс наилучших структуры и свойств проволочной металлопродукции, что обуславливает высокую технологичность (деформационную способность) при переработке катанки на последующих переделах.

Список литературы

1. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Миронов 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. Походня И.К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития // Автоматическая сварка. 2003. № 3. С. 9–20.
7. Грачева В.С. Низколегированные проволоки с улучшенными технологическими свойствами для сварки в защитных газах строительных металлоконструкций: дис. ... канд. техн. наук: 05.23.01; 05.16.01. Магнитогорск, 1996. 202 с.
8. Влияние прокатки в двухфазной области на структуру и механические свойства катанки и проволоки из стали 08Г2С / В.А. Кулеша, В.Н. Дегтярев, Д.М. Хабибулин, В.Н. Урцев, Н.А. Клековкина, В.Д. Мирошниченко // БТИ. Черная металлургия. 2000. № 6. С. 69–73.
9. Анализ влияния температуры конца прокатки катанки на структуру и механические свойства проволоки / В.А. Кулеша, В.Н. Дегтярев, Д.М. Хабибулин и др. // БТИ Черметинформация: Черная металлургия, 2000. № 3, 4. С. 64–65.
10. Исследование влияния технологических параметров на кинетику распада аустенита стали 08Г2С / Л.Н. Дейнеко, А.П. Клименко, Ю.П. Гуль, А.И. Карнаух, О.А. Дудкина // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. Днепропетровск: ПГАСА, 2002. С. 106–111.
11. Сибата К. Поведение бора в стали и его влияние на структуру и свойства. Институт черной металлургии Японии. 2000.
12. Оптимизация прокаливаемости и состава термоулучшаемой борсодержащей стали / М. В. Бобылев, А. М. Ламухин, О. В. Кувшинников и др. // Сталь. 2002. № 7. С. 68–71.
13. Frank A. R., Kirkcaldy A. The effect of boron on the properties of electric arc-sourced plain carbon wire drawing qualities // Wire Journal International. 1998. № 5. P. 100–113.
14. North Star Steel Texas's experience with boron additions to low-carbon steel / B. Yalamanchili, J. Nelson, P. Power, D. Lanham // Wire Journal International. 2001. № 11. P. 90–94.
15. Анализ показателей качества сварочной проволоки методом статистической оценки стабильности ее химического состава / В.А. Медюшко, О.Н. Разоренов, В.И. Криворотов, Ю.В. Медюшко // Индустрия. 2005. № 1(39).
16. О возможности образования твердого раствора кремния в железе / В.В. Росихин, В.И. Большаков, Г.М. Воробьев и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. Днепропетровск: ПГАСА, 2003. Вып. 22. С. 129–135.
17. Повышение качества сварочной проволоки из стали марки Св-08Г2С в условиях ОАО «ММК» и ОАО «ММК-МЕТИЗ» / А.С. Гульцин, А.А. Соколов, М.В. Зайцева, Д.Р. Бакаев // Горный журнал. 2012. № 3.
18. Стогний Ю.Д., Стовпченко А.П., Грищенко Ю.Н. Исследование особенностей получения стали с заданным уровнем механических свойств // Вісник Приазовського державного технічного університету. 2010. С. 10–13.
19. Стовпченко А.П. Проблема микролегирования стали применительно к получению сварочных проволок // Современные проблемы металлургии: сб. науч. тр. Вып. 1. Днепрпетровск, 1999. С. 133–141.
20. Таранец М.А. Современные тенденции развития производства сварочной проволоки типа Св-08Г2С // Рынки сортового проката и метизов: сб. материалов 2-й ежегодной НТК. Алушта, 2004 (Металл-курьер). С. 83–85.
21. Проблемы производства сварочных материалов на ОАО «Межгосметиз-Мценск» / В.П. Костюченко, М.А. Таранец, З.А. Дегтяренко, С.А. Шамин, В.Д. Кузяков // Метизы. 2006. № 3 (12). С. 17–20.
22. Особенности производства сварочной омедненной проволоки на ОАО «Межгосметиз-Мценск» / В.П. Костюченко, М.А. Таранец, З.А. Дегтяренко, С.А. Шамин, В.Д. Кузяков // Сварщик в Белоруссии. 2005. № 1 (18). С. 12–15.
23. Емелюшин А.Н., Шекшеев М.А. Исследование влияния термических циклов на структуру основного металла при сварке стали категории прочности К56 // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2011. № 1. С. 150–153.
24. Особенности формирования структуры и свойств сварных соединений стали класса прочности К56 при дуговой сварке / Емелюшин А.Н., Сычков А.Б., Завалишин А.Н., Шекшеев М.А. // Черные металлы. 2013. № 8 (980). С. 18–22.
25. Емелюшин А.Н., Сычков А.Б., Шекшеев М.А. Исследование формирования структуры и свойств металла зоны термического влияния низколегированной трубной стали при различных режимах дуговой сварки // Черная металлургия. 2013. № 9 (1365). С. 50–52.
26. Емелюшин А.Н., Сычков А.Б., Шекшеев М.А. Исследование свариваемости высокопрочной трубной стали класса прочности К56 // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 3. С. 26–30.
27. Сычков А.Б., Завалишин А.Н., Перчаткин А.В. Структурообразование в катанке повышенной деформируемости из низкоуглеродистой легированной стали Св-08Г2С с микродобавками бора // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 2. С. 50–53.
28. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки / А.Б. Сычков, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко, С.Ю. Жукова, М.А. Жигарев, А.В. Перчаткин, А.В. Перегудов, И.Н. Чуйко. Бендеры: Полиграфист, 2009. 608 с.
29. Кинетика фазовых превращений в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С при непрерывном охлаждении / В.В. Парусов, С.Ю. Жукова, М.Ф. Евсюков, А.Б. Сычков и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. науч. тр. Днепропетровск: ДрукарняВизион, 2004. Вып. 9. С. 191–197.
30. V.V. Parusov, A.B. Sychkov, I.V. Derevyanchenko, S.Yu. Zhukova, O.L. Kucherenko, M.A. Zhigarev. High-deformability wire rod made of steel Sv-08G2S // Metallurgist. Januar 2007. Vol. 51. Issue 1–2. P. 121–130.
31. Влияние химического состава и технологических параметров на механические характеристики катанки из стали Св-08Г2С / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, С.Ю. Жукова, М.А. Жигарев // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2005. № 4. С. 68–71.
32. Fine microstructure of wire rods manufactured from Sv-08G2S high-plasticity steel / A.M. Nesterenko, A.B. Sychkov, S.Yu. Zhukova, V.I. Sukhomlin // Metallurgist. September

2008. Vol. 52. Iss. 9–10. P. 511–516.
33. Структура катанки из стали Св-08Г2С улучшенного химического состава / А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство. Т. 1: труды XII ВНПК с международным участием. Старый Оскол: Изд-во филиала МИСиС, 2015. С. 213–219.
34. Development of a production process for rolled welding wire made from Sv-08KHGSMFA alloy / A.B. Sychkov, V.V. Parusov, M.A. Zhigarev, S.Yu. Zhukova, A.V. Perchatkin, A.V. Peregudov // Metallurgist. July 2007. Vol. 51. Issue 7–8. P. 384–393.
35. Special features of rod from steel Sv-08KHG2SMF / A.M. Nesterenko, A.B. Sychkov, V.I. Sukhomlin, S.Yu. Zhukova, A.N. Moroz // Metal Science and Heat Treatment. Vol. 51. № 7–8. P. 372–374.
36. Новое применение бора в металлургии / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко, М.А. Жигарев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2005. № 1 (9). С. 15–17.

Материал поступил в редакцию 22.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-55-70

THE EFFECT OF METALLURGICAL FACTORS AND HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE OF WIRE ROD FOR WELDING APPLICATION

Mark Kizhner – Ph.D. (Eng.), Technical Manager

HOD-ASSAF Metals Ltd. - Kiriya Gat Rolling Mill, Ashkelon, Israel. E-mail: mark@hodindustry.co.il

Alexander B. Sychkov – D.Sc. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: absychkov@mail.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-0886-1601>

Maxim A. Sheksheev – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: sheksheev@yandex.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-4790-2821>

Sergey O. Malashkin – Postgraduate Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: shtirlic21999@mail.ru

Gyuzel' Ya. Kamalova – Postgraduate Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: 174kamalova@mail.ru

Abstract

Problem Statement (Relevance): It is the metal microstructure that primarily determines what combination of mechanical and performance properties the final steel products will have, as well as their processability and applicability. The technical and patent literature looks at the relationship between the metallurgical quality of an as-cast billet and the process and heat treatment parameters and the structure and properties of the wire rod for welding. However, in a number of cases the choice of process conditions that would efficiently lead to the formation of a homogeneous ferritic structure with completely or partially excluded negative bainitic-martensitic areas in a low-carbon alloy wire rod is not a straightforward choice. This article looks at increasing the plasticity of wire rod at the steel-making stage and during the wire rod heat treatment process rather than during the actual wire rod production, which is the conventional approach. **Objectives:** The article aims to analyze the effect of metallurgical factors and heat treatment on the structure of the wire rod designed for the manufacture of welding electrodes and copper-coated wire for semi- and automatic welding, as well as to develop an efficient end-to-end process from steel production and refining to continuous casting, rolling and the Stelmor line heat treatment process, which would provide a high-performance annealing-free wire drawing operation with the above-mentioned

welding products obtaining the desired performance characteristics. **Methods Applied:** The chemical composition of the steel was determined with the help of standard spectrometers. The metallographic tests were based on optical and scanning and transmission electron microscopy. The microsegregation of chemical elements and the chemical composition of non-metallic inclusions were studied with the help of energy and wavelength dispersive X-ray spectrometers within a scanning electron microscope by electron microanalysis. Micro hardness testers were applied for structural component microhardness measurements. Tensile tests were carried out for the wire rod. A CCT diagram was developed using a dilatometric technique. **Originality:** The authors have developed scientifically proven solutions for optimising the chemical composition of low-carbon steel alloyed with manganese, chromium, nickel, molybdenum and vanadium at different combinations and concentrations. The authors have defined the conditions for efficient microalloying of steel with boron correlated with the nitrogen concentration. The authors have also found an efficient temperature range for the low carbon alloy wire rod austenitization process ensuring an efficient quasi-isothermal cooling rate during the air phase. The rate values were determined when analysing a CCT diagram. **Findings:** The study helped establish the following scientifically sound relationships: The boron to nitrogen ratio of 0.8 +/-

0.15 should be used for boron microalloying to prevent the impacts of free boron and nitrogen, with free boron entailing an increased hardenability and free nitrogen leading to ferrite strengthening and the ageing effect while at the same time minimizing the hardening element concentration resulting in their minimum grade-determined concentration defined based on the equivalent carbon and/or manganese content (their values should be no greater than 0.55 and 2.10% respectively). Heat treatment of the Sv-08G2S and Sv-08KhG2SMF steels involves austenization at 950-980°C and cooling which takes place under insulation caps at the rate of 0.15 to 0.30°C/s and results in the ferrite structure formation with the minimum number (no more than 5% and 15% respectively) of bainitic-martensitic areas at the cross section. This provided a high processability with no need for softening treatments. **Practical Relevance:** This gives the best combination of the wire rod structure and properties meeting regulatory and customers' requirements and ensuring a high-performance wire drawing process. Thus, in the case of the Sv-08G2S steel the tensile strength dropped from 750 to 500 MPa, the contraction ratio increased from 35 to 75%, the number of bainitic-martensitic areas saw an 8-fold reduction (from 40 to 5%). This also saved two intermediate recrystallization annealing operations when drawing a 0.8 mm wire out of a 5.5 mm wire rod.

Keywords: Metallurgical factors, micro-alloying, boron, wire rod, Stelmor line, heat treatment, cooling rate, structure, properties, bainitic-martensitic areas.

References

- Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Mironov O.A. The effect of chemical composition on the structure and properties of heat- and wear resistant cast irons. *Izvestiya vysshykh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of higher educational institutions. Ferrous metallurgy], 2007, no. 3, pp. 44-47.
- Ri E.Kh., Ri Khosen, Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V. et al. *Kompleksno-legirovannye belye chuguny funktsional'nogo naznacheniya v litom i termoobrabotannom sostoyanii* [Functional application multi-alloyed white cast irons in the as-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 higher educational institutions. 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., Solovyev V.P., Tsybrov S.V. Edited by Kolokoltsev V.M. *Spetsial'nye chuguny. Litye, termicheskaya obrabotka, mekhanicheskie svoystva: ucheb. posobie* [A guide in special cast irons: Casting, heat treatment, mechanical properties]. Magnitogorsk: NMSTU, 2009, 187 p.
- Pokhodnya I.K. Welding materials: The current state and development trends. *Avtomaticheskaya svarka* [Automatic Welding], 2003, no. 3, pp. 9-20.
- Gracheva V.S. *Nizkolegirovannyye provoloki s uluchshennymi tekhnologicheskimi svoystvami dlya svarki v zashchitnykh gazakh stroitel'nykh metallokonstruktsii: dissertatsiya kandidata tekhnicheskikh nauk: 05.23.01; 05.16.01* [Low-alloy wire with improved processing properties for gas-shielded welding of steel structures: Ph.D. dissertation: 05.23.01; 05.16.01]. Makeevka, 1996, 202 p.
- Kulesha V.A., Degtyarev V.N., Khabibulin D.M., Urtsev V.N., Klekovkina N.A., Miroshnichenko V.D. Effect of rolling in the two-phase region on the structure and mechanical properties of the 08G2S wire rod and wire. *BTI Chernaya metallurgiya* [BTI Ferrous metallurgy], 2000, no. 6, pp. 69-73.
- Kulesha V.A., Degtyarev V.N., Khabibulin D.M. et al. Analysing the impact of the final wire rod rolling temperature on the structure and mechanical properties of the wire. *BTI Chernetinformatsiya: Chernaya metallurgiya* [BTI Chernetinformatsiya: Ferrous metallurgy], 2000, no. 3, 4, pp. 64-65.
- Deyneko L.N., Klimenko A.P., Gul' Yu.P., Karnaukh A.I., Dudkina O.A. A study of the process parameters effect on the austenite decomposition kinetics in the 08G2S steel. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: sbornik nauchnykh trudov* [Construction, materials science, mechanical engineering: Research papers]. Dnepropetrovsk: PGASA, 2002, pp. 106-111.
- Shibata K. Boron behavior in the steel and its effect on the structure and properties. Institute of Japan's steel industry, 2000. Information from the Internet.
- Bobylev M.V., Lamukhin A.M., Kuvshinnikov O.V. et al. Optimized hardenability and composition of heat-treated boron steel. *Stal'* [Steel], 2002, no. 7, pp. 68-71.
- Frank A. R., Kirkcaldy A. The effect of boron on the properties of electric arc-sourced plain carbon wire drawing qualities. *Wire Journal International*, 1998, no. 5, pp. 100-113.
- B. Yalamanchili, J. Nelson, P. Power, D. Lanham. North Star Steel Texas's experience with boron additions to low-carbon steel. *Wire Journal International*, 2001, no. 11, pp. 90-94.
- Medyushko V.A., Razorenov O.N., Krivorotov V.I., Medyushko Yu.V. Analysis of the welding wire quality indicators by statistical evaluation of the chemical composition stability. *Industriya* [Industry], 2005, no. 1(39).
- Rosikhin V.V., Bolshakov V.I., Vorobyev G.M. et al. On the possibility of the formation of a solid solution of silicon in iron. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: sbornik nauchnykh trudov* [Construction, materials science, mechanical engineering: Research papers]. Dnepropetrovsk: PGASA, 2003, vol. 22, pp. 129-135.
- Gultsin A.S., Sokolov A.A., Zaytseva M.V., Bakaev D.R. Improving the quality of the Sv-08G2S welding wire at MMK JSC and MMK-METIZ JSC. *Gorniy zhurnal* [Mining Journal], 2012, no. 3.
- Stogniy Yu.D., Stovpchenko A.P., Grishchenko Yu.N. Looking at the production of steel with a given level of mechanical properties. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta* [Vestnik of Priazovskiy State Technical University], 2010, pp. 10-13.
- Stovpchenko A.P. The problem of steel micro-alloying in relation to the production of welding wires. *Sovremennyye problemy metallurgii: sbornik nauchnykh trudov* [Current problems of metallurgy: Research papers], Vol. 1, Dnepropetrovsk, 1999, pp. 133-141.
- Taranets M.A. Current trends in the production of the Sv-08G2S welding wire. *Rynki sortovogo prokata i metizov: sbornik materialov vtoroy ezhegodnoy nauchno-*

- tekhnicheskoy konferentsii [Long products and metalware markets: Proceedings of the 2nd Annual Research Conference]. Alushta, 2004 (Metall-kuryer), pp. 83-85.
21. Kostyuchenko V.P., Taranets M.A., Degtyarenko Z.A., Shamin S.A., Kuzyakov V.D. The problems of welding materials production at Mezghosmetiz-Mtsensk JSC. *Metizy* [Hardware], 2006, no. 3 (12), pp. 17-20.
 22. Kostyuchenko V.P., Taranets M.A., Degtyarenko Z.A., Shamin S.A., Kuzyakov V.D. Some features of copper-coated welding wire production at Mezghosmetiz-Mtsensk JSC. *Svarshchik v Belorussii* [Welder in Belarus], 2005, no. 1 (18), pp. 12-15.
 23. Emelyushin A.N., Sheksheev M.A. Looking at the effect of heat cycles on the primary structure of the K56 steel in a welding operation. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya* [Important problems of modern science, technology and education], 2011, no. 1, PP. 150-153.
 24. Emelyushin A.N., Sychkov A.B., Zavalishchin A.N., Sheksheev M.A. Formation of the structure and properties of welded joints in the K56steel grade in an arc welding operation. *Chemye metally* [Ferrous metals], 2013, no. 8 (980), pp. 18-22.
 25. Emelyushin A.N., Sychkov A.B., Sheksheev M.A. Looking at the formation of the structure and properties of the heat-affected zone in low-alloy steel pipe in different arc welding conditions. *Chernaya metallurgiya* [Ferrous Metallurgy], 2013, no. 9 (1365), pp. 50-52.
 26. Emelyushin A.N., Sychkov A.B., Sheksheev M.A. Looking at the weldability of the K56 high-strength pipe steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2012, no. 3, pp. 26-30.
 27. Sychkov A.B., Zavalishchin A.N., Perchatkin A.V. Structure formation in a high-plasticity steel wire rod made of the Sv-08G2S low-carbon boron microalloyed steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2012, no. 2, pp. 50-53.
 28. Sychkov A.B., Parusov V.V., Nesterenko A.M., Zhukova S.Yu., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V., Peregudov A.V., Chuyko I.N. *Struktura i svoystva katanki dlya izgotovleniya elektrodov i svarochnoi provoloki* [The structure and properties of the wire rod for welding]. Bendery: Poligrafist, 2009, 608 p.
 29. Parusov V.V., Zhukova S.Yu., Evsyukov M.F., Sychkov A.B. et al. The kinetics of phase transformations in the continuously cast Sv-08G2S steel wire rod under continuous cooling conditions. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chemoy metallurgii: sbomik nauchnykh trudov* [Basic and applied problems of ferrous metallurgy: Research papers]. Dnepropetrovsk: DrukamyVizion, 2004, vol. 9, pp. 191-197.
 30. Parusov V.V., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Zhukova S.Yu., Kucherenko O.L., Zhigarev M.A. High-deformability wire rod made of steel Sv-08G2S. *Metallurgist*. January 2007, vol. 51, iss. 1-2, pp. 121-130.
 31. Parusov V.V., Sychkov A.B., Zhukova S.Yu., Zhigarev M.A. The effect of the chemical composition and process parameters on the mechanical properties of the Sv-08G2S steel wire rod. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'* [Metallurgical and Mining Industry], 2005, no. 4, pp. 68-71.
 32. Nesterenko A.M., Sychkov A.B., Zhukova S.Yu., Sukhomlin V.I. Fine microstructure of wire rods manufactured from Sv-08G2S high-plasticity steel. *Metallurgist*. September 2008, vol. 52, Iss. 9-10, pp. 511-516.
 33. Sychkov A.B., Sheksheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya. The structure of the wire rod made of the Sv-08G2S steel with an improved chemical composition. *Sovremennye problemy gorno-metallurgicheskogo kompleksa. Nauka i proizvodstvo. T.1: trudy XII Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem* [Current issues of mining and metallurgy. Science and Industry. Vol. 1. Proceedings of the 12th Russian Research Conference with international participation]. Stary Oskol: Publishing house of the MISA branch, 2015, pp. 213-219.
 34. Sychkov A.B., Parusov V.V., Zhigarev M.A., Zhukova S.Yu., Perchatkin A.V., Peregudov A.V. Development of a production process for rolled welding wire made from Sv-08KHGSMFA alloy. *Metallurgist*, July 2007, Vol. 51, Issue 7-8, PP. 384-393.
 35. Nesterenko A.M., Sychkov A.B., Sukhomlin V.I., Zhukova S.Yu., Moroz A.N. Special features of rod from steel Sv-08KHG2SMF. *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 51, no. 7-8, pp. 372-374.
 36. Parusov V.V., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Zhigarev M.A. A new application of boron in metallurgy. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], no. 1 (9), 2005, pp. 15-17.

Received 22/04/16

Влияние металлургических факторов и термической обработки на формирование структуры сварочной катанки / Кижнер М., Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 55–70. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-55-70

Kizhner M., Sychkov A.B., Sheksheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya. The effect of metallurgical factors and heat treatment on the structure of wire rod for welding application. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 55–70. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-55-70

УДК 539.1

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

ПРИЗНАКИ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ФАЗ В СИСТЕМАХ Al-Si, Fe-C И Al-Cu

Шахназаров К.Ю.

Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия

Аннотация

Актуальность: многие тысячи дорогостоящих диаграмм состояния отражают специфику взаимодействия компонентов при разном их соотношении и температурах, но дают представление о не имеющей потребительской ценности так называемой металлографической структуре. (Наиболее известные справочники диаграмм состояния Хансена и Андерко, Эллиота, Шанка называются «Структуры двойных сплавов».) Между тем линии диаграммы состояния являются концентрационными зависимостями протяженности по температуре интервалов кристаллизации и перекристаллизации. Качественное изменение этих интервалов является фундаментальным признаком конгруэнтно и инконгруэнтно плавящихся фаз, соединений типа σ -фазы, которые интересны не своей структурой, а «особыми» полезными или вредными свойствами. Полагаем актуальным найти связь с диаграммами состояний аномалий свойств промышленных сплавов (сталь, силумин, дуралюмин). **Цель работы:** найти связь аномалий свойств двойных сплавов (сталь, дуралюмин, силумин) с диаграммой состояния – с качественными изменениями интервала кристаллизации. Качественное изменение протяженности по температуре интервала кристаллизации (КИ ΔLS , где L – ликвидус, S – солидус, ΔLS – разница между температурами L и S) по мере увеличения (уменьшения) содержания второго компонента имеет место в эвтектической точке, у концов эвтектической или перитектической горизонталей, у изгиба ликвидуса или солидуса, если отвечающие им солидус или ликвидус монотонны. **Методы исследования:** используются литературные (т.е. объективные) данные по взаимосвязи свойств двойных систем (Al-Si, Fe-C, Cu-Al) с существующими фазовыми диаграммами. **Новизна:** аномалии свойств силуминов, сталей и дуралюминов могут быть связаны с промежуточными фазами $\sim Al_{11}Si$, $Al_{98,5}Si_{1,5}$, Al_7Si , $AlSi_6$, $Fe_{24}C$, $Fe_{42}C$, $Al_{41}Cu_9$, $Al_{49}Cu$, Cu_4Al и Cu_7Al_3 , которые находятся вблизи качественных изменений интервалов затвердевания или превращения в твердом состоянии. **Практическая значимость:** признание этих фаз позволяет сделать диаграммы полезными для практики и разрешить коллизию, сформулированную А.А. Бочваром: «Однозначной зависимости между составом и свойствами, как оказалось, вообще не существует».

Ключевые слова: ликвидус, солидус, эвтектика, перитектика, промежуточная фаза.

Введение

Цель настоящей работы – обоснование наличия признаков промежуточных фаз в эвтектических и эвтектоидных системах Al-Si, Al-Cu и Fe-C. Очень редко, но такие фазы обнаружены, например, $InZn_8$ (установлена кристаллическая решетка) [6, с. 540] и Pt_4Al (установлена и точка Курнакова) [7, с. 74].

Методика

Поскольку всеобъемлющей классификации промежуточных фаз на основе какого-либо единственного признака в настоящее время нет, то методической основой настоящей работы являются:

1. Отказ Н.С. Курнакова, Н.В. Агеева и С.А. Погодина в 1928 г. от правила аддитивного изменения свойств в эвтектических системах (правила Курнакова), «теоретически установ-

ленного Н.С. Курнаковым и С.Ф. Жемчужным» в 1908 г. [8, с. 77].

2. Суждение М. Хансена: «Промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам химических соединений, не будучи по характеру своей структуры соединением» [9, с. 377].

3. Критерий наличия промежуточной фазы – «то максимум, то минимум, то просто перелом на кривых изменения свойств ... однако для использования этих кривых принципиально безразлично, чем именно объясняются наблюдаемые отступления» [10, с. 368], как и состояние сплава – жидкое или твердое, т.к. их физические свойства весьма близки [11, с. 6], а «металлургическая наследственность» предполагает «взаимосвязь и взаимовлияние жидкого и твердого состояний» [11, с. 74, 52]. Это важно, т.к. сплав-смесь когда-то был однофазным, будучи расплавом, а ферритно-цементитная смесь была однофазной еще и в аустенитном состоянии. Непол-

ное знание механизма передачи наследственных признаков [11, с. 53] не отменяет металлургическую наследственность.

4. Суждение Д.А. Петрова: «Результаты, полученные для систем с непрерывным рядом твердых растворов легко распространить на системы, образующие эвтектические смеси твердых растворов» [12, с. 19]. Это экспериментально обоснованное суждение исключает роль металлографической структуры, что позволяет искать хотя бы формальные признаки наличия промежуточных фаз, которые интересны только тем, что дают полезные или вредные аномалии свойств.

5. Безусловная и самоочевидная связь конгруэнтно и inconгруэнтно плавящихся фаз с качественными изменениями интервалов кристаллизации КИΔLS.

В эвтектических и эвтектоидных системах L означает ликвидус или ликвидоид (линия GOS в системе Fe-C), а S – солидус или солидоид (линия PSK в той же системе).

6. Безусловное КИΔLS у концов эвтектической горизонтали, в эвтектической и эвтектоидной точках, у любой немонотонности (изгибе) L, поскольку S в эвтектических и эвтектоидных системах является горизонталью.

7. Ввиду разнообразия диаграмм состояния для одной и той же системы, «за критерий верности и пригодности» берется «степень ее соответствия наблюдаемым структуре и свойствам» [13, с. 196].

8. Приоритет отдается «старым» данным, которые А.А. Бочвар (в учебнике) ценил больше «новых» [13, с. 194].

Твердость и электросопротивление обозначены Н и ρ соответственно.

Обсуждение Система Al-Si

В этой системе атомные и массовые проценты практически совпадают.

Кривые ρ (при 450 и 660°C) (рис. 1, кр. 2, 3) и магнитной восприимчивости (при 500 и 900°C) (кр. 3, 9) с экстремумами при ~ 8% Si привели к фактическому признанию фазы ~ Al₁₁Si: «наличие экстремальных значений связано с сильным взаимодействием между атомами компонентов в жидком и твердом состояниях по типу связи в интерметаллических соединениях» [14, с. 204]. Формальное признание фазы ~ Al₁₁Si не сделано, «поскольку на диаграмме состояния Al-Si отсутствуют какие-либо соединения» [14, с. 204]. Второй признак – изгиб L при ~ 8% Si [15, с. 259], т.е. КИΔLS, позволяет формально признать фазу ~ Al₁₁Si. Признание фазы ~ Al₁₁Si позволяет дать объяснение тому, что на кривых свойства –

состав «могут появляться особые точки, не связанные с положением эвтектической точки» [16, с. 90], а также минимуму пластичности доэвтектических силуминов, изгибу кривой σ_В – % Si [15, с. 263] (кр. 3), экстремумам магнитной восприимчивости (кр. 3, 10).

При 4% Si, где КИΔLS из-за изгиба ликвидуса при монотонном солидусе самоочевидно, находится минимум жидкотекучести (кр. 8) [30, с. 117, 135].

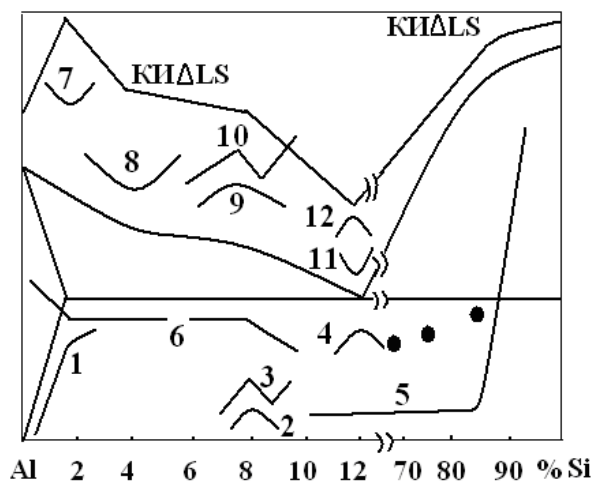


Рис. 1. Схематизированная зависимость от содержания Si свойств и КИΔLS:

● – твердость порошковых силуминов (остальные пояснения в тексте)

Резкий, не комментируемый А.А. Бочваром и И.И. Новиковым, изгиб кривой линейной усадки при 8% Si [17, с. 219] (кр. 6) позволяет также поиному взглянуть на такой же изгиб кривой усадки при ~ 1,5% Si и оспорить мнение Л.Ф. Мондольфо: «Горячеломкость достигает максимума при концентрации, отвечающей пределу растворимости в твердом состоянии в области максимального интервала между солидусом и ликвидусом» [18, с. 146]. Этот «максимальный интервал» находится у конца эвтектической горизонтали, где КИΔLS очевидно, что позволяет предположить наличие фазы Al_{98,5}Si_{1,5} и связать с ней горячеломкость. В пользу этой фазы свидетельствуют абсолютный максимум вязкости расплава при перегреве над L на 120°C, минимум ρ и плотности расплава (кр. 7) и изгиб кривой ρ при ~ 1,5% Si (кр.1) [15, с. 261, 270].

У эвтектического состава (~ 12% Si) одновременный максимум σ_В и δ (кр. 4) [15, с. 263]. Вопреки экспериментальным данным А.Е. Вол пишет, что σ_В «непрерывно увеличивается ... а δ непрерывно снижается» [15, с. 262], что скрывает аномалию – признак промежуточной фазы ~ Al₇Si. Другой признак – небольшие изгибы кривых Н

[15, с. 265] и ρ [15, с. 270] вблизи $\sim 12\%$ Si – также очевиден. Третий признак – максимум плотности расплава (кр. 12) и минимумы вязкости у расплава эвтектического состава при перегревах над ликвидусом на 50 и 120°C (кр. 11) [15, с. 261].

Изгиб L при $\sim 15\%$ Al [15, с. 259] дает, как в любой эвтектической системе, КИΔLS. Несмотря на более высокую (в ~ 50 раз) H кремния по сравнению с алюминием, H сплава с $\sim 85\%$ Si в ~ 9 раз ниже, чем это следует из правила аддитивности (кр. 5). Очень резкий изгиб кривой H при $\% \text{ Si} > \sim 85$ (H при 85 – 100% Si возрастает в ~ 10 раз [2, с. 236]) может быть признаком промежуточной фазы $\sim \text{AlSi}_6$ (кр. 5).

Никакого отношения это вопиющее нарушение правила аддитивности к металлографической структуре не имеет. Это строго доказано: предпринятые Е.М. Савицким и В.В. Барон «попытки получения алюминиево-кремнистых сплавов с иным распределением структурных составляющих путем изменений условий литья, длительности отжига, деформации не привели к положительным результатам. Так, твердость горяче-прессованного состава с 55% кремния почти не

изменилась по сравнению с литым сплавом и составила 90 кг/мм²» [19, с. 179]; у литого – 93,5 кг/мм² [19, с. 177], а по правилу аддитивности должна составлять ~ 450 кг/мм² [19, с. 176].

Только металлокерамическим способом удалось повысить твердость сплавов с 60, 75 и 85% Si в ~ 3 раза [19, с. 179], исключив контакт атомов Al и Si в расплаве, в котором, вероятно, закладываются аномалии свойств эвтектических сплавов. Во всяком случае, В.Я. Аносов и С.А. Погодин изгиб ликвидуса в эвтектических системах связывают с «тенденцией к расслоению» и «наличием неустойчивой бинадальной кривой» [20, с. 434].

Система Fe-C

(основные свойства схематизировано
представлены на рис. 2)

Из-за изгиба ликвидуса и линии GOS у точек В и О (у них общая абсцисса при $\sim 0,5\%$ C) имеют место явные качественные изменения интервалов и кристаллизации, и перекристаллизации.

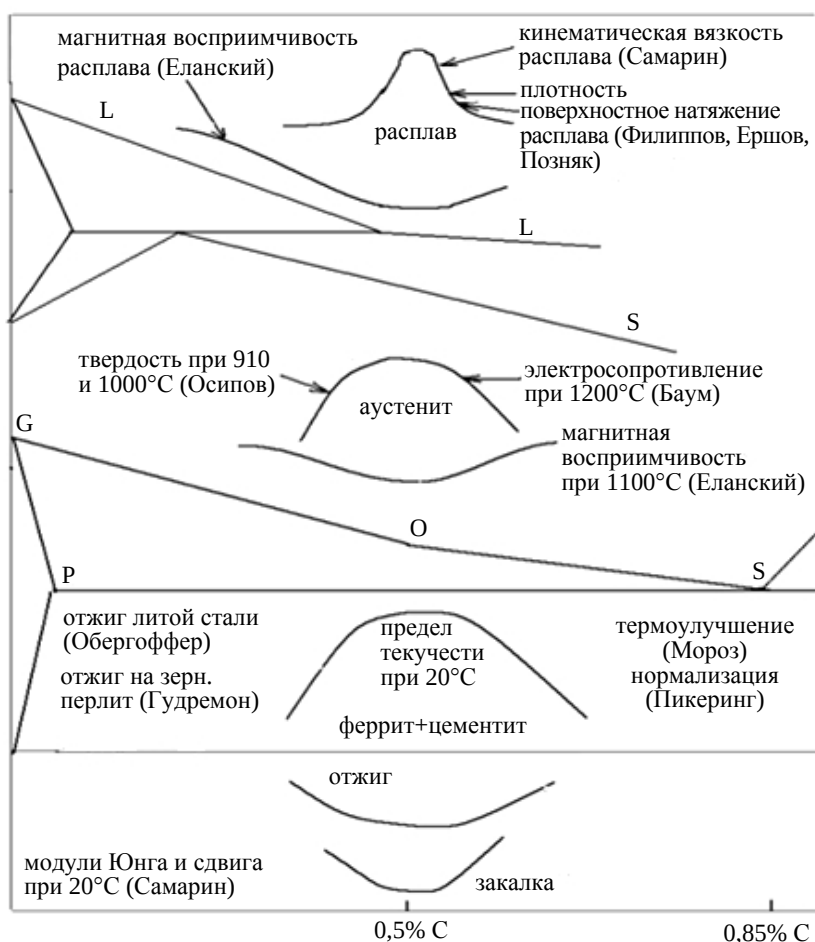


Рис. 2. Диаграмма состояния Fe-C и зависимость свойств от содержания углерода

Исключительно из «настоющих» книг по металлостроению известны не требующие ссылок качественные изменения структуры и свойств. Например, при % C > 0,5: мартенсит начинает менять морфологию от дислокационной к двойникованной, становясь катастрофически хрупким, хотя является твердым раствором, становится тетрагональным без оговорок на самоотпуск во время закалочного охлаждения, почти не упрочняется углеродом; феррит теряет способность быть видманштеттовым и упрочняется в результате естественного старения после субкритической закалки.

Расплавы и аустенит (при ~ 1100°) остро реагируют своими свойствами на ~ 0,5% C [11, с. 100], [21, с. 107].

Металлографической структурой, на наш взгляд, нельзя объяснить максимум предела текучести не только отожженных [5, с. 61], [4, с. 480], но и высокоотпущенной после закалки [22, с. 144] стали с ~ 0,5% C, как и минимум модулей Юнга и сдвига отожженных сталей с ~ 0,5% C [23, с. 232]. Такие качественные изменения свойств можно приписать промежуточной фазе ~ Fe₄₂C (0,5% C), особенно если следовать наставлением учебника по обнаружению промежуточных фаз по аномалиям свойств расплавов [21, с. 93].

КИАЛС в эвтектоидной точке очевидно. П.Я. Салдау показал максимумы ρ и H отожженных на зернистый и пластинчатый перлит сталей с 0,89% C, что объяснил «особым физическим состоянием вещества» [24, с. 52 – 54, 189], поскольку, согласно «здравому смыслу», высокоомный и высокотвердый цементит обязан повышать ρ и H всех сталей.

Для обоснования фазы ~ Fe₂₄C (0,89% C) важно следующее заключение: «из всех сплавов на основе железа лишь у чистого железа и стали эвтектоидного состава (~ 0,8% C) физический предел усталости отсутствует» [25, с. 101], площадка текучести – тоже [25, с. 101]. Это означает, что ~ Fe₂₄C является индивидом. Как и Fe.

Наличие фазы ~ Fe₂₄C подтверждается максимумами модулей Юнга и сдвига при ~ 0,9% C как для закаленного (твердый раствор), так и отожженного (ферритно-цементитная смесь) состояний [23, с. 232]. Качественно одинаковый и очевидно немонотонный вид кривых модулей упругости антиподов по структуре (продуктов закалки и отжига) в работе [23] не обсуждается,

но вводится без раскрытия его сути понятие «другая дополнительная причина» [23, с. 235], созвучная «физическому состоянию вещества» [24, с. 54]. Эти довольно неопределенные понятия можно заменить признанием промежуточных фаз ~ Fe₂₄C и ~ Fe₄₂C, на наш взгляд.

Система Al-Cu

Эвтектической точке (~ 67 мас. %, 82 ат. % Al, 548°С) отвечает минимум на кривой износа литых сплавов, что означает аномалию: увеличение доли сверхтвердой по отношению ко второму компоненту эвтектики (твердому раствору Cu в Al) фазы Al₂Cu снижает износостойкость [15, с. 341, 360, 373]. Это позволяет декларировать фазу ~ Al₄₁Cu₉.

«Максимум вязкости расплавов отвечает предельной растворимости меди в алюминии в твердом состоянии» (97,5 ат, 94,3 мас. % Cu, 548°С [15, с. 353]), т.е. концу эвтектической горизонтали. Это позволяет декларировать фазу ~ Al₄₉Cu, поскольку «изотермы вязкости часто имеют максимум при концентрациях, соответствующих составу интерметаллических соединений» [26, с. 232]. Другим доводом является почти неизменность плотности сплавов с 4,99 и 5,95 мас. % Cu (2,482 и 2,484 г/см³ соответственно), хотя плотность 6 сплавов, содержащих 0,73 – 10,35 мас. % Cu, повышается в среднем на ~ 0,2 г/см³ в расчете на 1% Cu [15, с. 355]. Согласно [8, с. 39, 469, 543] почти площадка на кривых свойств является признаком промежуточной фазы. Третьим доводом является очень высокая восприимчивость сплавов с 5,96 мас. % Cu к термической обработке: закалка от 500° повышает H по Шору на ~ 50% по сравнению с отожженным состоянием, а естественное старение после закалки еще на ~ 50%. Другие изученные сплавы с 2,13, 2,62 и 6,33 мас. % Cu вообще не чувствительны к обоим видам термообработки [15, с. 363] (рис. 3). Пределы прочности и текучести при ~ 6% Cu имеют максимумы после закалки с искусственным или естественным старением [18, с. 45], хотя фазовый состав и структура немного левее и правее ~ 6% Cu не дают для этого оснований. Более того, уменьшение прочностных свойств при Cu > 6% означает неучастие в их формировании очень твердых интерметаллидов Al₂Cu.

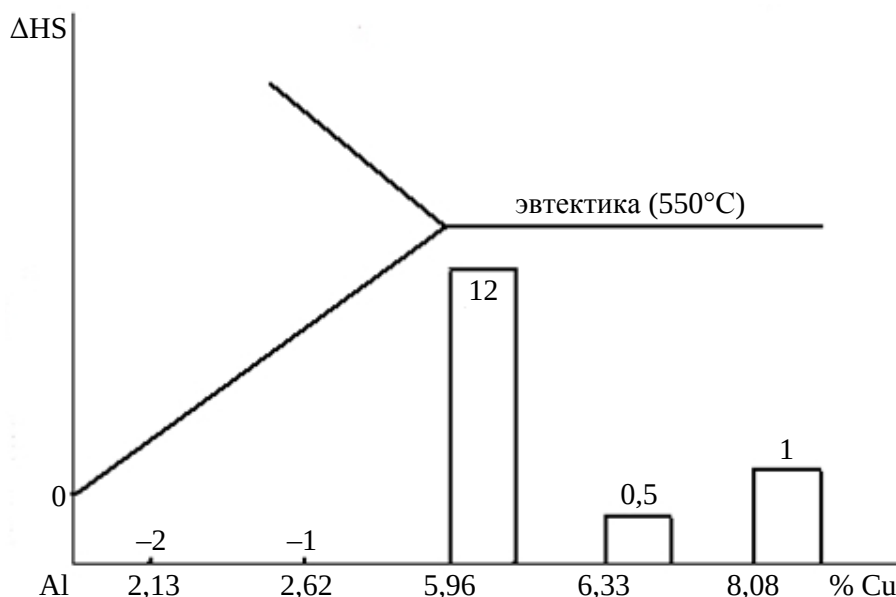


Рис. 3. Прирост твердости по Шору сплавов Al-Cu после закалки от 500°C и старения при 20°C в течение 120 ч от % Cu; часть диаграммы Al-Cu

У аномалий у конца эвтектической горизонтали (~ 6% Cu, 548°C) есть аналоги – аномалии свойств у концов эвтектоидной (565°C) горизонтали, т.е. при 19,6 ат. %, 9,4 мас. % Al и 30,3 ат. %, 15,6 мас. % Al [15, с. 342]. На конец при 19,6 ат. % Al остро реагирует модуль Юнга – острее, чем на самую известную промежуточную фазу Al_2Cu . На конец при 30,3 ат. % Al реакция еще острее: сплав этого состава имеет абсолютный максимум износостойкости в системе Cu-Al [15, с. 342, 360]. Фазовым составом, металлографической структурой эти аномалии объяснить нельзя, на наш взгляд. Декларировать фазы ~ Cu_4Al и Cu_7Al_3 позволяет и то, что первая находится под концом эвтектической (1035°C), а вторая – под концом перитектической (1036°C) [15, с. 342] горизонталей, что в обоих случаях означает КИΔLS – признак промежуточной фазы.

Заключение

В заключение приведем некоторые положения учебника для металлургических вузов по идентификации промежуточных фаз: «Промежуточные фазы классифицируют по разным признакам»; «Всеобъемлющей классификации ... нет»; они «обычно», но не всегда имеют «структуру, отличную от структуры компонентов»; «Н.С. Курнаков подчеркивал ... состав, отвечающий сингулярной точке на кривых различных свойств»; формульный состав (A_nB_m) промежуточной фазы может находиться «за пределами области ее гомогенности» [27, с. 55, 56, 62, 65].

Из другого учебника для металлургических вузов: «Перлитную двухфазную колонию можно

принять как бы за одну фазу ...» [28, с. 221]. Понятно, что это, в определенном смысле, формальный прием.

Такой прием использован в настоящей работе, он позволил описать аномалии свойств очень разных систем (Al-Si, Al-Cu, Fe-C) с разными диаграммами состояний. Плодотворность приема подтверждена еще на десятках двойных системах.

Отметим также, что «необычные соединения со стехиометрическими составами A_8B , A_6B , A_4B и даже такие неожиданные составы, как $A_{27}B$, $A_{64}B$ и многие другие», известны более 40 лет [29, с. 249].

Декларируемые фазы ~ $Al_{11}Si$, $Al_{98,5}Si_{1,5}$, Al_7Si , $AlSi_6$, $Fe_{24}C$, $Fe_{42}C$, $Al_{41}Cu_9$, $Al_{49}Cu$, Cu_4Al и Cu_7Al_3 удовлетворяют двум принятым в физико-химическом анализе требованиям – им соответствуют аномалии свойств и они находятся вблизи качественных изменений протяженности по температуре интервалов кристаллизации или перекристаллизации.

Диаграммы состояния силуминов, сталей и дуралюминов с декларируемыми фазами хотя бы полезны, «если за критерий верности или пригодности диаграмм взять степень ее соответствия наблюдаемой структуре и свойствам» [13, с. 196].

Список литературы

1. Бочвар А.А. О зависимости механических свойств сплавов от их состава и строения // Известия АН СССР ОТН. 1946. №5. С. 743–752.
2. Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 516 с.
3. Беляев Н.И., Гудцов Н.Т. Обзор теоретических исследований и практических работ по вопросу об определении

- предела упругости // Журнал Русского Metallургического Общества. 1914. Ч. 1. №3. С. 375–414.
4. Гудремон Э. Специальные стали. В 2 т. Т. 1. М.: Metallургиздат, 1959. 952 с.
 5. Обергоффер П. Техническое железо. М.: Metallургиздат, 1940. 535 с.
 6. Вол А.Е., Каган И.К. Строение и свойства двойных металлических систем. В 4 т. Т. 3. М.: Наука, 1976. 814 с.
 7. Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов. М.: Metallургия, 1973. 760 с.
 8. Курнаков Н.С. Избранные труды. В 3 т. Т. 2. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 611 с.
 9. Хансен М. Структуры бинарных сплавов. В 2 т. Т. 1. Л.; М.: Metallургиздат, 1941. 640 с.
 10. Меськин В.С. Ферромагнитные сплавы и их свойства. Л.; М.: ОНТИ НКТП, 1937. 791 с.
 11. Жидкая сталь / Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В., Клименков Е.А., Базин Ю.А., Коваленко Л.В., Михайлов В.Б., Распопова Г.А. М.: Metallургия, 1984. 208 с.
 12. Петров Д.А. Вопросы теории сплавов алюминия. М.: Metallургиздат, 1951. 256 с.
 13. Бочвар А.А. Metallоведение. М.: Metallургиздат, 1956. 495 с.
 14. О некоторых особенностях структурно-чувствительных характеристик сплавов Al-Si / Крушенко Г.Г., Шпаков В.И., Никитин В.И., Торшилова С.И. // Известия АН СССР. Metallы. 1977. №4. С. 204–207.
 15. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. В 4 т. Т. 1. М.: Физматгиз, 1959. 755 с.
 16. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. М.: Наука, 1969. 280 с.
 17. Бочвар А.А., Новиков И.И. О твердо-жидком состоянии сплавов в период их кристаллизации // Известия АН СССР ОТН. 1952. №2. С. 217–224.
 18. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Metallургия, 1979. 640 с.
 19. Савицкий Е.М. Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1957. 294 с.
 20. Аносов В.Я., Погодин С.А. Основные начала физико-химического анализа. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1947. 876 с.
 21. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов. М.: Metallургия, 1991. 160 с.
 22. Мороз Л.С. Тонкая структура и прочность стали. М.: Metallургиздат, 1957. 159 с.
 23. Структура и свойства сплавов железа с углеродом / Самарин А.М., Федотов С.Г., Федотов И.П., Синодова Е.П. // Metallоведение: материалы симпозиума по metallургии и metallоведению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 231–235.
 24. Салдау П.Я. Метод электропроводности при высоких температурах. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1952. 207 с.
 25. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Физическая природа и закономерности разрушения // Metallоведение: материалы симпозиума по metallургии и metallоведению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 231–235.
 26. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. М.: Metallургия, 1976. 376 с.
 27. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Metallургия, 1990. 240 с.
 28. Лившиц Б.Г. Metallография. М.: Metallургия, 1990. 236 с.
 29. Корнилов И.И. Состояние и перспективы исследования в области металлов // Metallоведение: материалы симпозиума по metallургии и metallоведению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 246–257.
 30. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1967. 195 с.

Материал поступил в редакцию 26.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

INTERMEDIATE PHASE MARKERS IN Al-Si, Fe-C AND Cu-Al SYSTEMS

Karen Yu. Shakhnazarov – Ph.D. (Eng.), Associate Professor

Saint-Petersburg Mining University. E-mail: karen812@yandex.ru. ORCID: orcid.org/0000-0001-7501-6590

Abstract

Problem Statement (Relevance): Many thousands of high-cost state diagrams show how different components interact at different concentrations and different temperatures. But also such diagrams highlight the metallographic structure which has no customer value. ("Constitution of Binary Alloys" is the name of the most famous reference books of state diagrams by Hansen, Anderko, Elliott and Schank). The lines of state diagrams are concentration dependences of temperature-defined crystallization and recrystallization intervals. The change of the nature of such intervals is a principal indication of congruently and incongruently melting phases, i.e. σ -phase-like compounds, which are peculiar not in terms of their structure, but rather in terms of their unique useful or harmful properties. We believe that identifying a relationship between state diagrams and abnormal properties of industrial al-

loys (such as steel, silumin, duralumin) is a matter of great relevance. **Objectives:** The study aims to establish a relationship between the abnormal properties of binary alloys (such as steel, duralumin, silumin) and the state diagram, or the qualitative change of the crystallization interval. (The qualitative change of the temperature-defined crystallization interval (КИД LS, where L is a liquidus, S is a solidus, Δ LS is a difference between the L and S temperatures) takes place as the concentration of the second component rises (or falls) in the eutectic point, at the ends of the eutectic or peritectic horizontals, and close to the points where the liquidus or solidus curve bends if the corresponding solidus or liquidus demonstrates a monotonous curve. **Methods Applied:** The study is based on established (objective) data showing the relationship between the properties of binary systems (Al – Si, Fe – C, Cu – Al) and the existing phase diagrams.

Originality: The abnormal properties of silumins, steels and duralumins may be related to the intermediate phases $\sim \text{Al}_{11}\text{Si}$, $\text{Al}_{98,5}\text{Si}_{1,5}$, Al_7Si , AlSi_6 , Fe_{24}C , Fe_{42}C , $\text{Al}_{41}\text{Cu}_9$, Al_{49}Cu , Cu_4Al и Cu_7Al_3 located close to the qualitative change points within the solidification range or the solid-state transformation range. **Practical Relevance:** Allowing for the above phases makes the state diagrams useful in practical terms and helps resolve the contradiction expressed by A.A. Bochvar: "The unambiguous relationship between the composition and the properties doesn't appear to exist at all".

Keywords: Liquidus, solidus, eutecticum, peritectic, intermediate phase.

References

1. Bochvar A.A. On the dependence of mechanical properties of alloys on their composition and structure. *Izvestiya Akademii nauk SSSR Otdelenie tekhnicheskikh nauk* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences, Engineering Sciences Section], 1946, no. 5, pp. 743-752. (In Russ.)
2. Kornilov I.I. *Fiziko-khimicheskie osnovy zharoprochnosti splavov* [The physical and chemical nature of heat-resistant alloys]. Moscow: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1961, 516 p. (In Russ.)
3. Belyaev N.I., Gudtsov N.T. A review of theoretical studies and applied research seeking to define the elastic limit. *Zhurnal Russkogo Metallurgicheskogo Obshchestva* [The Russian Metallurgical Society Journal], 1914, P. 1, no. 3, pp. 375-414. (In Russ.)
4. Gudremon E. Special steels. Moscow: Metallurgizdat, 1959, vol. 1, 952 p. (In Russ.)
5. Obergoffer P. Technical iron. Moscow: Metallurgizdat, 1940, 535 p.
6. Vol A.E., Kagan I.K. The structure and properties of binary systems: Four Volume Set. Moscow: Nauka, 1976, vol. 3, 814 p. (In Russ.)
7. Shank F.A. Structures of binary alloys. Moscow: Metallurgiya, 1973, 760 p. (In Russ.)
8. Kurnakov N.S. Selecta: Three Volume Set. Moscow: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1961, vol. 2, 611 p. (In Russ.)
9. Hansen M. Structures of binary alloys. Leningrad, Moscow: Metallurgizdat, 1941, vol. 1, 640 p. (In Russ.)
10. Mes'kin V.S. Ferromagnetic alloys and their properties. Leningrad, Moscow: ONTI NKTP, 1937, 791 p. (In Russ.)
11. Baum B.A., Hasin G.A., Tyagunov G.V., Klimenkov E.A., Bazin Yu.A., Kovalenko L.V., Mikhaylov V.B., Raspopova G.A. Liquid steel. Moscow: Metallurgiya, 1984, 208 p. (In Russ.)
12. Petrov D.A. Issues of the theory of aluminium alloys. Moscow: Metallurgizdat, 1951, 256 p. (In Russ.)
13. Bochvar A.A. Materials Science. Moscow: Metallurgizdat, 1956, 495 p. (In Russ.)
14. Krushenko G.G., Shpakov V. I., Nikitin V. I., Torshilova S.I. On some features of the structure-sensitive characteristics of Al-Si alloys. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences. Metals], 1977, no. 4, pp. 204-207.
15. Vol A.E. The structure and properties of binary systems: Four Volume Set. Moscow: Fizmatgiz, 1959, vol. 1, 755 p. (In Russ.)
16. Vertman A.A., Samarin A.M. *Svoistva rasplavov zheleza* [The properties of iron melts]. Moscow: Nauka, 1969, 280 p.
17. Bochvar A.A., Novikov I.I. On the solid-liquid state of alloys during their crystallization. *Izvestiya Akademii nauk SSSR Otdelenie tekhnicheskikh nauk* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences, Engineering Sciences Section], 1952, no. 2, pp. 217-224.
18. Mondolfo L.F. The structure and properties of aluminium alloys. Moscow: Metallurgiya, 1979, 640 p. (In Russ.)
19. Savitsky E.M. The effect of temperature on the mechanical properties of metals and alloys. M.: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1957, 294 p. (In Russ.)
20. Anosov V.Ya., Pogodin S.A. *Osnovnye nachala fiziko-khimicheskogo analiza* Moscow, Leningrad: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1947, 876 p. (In Russ.)
21. Elansky G.N. *Stroenie i svoistva metallicheskikh rasplavov* [The structure and properties of melts]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 160 p.
22. Moroz L.S. The fine structure and strength of steel. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 159 p. (In Russ.)
23. Samarin A.M., Fedotov S.G., Fedotov I.P., Sinodova E.P. The structure and properties of iron carbon alloys. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 231-235. (In Russ.)
24. Saldau P.Ya. *Metod elektroprovodnosti pri vysokikh temperaturakh* [The method of conductivity at high temperatures]. Moscow, Leningrad: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1952, 207 p. (In Russ.)
25. Ivanova V.S., Terentyev V. F. The physical nature and laws of destruction. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 231-235. (In Russ.)
26. Arsenyev P.P., Koledov L.A. *Metallicheskie rasplavy i ikh svoistva* [Melts and their properties]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 376 p. (In Russ.)
27. Zakharov A.M. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i troynykh sistem* [State diagrams of binary and three-component systems]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 240 p. (In Russ.)
28. Livshits B.G. *Metallografiya* [Metallography]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 236 p. (In Russ.)
29. Kornilov I.I. The current status and prospective research in the field of metallides. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 246-257.
30. Korol'kov A.M. *Liteynye svoistva metallov i splavov* [The casting properties of metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1967, 195 p. (In Russ.)

Received 26/02/16

Шахназаров К.Ю. Признаки промежуточных фаз в системах Al-Si, Fe-C и Al-Cu // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 71–77. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

Shakhnazarov K.Yu. Intermediate phase markers in Al-Si, Fe-C and Cu-Al systems. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 71–77. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СВОЙСТВА РАБОЧЕГО СЛОЯ ЦЕНТРОБЕЖНО-ЛИТЫХ ИНДЕФИНИТНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Гималетдинов Р.Х., Гулаков А.А., Тухватулин И.Х.

ЗАО «Кушвинский завод прокатных валков», Кушва, Россия

Аннотация

Постановка задачи (актуальность работы): в современных условиях прокатного производства повышаются требования к качеству поверхности прокатной продукции и, соответственно, качеству прокатных валков. Индефинитные валки, работающие в чистовых клетях листопркатных станов, должны обладать высокой износостойкостью и устойчивостью к образованию поверхностных микротрещин. Свойства рабочего слоя индефинитных валков определяются структурой индефинитного чугуна. Повысить свойства индефинитного чугуна можно посредством оптимизации его химического состава. **Цель работы:** исследование влияния химического состава на структуру и твердость рабочего слоя индефинитных валков на основе промышленных данных, определение рациональных концентраций химических элементов для улучшения эксплуатационных характеристик индефинитных валков. **Используемые методы:** искусственные нейронные сети. Для обработки базы данных применена программная реализация нейронных сетей на основе алгоритма двойственного функционирования, позволяющая обрабатывать массивы информации с множеством входных и выходных данных. **Новизна:** в результате обработки получена нейромодель, прогнозирующая свойства индефинитного чугуна в исследованных интервалах варьирования химического состава. Исследовано комплексное влияние углерода, кремния, марганца, хрома, никеля, молибдена, ванадия, ниобия и бора на структуру и твердость индефинитного чугуна. Влияние каждого элемента носит нелинейный характер и зависит от концентраций других элементов. **Результаты:** построены графические диаграммы влияния каждого химического элемента при постоянных концентрациях остальных элементов. Показано изменение соотношения структурных фаз и твердости при варьировании химического состава индефинитного чугуна в рассмотренных пределах. Определены рациональные концентрации химических элементов в изученных пределах. **Практическая значимость:** произведена корректировка химического состава рабочего слоя индефинитных прокатных валков, отливаемых в ЗАО «Кушвинский завод прокатных валков», получены положительные результаты при эксплуатации прокатных валков в прокатных станах российских и зарубежных предприятий.

Ключевые слова: прокатные валки, индефинитный чугун, химический состав, твердость, структура, износостойкость.

Введение

До 30-х годов XX века рабочие валки листопркатных станов отливались из нелегированного чугуна с отбеленным рабочим слоем [1]. Отбеленный рабочий слой получали за счет интенсивного охлаждения отливки в кокиле. Глубина отбела составляла от 10 до 30 мм, увеличение ее было невозможным вследствие уменьшения переохлаждения по мере отдаления от поверхности кокиля. Твердость рабочего слоя отбеленных валков составляла от 50 до 65 HSc.

В условиях интенсивного развития промышленности возникла потребность в увеличении производительности прокатных станов и снижении себестоимости проката. Для этого было необходимо повысить твердость и прочность прокатных валков.

Индефинитные валки были разработаны и освоены в 30-е годы XX века. Изначально они имели чистый отбел в рабочем слое с переходом по глубине на неявно выраженный, отливались стационарным (гравитационным) способом и являлись двухслойными: сначала форма вала сифонным способом заполнялась легированным чугуном для формирования рабочего слоя, затем производилась промывка серым чугуном для формирования сердцевины и шеек [2]. В дальнейшем индефинитные валки с неявно выраженным отбелом пришли на смену валкам с чистым отбелом и имели ряд неоспоримых преимуществ при эксплуатации, как то: изменение коэффициента захвата, снижение интенсивности образования сетки разгара, поскольку графит выступает в качестве смазочного материала и является компенсатором напряжений в рабочем слое; увеличение износостойкости рабочего слоя вследствие

повышения прочности и твердости.

В рабочем слое валков ЛПХНд легирование никелем в количестве 2,5–3,0% обеспечило получение троостита и верхнего бейнита, а при содержании 3,5–4,1% формировалась матрица, состоящая из нижнего бейнита и мартенсита, что позволило существенно повысить прочность рабочего слоя индифинитных валков. Хром при содержании его 0,70–0,80% способствует образованию твердых карбидов $(Fe, Cr)_3C$, повышающих износостойкость. Легирование молибденом в количестве 0,3–0,6% обеспечило повышение термостойкости и твердости (валки ЛПХНМд).

Однако дальнейшее повышение содержания никеля для получения мартенситной матрицы и хрома для обеспечения наибольшей износостойкости при стационарном способе литья приводило к увеличению брака по трещинам из-за высоких напряжений, возникающих в валках в процессе их остывания в форме. Кроме того, из рабочего слоя в сердцевину валка переходило повышенное количество хрома, и для снижения его содержания требовалось большое количество промывочного чугуна, что резко повышало себестоимость валков.

Индифинитные валки в современном варианте существуют с 70-х годов прошлого столетия. Своим появлением обязаны возникновению и развитию центробежного литья, освоение которого расширило возможности изгото-

вителей валков, позволив адаптировать производство индифинитных валков в соответствии с индивидуальными потребностями прокатчиков. При центробежном способе литья появилась возможность дополнительного легирования чугуна рабочего слоя ($Ni=4,2-4,5\%$, $Cr=1,5-2,0\%$), получения заданной глубины рабочего слоя, снижения себестоимости изготовления за счет отсутствия операции промывки и уменьшения брака.

Основная часть

С целью изучения влияния химического состава на структуру и твердость рабочего слоя центробежнолитых индифинитных валков выполнена нейросетевая обработка базы данных по 53 валкам с диаметром бочки 675 мм. Содержание химических элементов в рабочем слое валков варьируется в следующих пределах: 3,00–3,26% C, 1,06–1,22% Si, 0,88–0,98% Mn, 1,69–1,80% Cr, 4,29–4,46% Ni, 0,32–0,39% Mo, 0,02–0,15% V, 0,01–0,14% Nb, 0,0014–0,0081% B.

В результате обработки получена нейромодель, прогнозирующая свойства с относительной погрешностью до 10%. Влияние каждого элемента исследовано при постоянных концентрациях остальных элементов.

На рис. 1, 2 показано влияние углерода на твердость и количество графита и цементита.

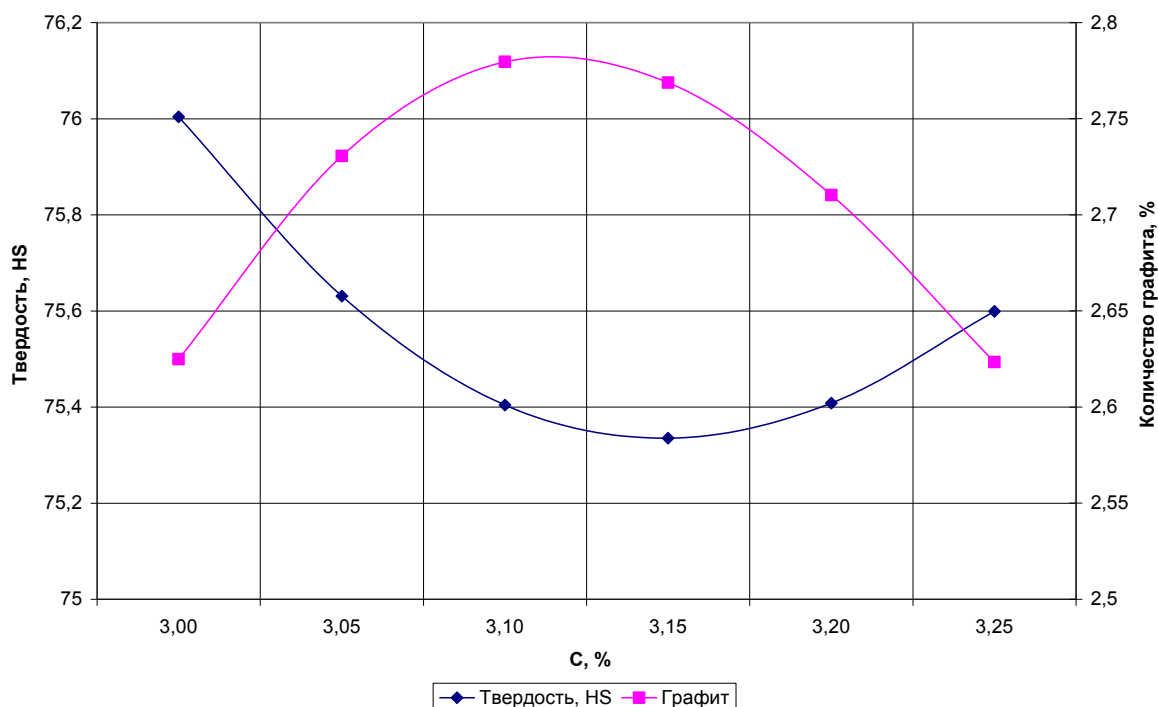


Рис. 1. Влияние углерода на твердость и количество графита в рабочем слое индифинитных валков

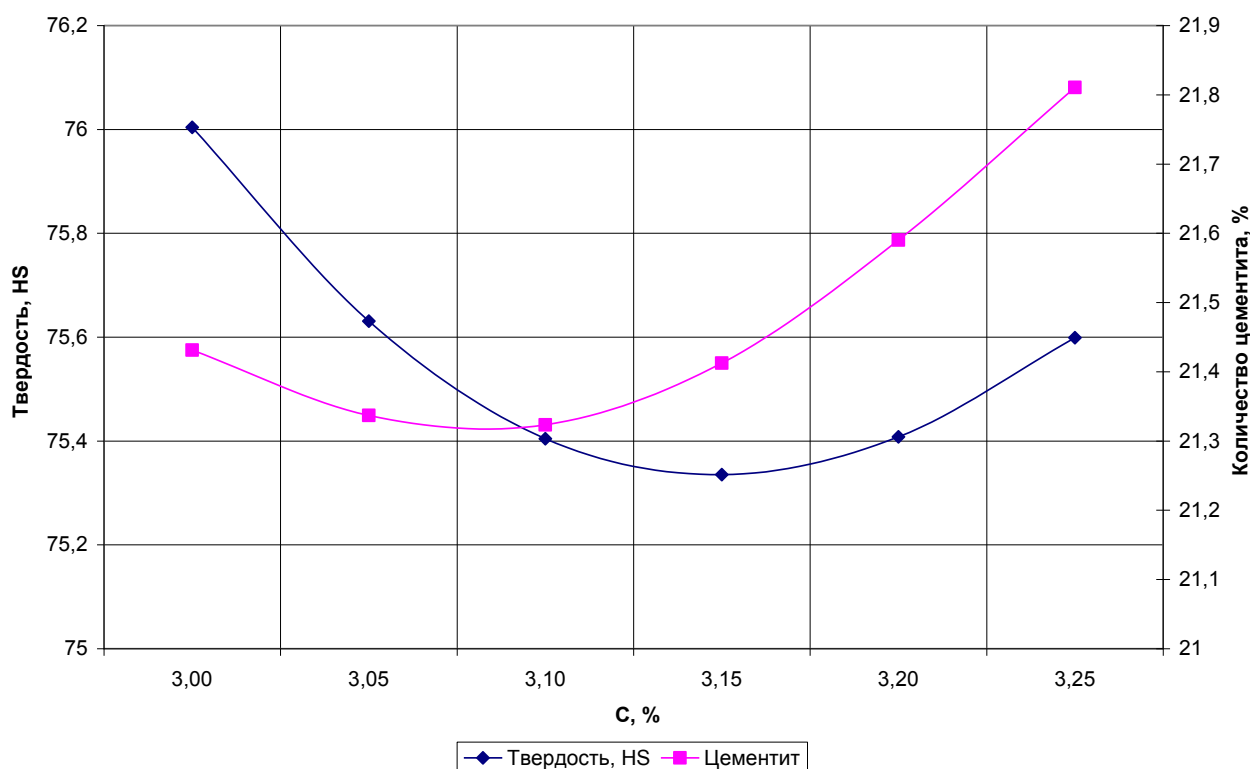


Рис. 2. Влияние углерода на твердость и количество цементита в рабочем слое индифинитных валков

При повышении содержания углерода до 3,15% твердость снижается до минимального значения; при дальнейшем повышении содержания углерода до 3,25% несколько возрастает. Количество графита увеличивается при повышении содержания углерода до 3,10%, затем снижается, при этом количество цементита возрастает. Данные зависимости получены при следующих значениях элементов: Si=1,09%, Mn=0,93%, Cr=1,70%, Ni=4,34%, Mo=0,35%, V=0,05%, Nb=0,10%, B=0,004%. При таком комплексе углерод оказывает графитообразующее влияние до содержания 3,10%, затем проявляет карбидообразующее действие [3]. Влияние углерода на количество мартенситно-бейнитной матрицы в исследованных концентрациях не выявлено, но углерод в присутствии никеля, растворяясь в аустените, обеспечивает образование мартенсита.

На рис. 3–5 показано влияние кремния на твердость и количество графита, цементита, мартенситно-бейнитной матрицы.

Несмотря на то, что кремний увеличивает количество графита и уменьшает количество цементита, при повышении его содержания твердость возрастает за счет увеличения количества мартенсита. При достижении содержания кремния 1,20% его влияние существенно ослабевает.

Марганец в исследованном диапазоне содержания снижает твердость и увеличивает долю мартенситно-бейнитной матрицы (рис. 6). Известно, что марганец легирует цементит, образуя карбид $(Fe, Mn)_3C$, способствующий повышению износостойкости [4]. В то же время повышение содержания марганца снижает температуру мартенситного превращения, что приводит к увеличению доли остаточного аустенита и снижению твердости [5]. Избыточное количество остаточного аустенита при эксплуатации индифинитных валков повышает вероятность образования волосовидных трещин [6], поэтому содержание марганца необходимо ограничивать до 1,00%.

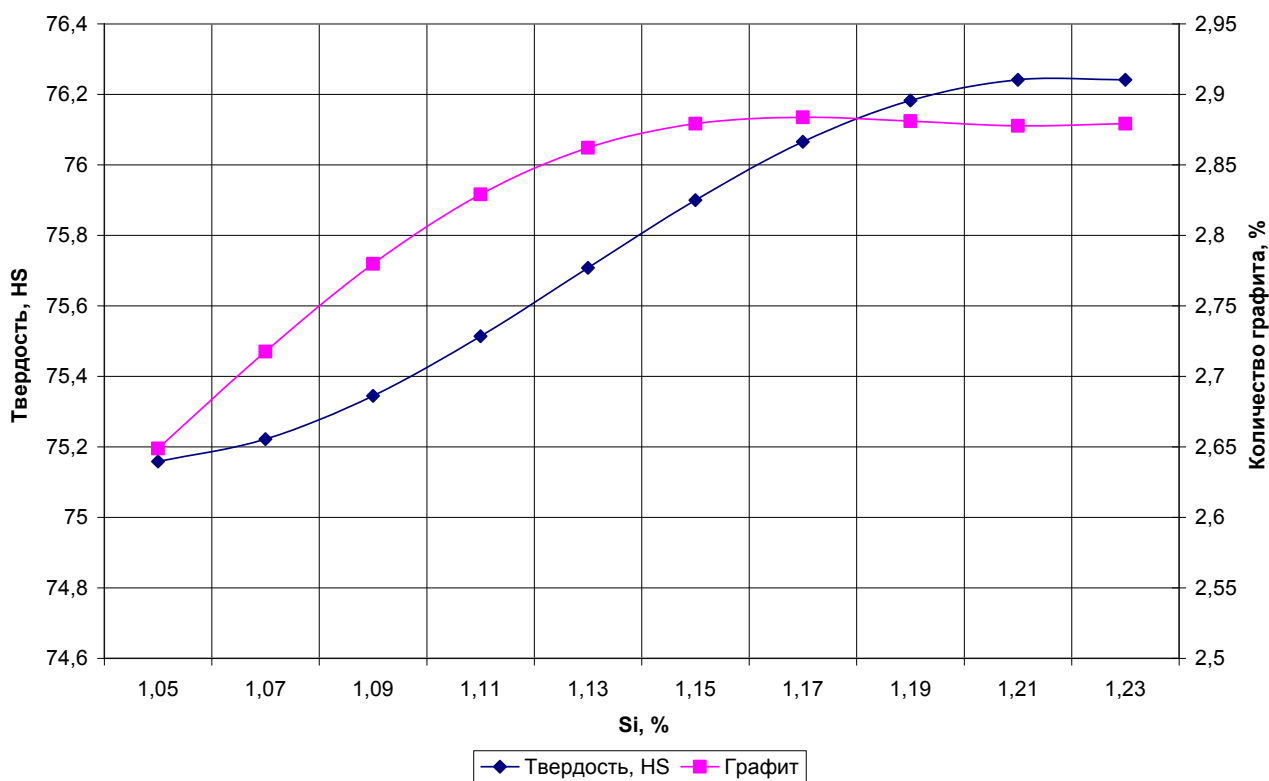


Рис. 3. Влияние кремния на твердость и количество графита в рабочем слое индифинитных валков

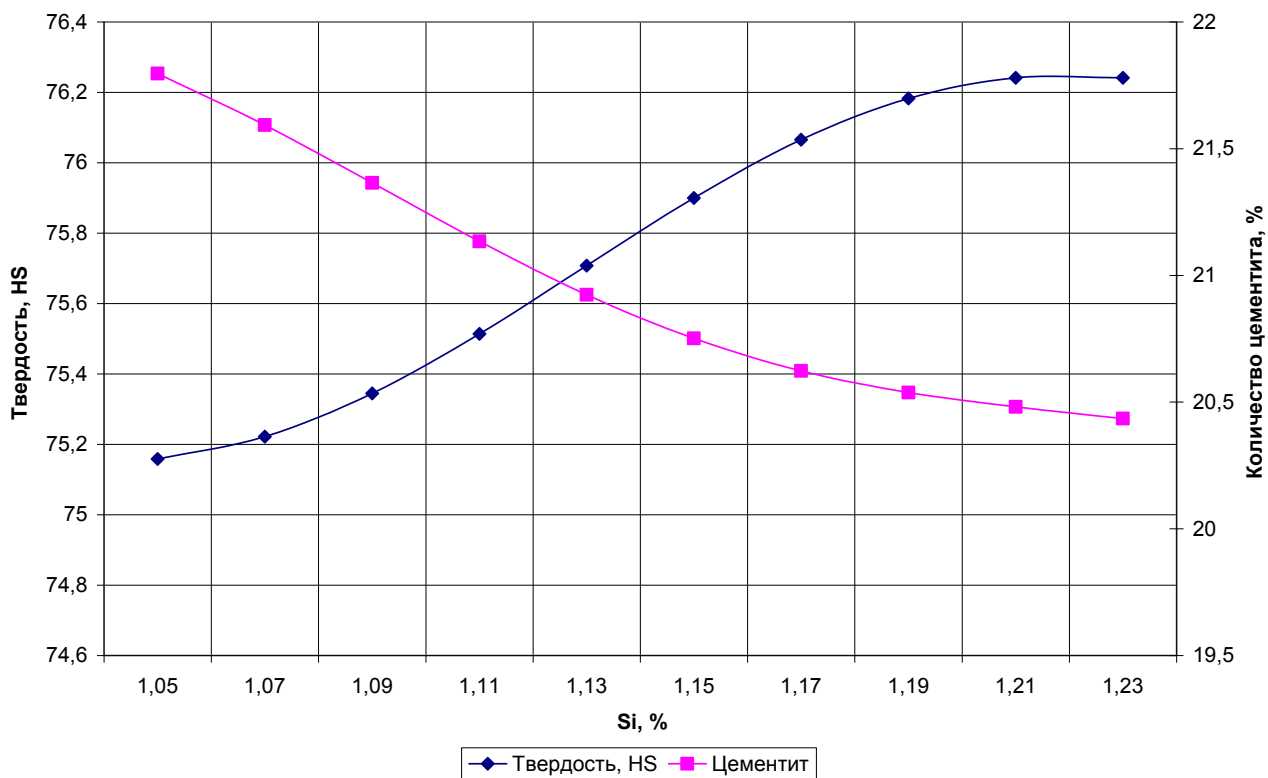


Рис. 4. Влияние кремния на твердость и количество цементита в рабочем слое индифинитных валков

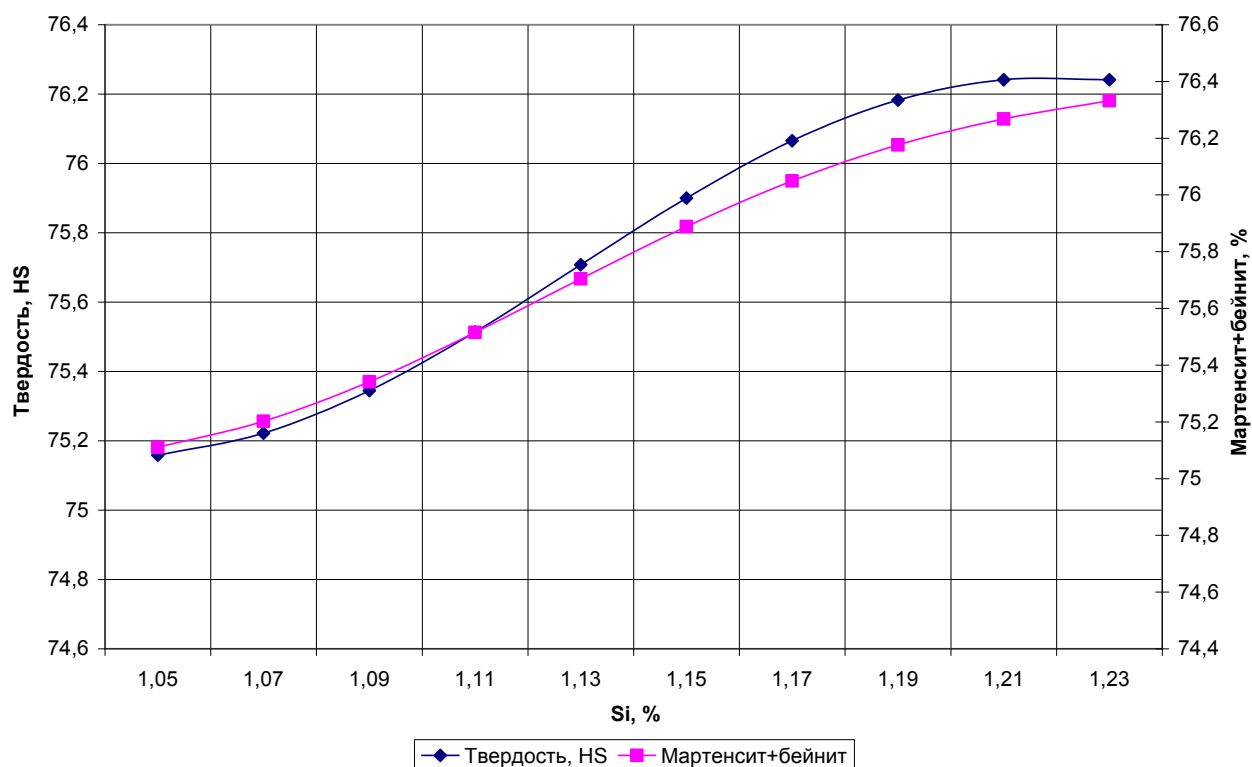


Рис. 5. Влияние кремния на твердость и количество мартенситно-бейнитной матрицы в рабочем слое индифинитных валков

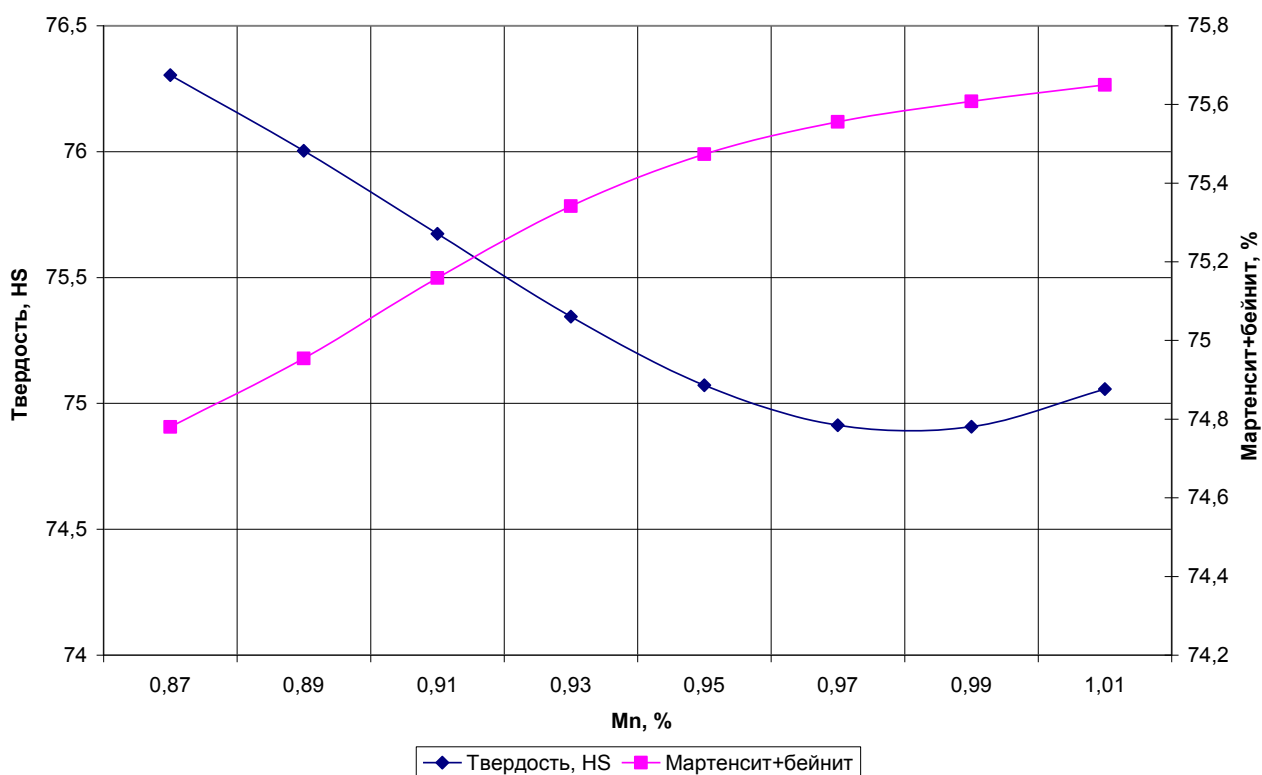


Рис. 6. Влияние марганца на твердость и количество мартенситно-бейнитной матрицы в рабочем слое индифинитных валков

На рис. 7–9 показано влияние хрома на твердость и количество структурных составляющих. Являясь сильным карбидообразующим элементом, хром увеличивает количество цементита и снижает количество графита, а также, повышая устойчивость аустенита в области бейнитного превращения, уменьшает долю мартенситно-бейнитной структуры; при этом твердость возрастает за счет увеличения количества цементита [7]. Хром повышает износостойкость рабочего слоя индифинитного вала, однако чрезмерное легирование хромом приводит к увеличению доли ледобурита, что способствует более интенсивному образованию микротрещин.

Никель является графитизатором, и хотя при исследованных концентрациях химических элементов его влияние на количество графита и цементита не выявлено, он увеличивает количество мартенсита и повышает твердость рабочего слоя (рис. 10).

При повышении содержания молибдена до 0,35% количество графита увеличивается, при дальнейшем повышении содержания молибдена вновь уменьшается; при этом твердость возрастает (рис. 11). Влияние молибдена на карбидообразование в исследованном интервале его содержания не выявлено; при таком содержании молибден легирует металлическую матрицу, увеличивая прокаливаемость чугуна [8]. Таким образом, для повышения износостойкости и

обеспечения необходимого количества графита содержание молибдена должно находиться в интервале 0,35–0,40%.

Ванадий при его содержании в изученном интервале снижает количество графита, увеличивает долю цементита и повышает твердость (рис. 12, 13). Являясь сильным карбидообразующим элементом, ванадий образует высокотвердые мелкодисперсные карбиды VC, которые повышают износостойкость индифинитного чугуна [9].

Ниобий является карбидообразующим элементом, но в исследованном интервале содержания не проявил существенного влияния. Для изучения влияния его на свойства индифинитного чугуна необходимы исследования при более высоких его концентрациях.

Бор увеличивает количество графита при содержании до 0,005%, при дальнейшем повышении концентрации бора количество графита уменьшается (рис. 14). Аналогичным образом бор влияет на количество цементита (рис. 15). Несмотря на это, твердость практически линейно возрастает при повышении содержания бора в исследованном интервале, что может быть связано с образованием боридов железа и карбидов бора [10, 11]. Влияние бора на индифинитный чугун на сегодняшний день изучено недостаточно, поэтому необходимы дальнейшие исследования в этой области.

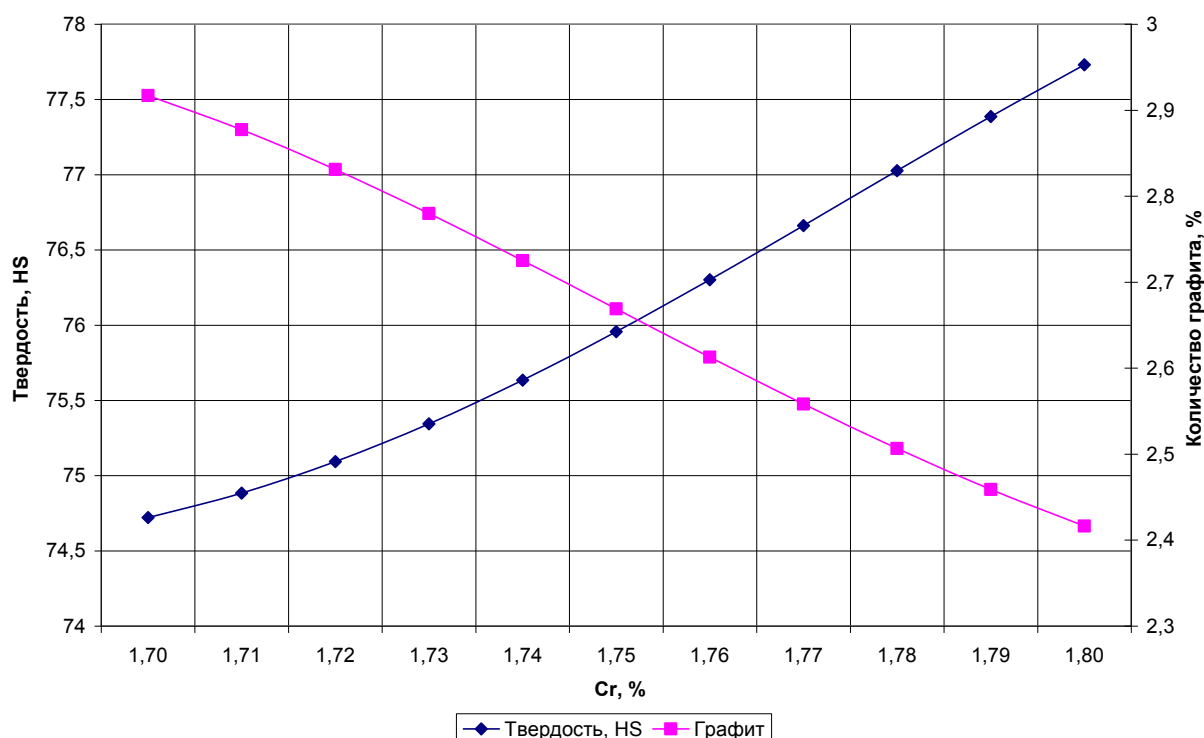


Рис. 7. Влияние хрома на твердость и количество графита в рабочем слое индифинитных валков

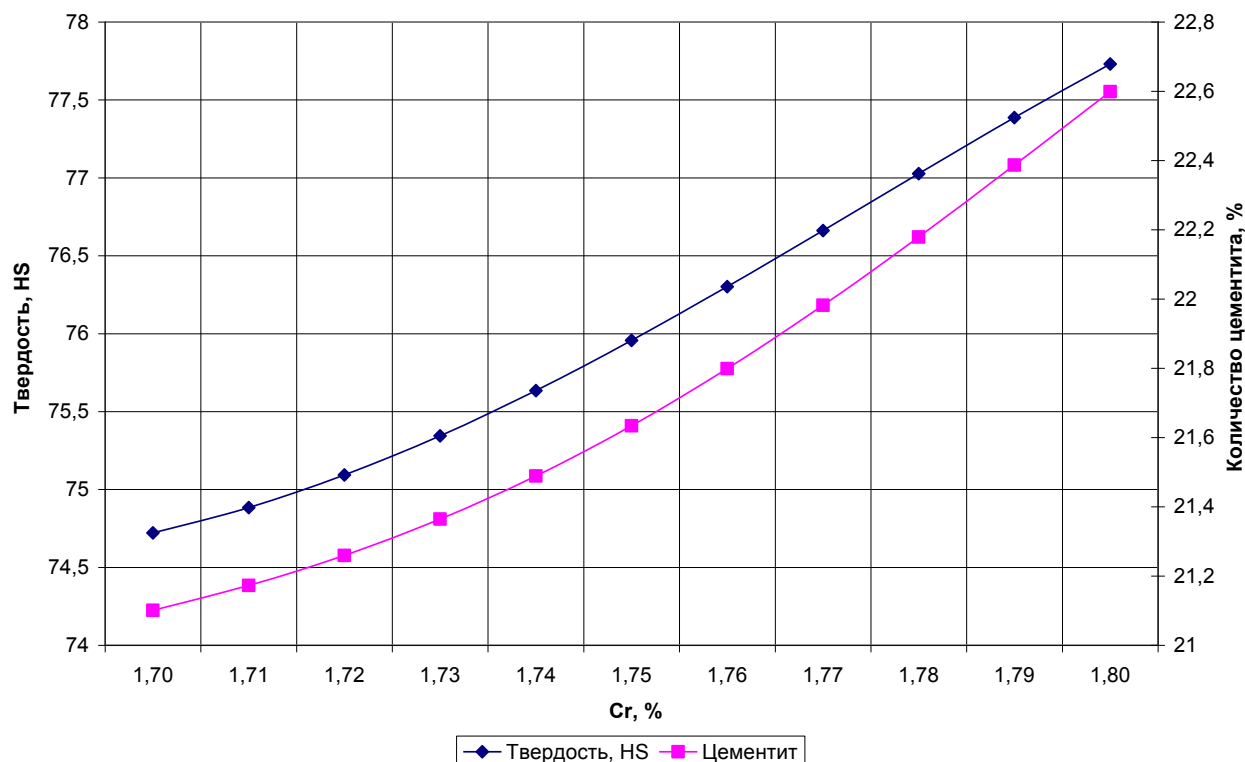


Рис. 8. Влияние хрома на твердость и количество цементита в рабочем слое индифинитных валков

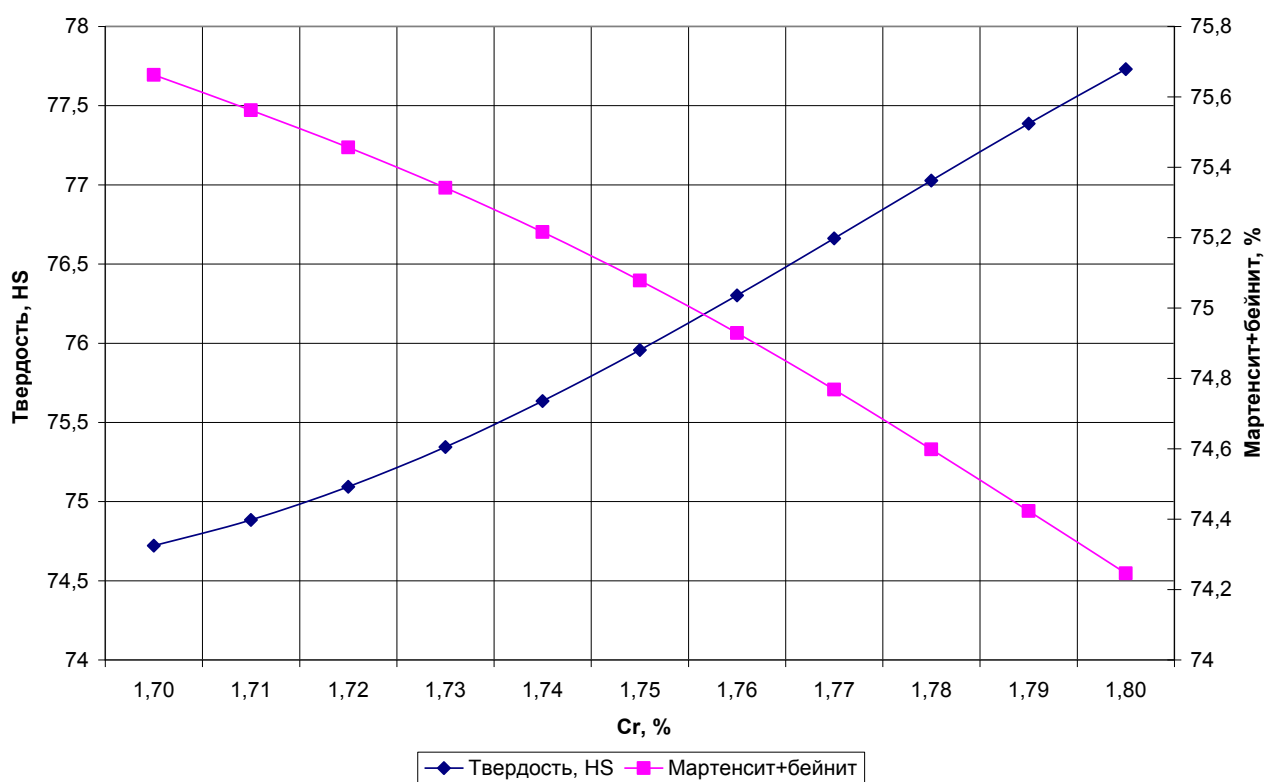


Рис. 9. Влияние хрома на твердость и количество мартенситно-бейнитной матрицы в рабочем слое индифинитных валков

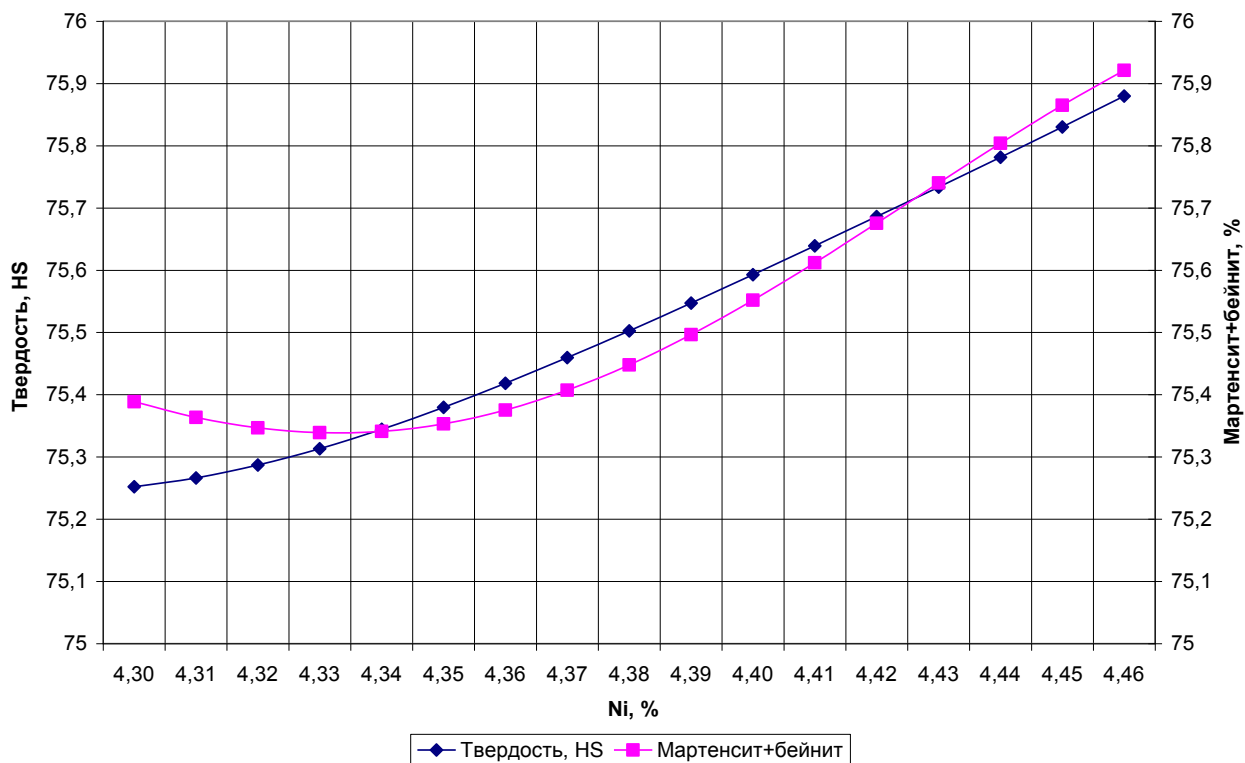


Рис. 10. Влияние никеля на твердость и количество мартенситно-бейнитной матрицы в рабочем слое индифинитных валков

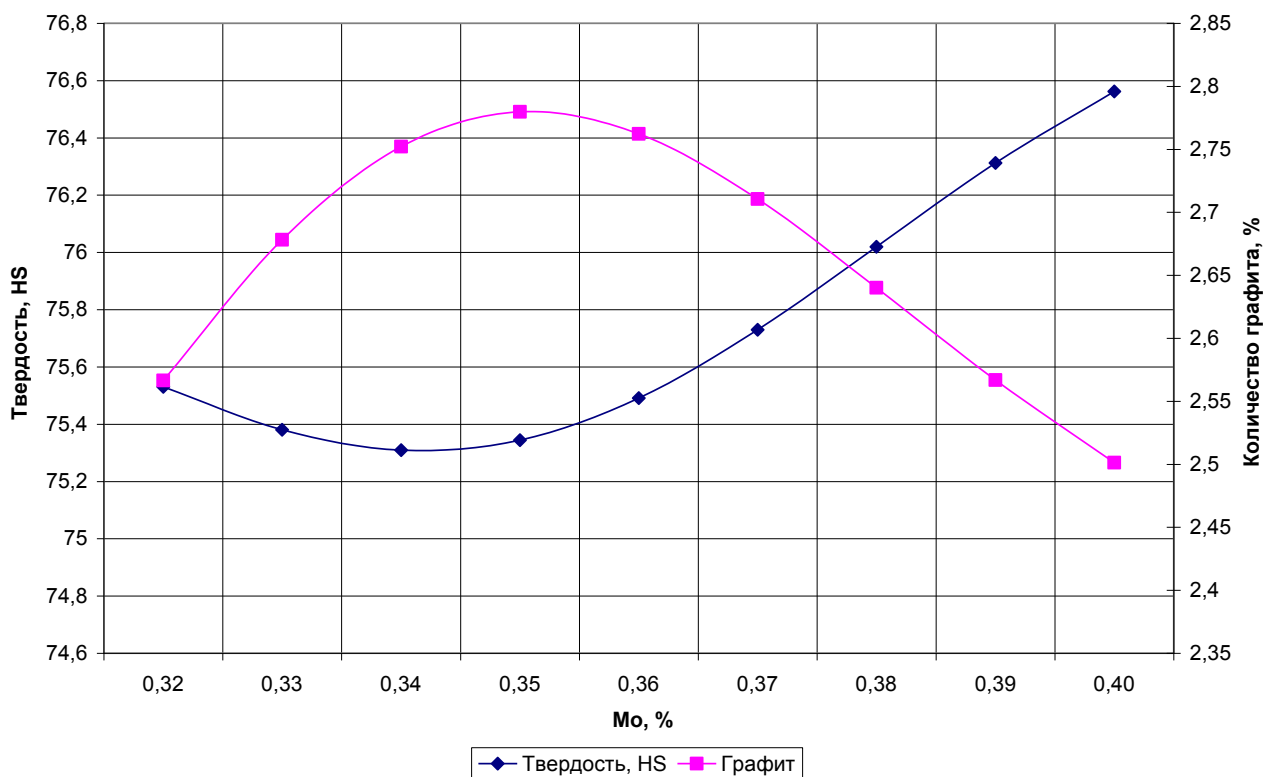


Рис. 11. Влияние молибдена на твердость и количество графита в рабочем слое индифинитных валков

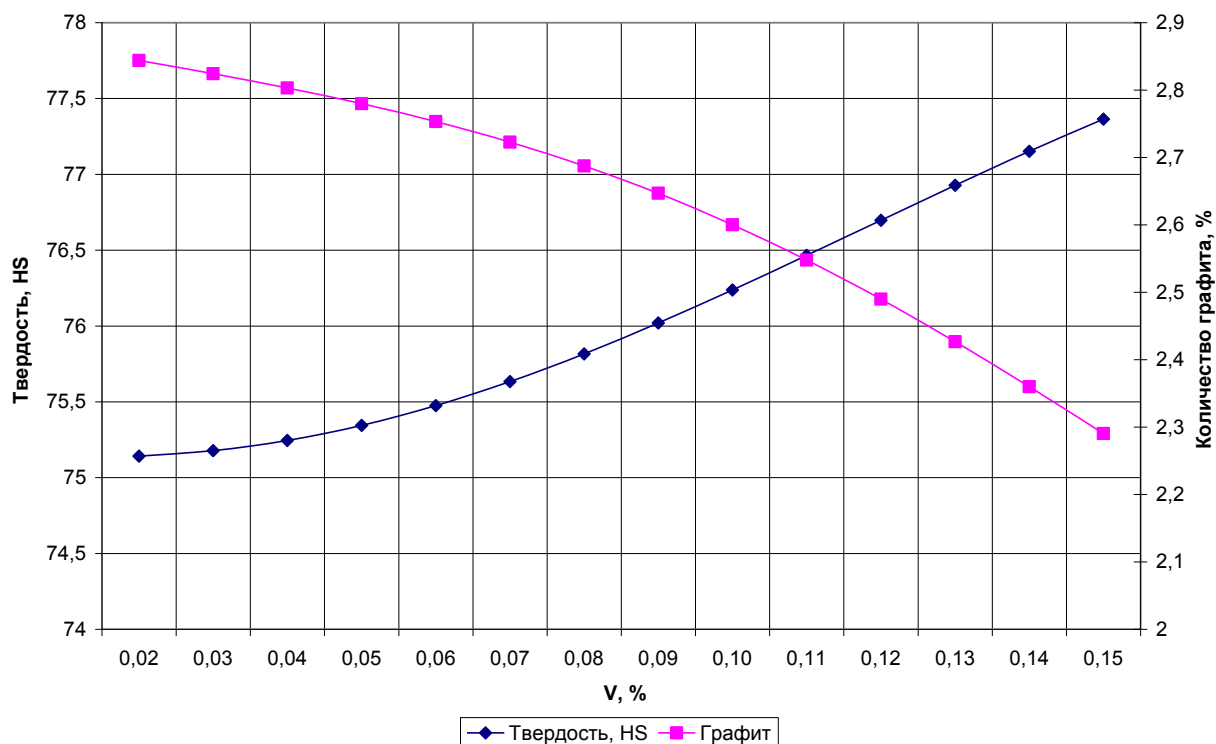


Рис. 12. Влияние ванадия на твердость и количество графита в рабочем слое индефинитных валков

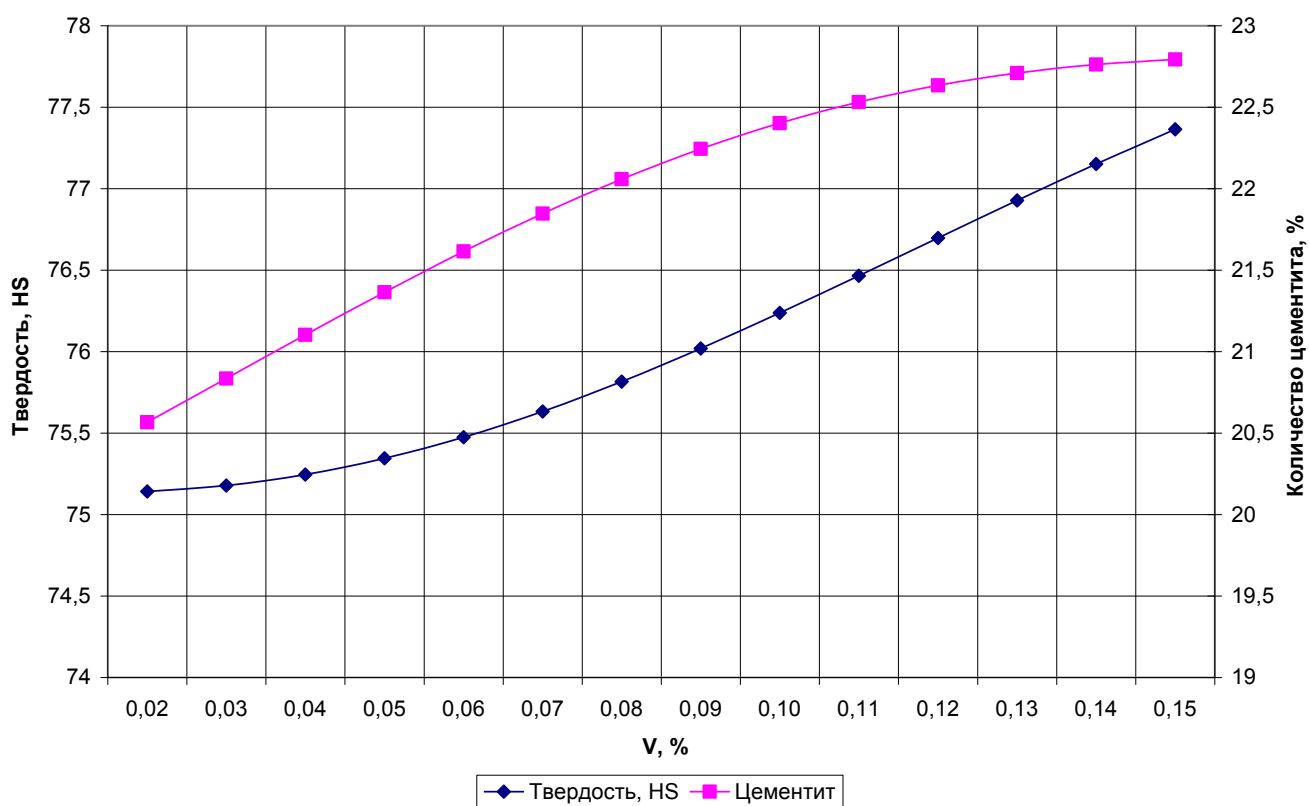


Рис. 13. Влияние ванадия на твердость и количество цементита в рабочем слое индефинитных валков

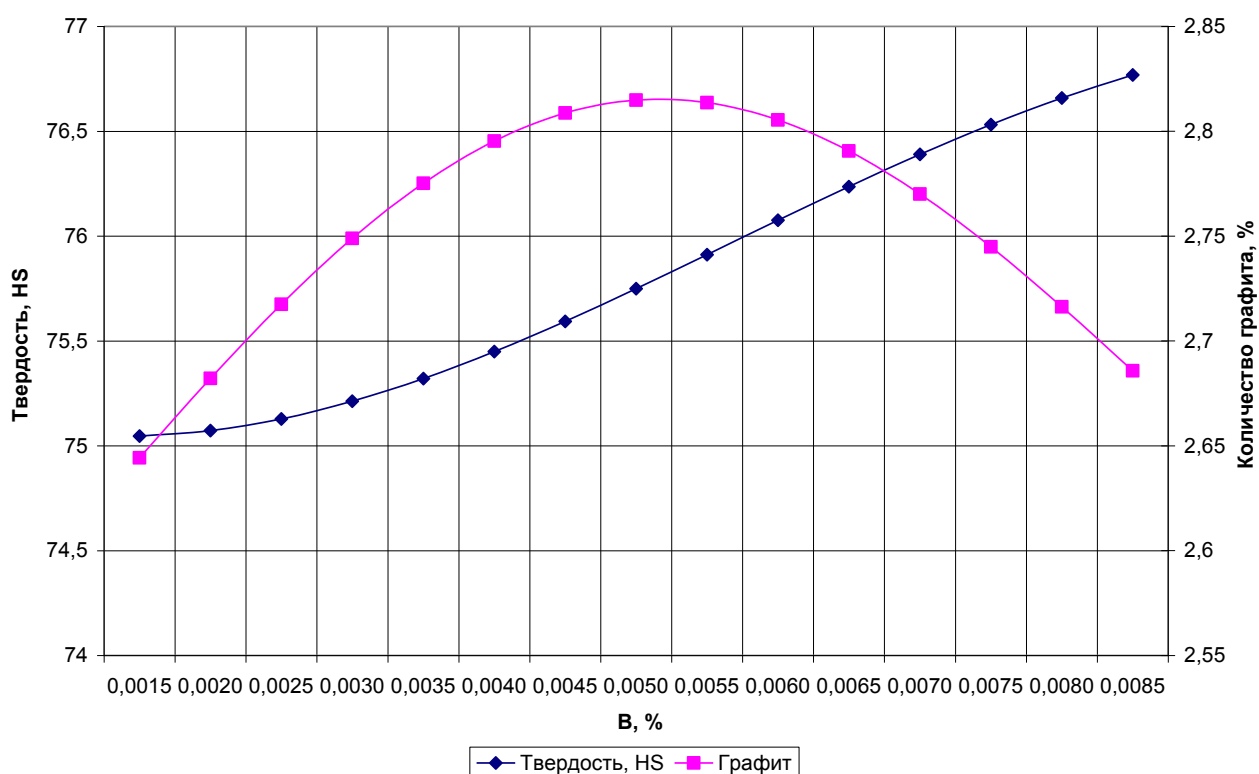


Рис. 14. Влияние бора на твердость и количество графита в рабочем слое индифинитных валков

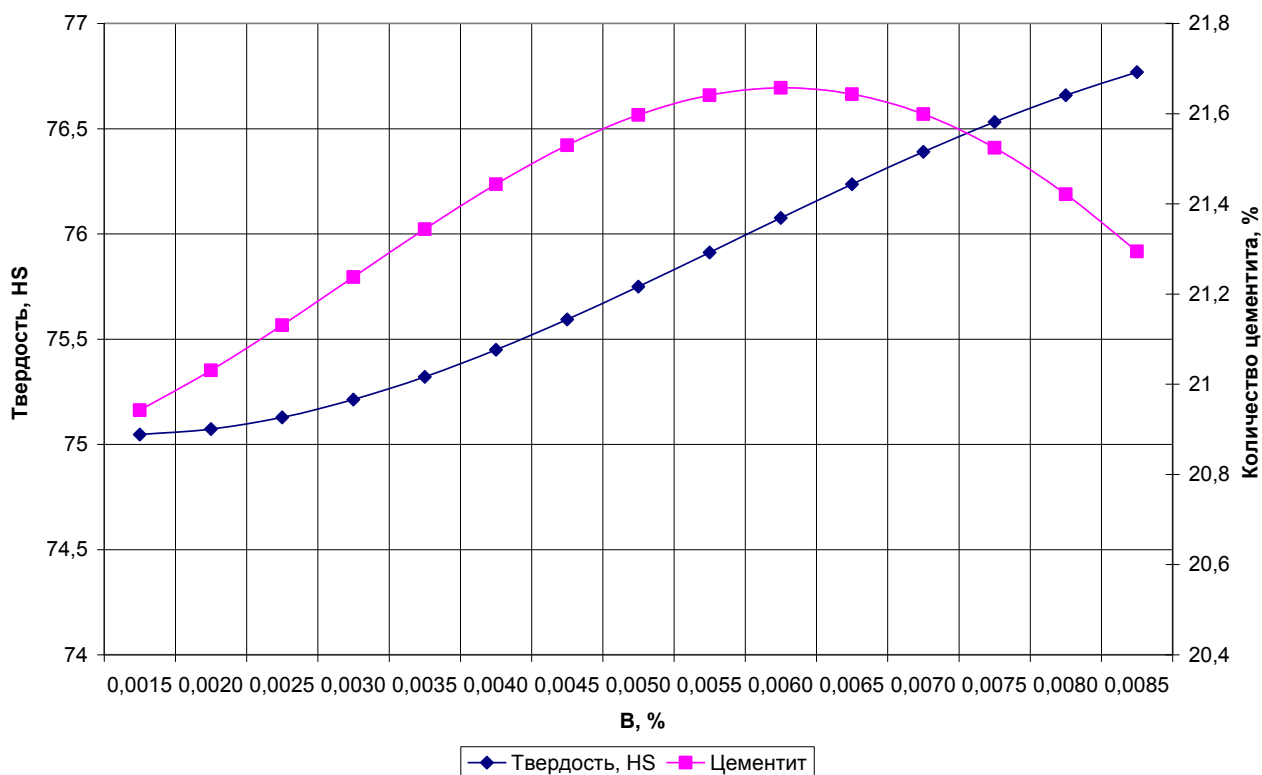


Рис. 15. Влияние бора на твердость и количество цементита в рабочем слое индифинитных валков

Заключение

Проведенные исследования в рассмотренных интервалах концентраций химических элементов позволяют уточнить химический состав индифинитного чугуна с целью повышения износостойкости.

Углерод, проявляющий карбидообразующее действие при содержании более 3,10%, с учетом обеспечения необходимого количества графита, должен находиться в интервале 3,15–3,25%.

Кремний, являющийся графитизатором, должен быть минимальным в исследованных пределах: 1,05–1,10%.

Марганец, являющийся карбидообразующим элементом и в то же время способствующий увеличению доли остаточного аустенита, следует ограничивать в интервале 0,90–0,95%.

Хром, оказывающий сильное карбидообразующее действие, должен находиться в интервале 1,75–1,80%.

Никель, оказывающий решающее влияние на формирование мартенситно-бейнитной матрицы, должен находиться в интервале 4,40–4,45%.

Молибден при содержании его в пределах 0,35–0,40% обеспечит повышение износостойкости и получение необходимого количества графита.

Учитывая практически линейный характер влияния ванадия на структуру и твердость индифинитного чугуна в изученном интервале (см. **рис. 12, 13**), можно прогнозировать изменение свойств чугуна при содержании ванадия более 0,15% и порекомендовать легирование 0,15–0,20% V. Для изучения влияния ванадия при более высоком его содержании необходимы дополнительные исследования.

Изучение влияния ниобия требует дополнительных исследований.

Бор, даже при малых концентрациях его в чугуне, оказывает существенное влияние (см.

рис. 14, 15). По результатам исследований введение 0,010% В окажет положительное влияние на износостойкость индифинитного чугуна. Необходимы более подробные исследования влияния бора на свойства чугуна.

На основании сделанных выводов скорректирован химический состав индифинитных валков, отливаемых в ЗАО «КЗПВ», получены положительные результаты на прокатных станах российских и зарубежных предприятий.

Список литературы

1. Будагянц Н.А., Карский В.Е. Литые прокатные валки. М.: Металлургия, 1983. 175 с.
2. Гималетдинов Р.Х. Производство прокатных валков из высококачественных чугунов. М.: Полтекс, 2000. 329 с.
3. Вдовин К.Н. Прокатные валки: монография. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. 443 с.
4. Воронков Б.В., Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. Комплексно-легированные износостойкие чугуны: монография / под ред. В.М. Колокольцева. Челябинск: Печатный салон «Издательство РЕКПОЛ», 2005. 178 с.
5. Хромомарганцевомолибденовые износостойкие чугуны / Л.И. Леви, И.И. Цыпин, М.Е. Гарбер и др. // Литейное производство. 1969. № 9. С. 7–9.
6. Выбор рационального способа получения жидкого чугуна и его химического состава для отливки листовых валков / С.В. Цыбров, А.В. Авдченко, Е.В. Санарова и др. // Литейные процессы. Магнитогорск: МГТУ, 2004. Вып. 4. С. 39–43.
7. Прокатные валки: монография / Вдовин К.Н., Гималетдинов Р.Х., Колокольцев В.М., Цыбров С.В. Магнитогорск: МГТУ, 2005. 543 с.
8. Влияние легирующих элементов на свойства чугунных валков для горячей прокатки / В.М. Колокольцев, А.В. Науменко, В.А. Куц и др. // Теория и технология металлургического производства. Магнитогорск, 2001. Вып. 2. С. 210–219.
9. Комплексно-легированные белые чугуны функционального назначения в литом и термообработанном состоянии / Э.Х. Ри, В.М. Колокольцев, Ри Хосен и др. Владивосток: Дальнаука, 2006. 275 с.
10. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / пер. с англ. В.А. Мchedlishvili и В.В. Ховрина; под. ред. С.М. Винарова. М.: ГНТИ ЧЦМ, 1961. 460 с.
11. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 384 с.

Материал поступил в редакцию 01.06.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-78-89

THE EFFECT OF THE CHEMICAL COMPOSITION ON THE WORKING LAYER PROPERTIES OF CENTRIFUGALLY CAST INDEFINITE CHILL ROLLS

Radiy H. Gimaletdinov – D.Sc. (Eng.), Director of Production and Prospective Development
Kushva Roll Manufacturing Factory CJSC, Kushva, Russia. ORCID: orcid.org/0000-0002-1388-9748

Andrey A. Gulakov – Chief Metallurgist
Kushva Roll Manufacturing Factory, Kushva, Russia. E-mail: gulakov@kzpv.ru. ORCID: orcid.org/0000-0002-6519-282X

Ildar H. Tukhvatulin – Ph.D. (Eng.), Deputy Chief Metallurgist
Kushva Roll Manufacturing Factory, Kushva, Russia. E-mail: ildar@kzpv.ru. ORCID: orcid.org/0000-0002-8309-4326

Abstract

Problem Statement (Relevance): Today's rolling industry faces ever increasing requirements for the surface quality of rolled products and, consequently, the quality of rolls. Cast iron indefinite chill rolls used in the finishing stands of rolling mills should offer a high wear resistance and a high resistance to surface microcracking. The working layer properties of cast iron indefinite chill rolls are determined by the structure of cast iron they are made of. The properties of indefinite chill cast iron can be enhanced through an optimized chemical composition.

Objectives: This study focuses on the effect of the chemical composition on the working layer structure and hardness in the cast iron indefinite chill rolls as illustrated by industrial data. The work also attempts to identify what concentrations of the chemical elements will help enhance the roll performance. **Methods Applied:** Artificial neural networks were used for the purpose of the study. Neural network software based on the dual functioning algorithm was applied for database processing, which can process data arrays with numerous input and output data.

Originality: As a result of processing, a neuromodel was obtained that can predict the properties of indefinite chilled cast iron within the chemical composition variation ranges being studied. The authors analysed a combined effect of carbon, silicon, manganese, chromium, nickel, molybdenum, vanadium, niobium and boron on the structure and hardness of indefinite chilled cast iron. The effect of each element is non-linear and depends on the concentrations of the other elements. **Findings:** Graphs were drawn that show the effect of each chemical element at constant concentrations of the other elements. The article describes how the ratio between the structural phases and hardness changes within the studied range of varying chemical composition of indefinite chilled cast iron. The authors determined the optimum concentrations of the chemical elements within the focus range. **Practical Relevance:** There was an adjustment done to the chemical composition of the working layer of the cast iron indefinite chill rolls produced at the Kushva Roll Manufacturing Factory CJSC. The improved rolls showed a good performance when utilized in roll mills both in Russia and abroad.

Keywords: Mill rolls, indefinite chilled cast iron, chemical composition, hardness, structure, wear resistance.

References

1. Budagjanc N.A., Karsskiy V.E. *Litye prokatnye valki* [Cast mill rolls]. Moscow: Metallurgy, 1983, 175 p.
2. Gimaltdinov R.Kh. *Proizvodstvo prokatnykh valkov iz vysokokachestvennykh chugunov* [Manufacturing mill rolls from high quality cast irons]. Moscow: Polteks, 2000, 329 p.
3. Vdovin K.N. *Prokatnye valki: monografiya* [Mill rolls: Monograph] Magnitogorsk: The publishing house of Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2013, 443 p.
4. Voronkov B.V., V.M., Petrochenko E.V. *Kompleksno-legirovannye iznosostoikiye chuguny: Monografiya* [Complex wear-resistant cast alloys: Monograph]. Chelyabinsk: Izdatelstvo REKPOL, 2005, 178 p.
5. Levi L.I., Tsylin I.I., Garber M.E. et al. Chromium-manganese-molybdenum abrasion-resistant cast irons. *Lit-eynoe proizvodstvo* [Foundry], 1969, no. 9, pp. 7-9.
6. Tsybrov S.V., Avdienko A.V., Sanarova E.V. et al. Choosing an efficient technique for obtaining liquid cast iron and its chemical composition for casting sheet rolls. *Liteinye protsessy* [Casting processes]. Magnitogorsk: NMSTU, 2004, no. 4, pp. 39-43.
7. Vdovin K.N., Gimaltdinov R.Kh., Kolokoltsev V.M., Tsybrov S.V. *Prokatnye valki: monografiya* [Mill rolls: Monograph]. Magnitogorsk: NMSTU, 2005, 543 p.
8. Kolokoltsev V.M., Naumenko A.V., Kuts V.A. et al. The effect of alloying elements on the properties of cast iron rolls for a hot rolling application. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva* [The theory of metallurgy and the metallurgical processes]. Magnitogorsk, 2001, no. 2, pp. 210-219.
9. Ri E.Kh., Kolokoltsev V.M., Ri Hosen et al. *Kompleksno-legirovannye belye chuguny funktsional'nogo naznacheniya v litom i termoobrabotannom sostoyaniyakh* [Functional application complex white cast iron alloys in the as-cast and heat treated states]. Vladivostok: Dal'nauka, 2006, 275 p.
10. *Bor, kaltsiy, niobiy i tsirkoniy v chugune i stali* / per. s angl. V.A. Mchedlishvili and V.V. Khovrin; pod red. S.M. Vinarova [Boron, calcium, niobium and zirconium in cast iron and steel. Translation from English by V.A. Mchedlishvili and V.V. Khovrin. Edited by S.M. Vinarov]. Moscow: GNTI ChTsM, 1961, 460 p.
11. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [The plasticity of borated layers]. Moscow: FIZMATLIT, 2010, 384 p.

Received 01/06/16

Гималетдинов Р.Х., Гулаков А.А., Тухватулин И.Х. Влияние химического состава на свойства рабочего слоя центробежно-литых indefinitных прокатных валков // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 78–89. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-78-89

Gimaltdinov R.H., Gulakov A.A., Tukhvatulini I.H. The effect of the chemical composition on the working layer properties of centrifugally cast indefinite chill rolls. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 78–89. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-78-89

МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

Константинов Д.В.¹, Бзовски К.², Корчунов А.Г.¹, Кужиак Р.³, Пьетшик М.², Ширяев О.П.⁴

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

² Горно-металлургическая академия им. Станислава Сташица, Краков, Польша

³ Институт металлургии и железа, Гливице, Польша

⁴ ОАО «ММК-Метиз», Магнитогорск, Россия

Аннотация

Постановка задачи (актуальность работы): в статье описаны особенности и потенциальные преимущества процесса волочения калиброванной TRIP стали, применение которой позволяет достигнуть широкого дополнительного комплекса эксплуатационных характеристик конечного изделия (прочность, износостойкость, адаптация к воздействиям окружающей среды). На примере критической необходимости учета микроструктурного строения TRIP сталей сформулированы актуальные проблемы традиционных методов проектирования технологических режимов волочения с использованием компьютерного конечно-элементного моделирования. **Цель работы:** совершенствование метода компьютерного моделирования процесса волочения калиброванной стали для повышения прогнозирования и исследования феноменологических особенностей структурообразования современных марок стали. **Используемые методы:** применялся усовершенствованный метод мультимасштабного компьютерного моделирования, позволяющий учесть микроструктурное строение обрабатываемой стали и динамические структурно-фазовые превращения (трип-эффект). Моделирование трип-эффекта осуществлялось посредством программной надстройки к используемому комплексу Abaqus. В качестве оцениваемых критериев напряженно-деформированного состояния были выбраны эквивалентные напряжения и деформации, а также осевые радиальные деформации на поверхности и в центральных слоях деформационной зоны. **Новизна:** к элементам новизны относится усовершенствованная методика моделирования осесимметричных процессов холодной пластической деформации, учитывающая микроструктуру обрабатываемого металла и ее изменения в условиях деформации, что сделало возможным расчет значений параметров напряженно-деформированного состояния на микроуровне стали и исследование трансформаций в сталях с метастабильной структурой. **Результат:** в статье приведено сравнение результатов моделирования с учетом влияния трип-эффекта и без него. Сравнение показало, что мартенсит, который появляется в микроструктуре стали, многократно повышает уровень эквивалентных напряжений во всем репрезентативном объеме, что принципиально важно при проектировании режимов волочения. Метод также позволил изучить деформационное взаимодействие элементов микроструктуры TRIP стали между собой, тем самым объяснив наличие более высоких (в 2–3 раза превышающих средние значения) радиальных деформаций в пластичных фазах вблизи скопления зерен более прочных фаз бейнита и мартенсита. Предложенный метод позволил повысить прогнозирующую способность предпроектного моделирования и изучить феноменологические особенности структурообразования современных марок сталей в ходе процесса волочения. **Практическая значимость:** получены исходные данные для проектирования маршрутов волочения стали с трип-эффектом, что позволит расширить номенклатуру материалов традиционного процесса волочения калиброванной стали путем использования современных, технологически гибких материалов.

Ключевые слова: волочение, сталь, трип-эффект, мультимасштабное моделирование, репрезентативный объем, напряженно-деформированное состояние, микроструктура.

Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (Договор № 02.G25.31.0178), а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00619 мол_а.

Введение

Современная машиностроительная индустрия с каждым годом предъявляет все более высокие требования к механическим и эксплуатационным свойствам деталей машин и агрегатов. Элементы

механизмов и машин должны обладать не только достаточным ресурсом надежности, но и быть в состоянии адаптироваться под возможные неблагоприятные условия эксплуатации [1].

Основными технологическими процессами производства заготовок деталей и элементов агрегатов являются методы обработки металлов давлением (ОМД). Получение новых свойств и

технологических характеристик заготовок становится возможным за счет либо расширения номенклатуры используемых при ОМД материалов, либо разработки новых режимов или способов ОМД [2–3]. В обоих случаях возникает необходимость в современных инженерных методах проектирования, обеспечивающих предельно высокую достоверность прогноза результатов исследуемого технологического процесса.

Наименее затратным с позиции необходимых ресурсов методом проектирования технологических процессов является компьютерное моделирование с использованием коммерческих программных продуктов, предоставляющих инженеру широкий спектр возможностей по решению задач анализа и оптимизации. В целом это позволяет значительно снизить затраты на тестирование результатов исследуемых технологических режимов и технологий.

Большинство компьютерных моделей в современных исследованиях процессов ОМД не учитывают особенности структурного строения обрабатываемого металла. Как правило, проектирование режимов обработки осуществляется с позиции изотропного материала.

Однако известно, что главным «индикатором» технологических преобразований в обрабатываемом металле является его микроструктурная композиция. Параметры микроструктуры металла в совокупности наиболее полно отражают результаты деформационных, термических и комбинированных воздействий [4–6].

В современных металлургических технологиях стали активно использоваться материалы со сложной, метастабильной микроструктурой: например, стали классов TRIP (Transformation-Induced Plasticity) и TWIP (Twinning-Induced Plasticity) [7–13]. Динамические структурно-фазовые превращения, которые происходят под действием деформации в этих сталях, обеспечивают большую свободу инженерам при выборе дизайна, оптимизации веса и общей технологии производства. Поэтому моделирование обработки давлением данных классов сталей без учета поведения их микроструктуры под нагрузкой в принципе невозможно.

По этой причине развитие методов компьютерного моделирования с позиции повышения их прогнозирующей точности должно осуществляться в направлении репрезентации микро-

структурного строения обрабатываемого металла и напряженно-деформированного состояния (НДС) на его микроуровне.

В то же время переход на микроуровень в компьютерных моделях приводит к неизбежному уменьшению размера расчетной сетки и, как следствие, росту количества элементов, требуемых расчетных ресурсов и времени. Поэтому имеющиеся на данный момент методы моделирования в своей реализации не всегда являются технически доступными и оперативными.

Следовательно, совершенствование подходов компьютерного моделирования с учетом особенностей поведения микроструктуры металла при исследовании процессов ОМД является современным актуальным направлением в инженерном анализе. При этом используемые методы должны быть оптимизированы с позиции расчетного времени и необходимых калькуляционных ресурсов.

Одним из базовых процессов ОМД для производства длиномерных металлических изделий, используемых в качестве передельной заготовки, является волочение калиброванной стали круглого сечения. В ходе этого процесса горячекатаная круглая заготовка относительно большого диаметра (от 6 до 40–50 мм) подвергается однократному волочению через монолитную волоку с обжатиями, как правило, 5–15%.

Данный процесс широко используется для получения промежуточных заготовок стержневых деталей (валы, оси) в машиностроении, приборостроении, сельхозмашиностроении. С технологической точки зрения процесс волочения предоставляет широкие возможности по управлению характеристиками обрабатываемой калиброванной стали. Геометрические параметры волоки (угол рабочего канала волоки, длина калибрующей зоны) в совокупности со степенью обжатия и варьируемой скоростью волочения позволяют управлять глубиной проработки сечения металла, скоростью его деформации, качеством поверхности, точностью размеров. Поэтому расширение номенклатуры используемых в данном процессе материалов за счет более технологичных сталей классов TRIP и TWIP потенциально позволит получать традиционные виды изделий с расширенным комплексом технологических и эксплуатационных характеристик.

В частности, одними из наиболее широко

используемых сталей в современном машиностроении являются стали TRIP 600–700. Главной отличительной особенностью данных сталей является так называемый трип-эффект, который заключается в способности остаточного аустенита в их микроструктуре аккумулировать энергию и превращаться в более твердый мартенсит под действием высокоскоростной деформации.

В ходе эксплуатации стержневой детали из TRIP стали она будет обладать свойством поверхностного упрочнения в условиях вибраций и ударных нагрузок, так как остаточный аустенит в поверхностных слоях будет трансформироваться в более прочный мартенсит. При использовании элементов механизмов из таких сталей в условиях абразивного износа будет реализовываться свойство сверхвязкости, которое позволяет за счет формирования зоны упрочнения уменьшить и замедлить отрыв частиц металла с поверхности стержня.

После процесса волочения калиброванной TRIP стали результатом является заготовка для стержневых деталей с повышенными точностью размеров, качеством поверхности, износостойкостью и запасом прочности. То есть получается конечный продукт с адаптирующимися под негативные воздействия рабочей среды механическими свойствами или передельная заготовка с высокой технологической гибкостью.

Особенности процесса волочения калиброванной TRIP стали потенциально определяют возможность получения продукта с широким спектром механических свойств:

1. При малых скоростях деформации результатом волочения будет холодотянутая калиброванная TRIP сталь с высокими пластическими характеристиками и повышенным ресурсом потенциального упрочнения за счет нетрансформированного остаточного аустенита в микроструктуре. Такая заготовка представляет интерес для производителей стержневых конструкций, защитных рам или стержневых крепежных изделий. Большой ресурс нетрансформированного остаточного аустенита позволяет в данных видах производства управлять локализацией механических свойств в необходимых элементах готовой продукции (например, локально упрочнять головку или резьбу болта).

2. При высоких скоростях деформации при волочении становится возможным получение

стержней с высокими классами прочности, превышающими традиционные углеродистые стали.

3. При варьировании угла волоки и степени деформации в результате волочения можно получить калиброванную сталь с упрочненным поверхностным слоем заданной толщины.

Следовательно, для проектирования режимов деформационной обработки и прогнозирования конечных свойств заготовки необходима разработка методов моделирования, которые обеспечивают учет динамических структурно-фазовых превращений в металле, но в то же время позволяют осуществлять оперативный анализ свойствообразующих параметров НДС при относительно высоких объемах деформируемого металла.

Теория, материалы и методы исследования, технические и технологические разработки

Моделирование на макроуровне. Для оценки технологического потенциала процесса было выбрано однократное волочение калиброванной стали с исходного диаметра 38 мм. Данный диаметр наиболее востребован во всех областях машиностроения.

Для изучения влияния обжатия на свойства металла финальный диаметр варьировался от 37 мм до 35 мм. Угол раскрытия волоки – в пределах от 18 до 12 град. Скорость волочения составляла 100 мм/с.

В качестве исходного материала была выбрана сталь TRIP 700, химический состав которой представлен в **таблице**.

Химический состав стали марки TRIP 700, % (масс)

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	P	S
0,177	1,54	0,32	0,02	–	0,03	0,02	1,35	0,075	0,007

Механические свойства стали TRIP 700 представлены на **рис. 1**.

Моделирование на микроуровне. Для субмоделирования была использована фотография микроструктуры стали TRIP 700 (**рис. 2**). Исходная микроструктура исследуемой стали имела следующий состав: остаточный аустенит (~22%), феррит (~66%) и бейнит (~12%).

Бинаризованное изображение микроструктуры было покрыто КЭ сеткой с треугольными элементами типа CAX3 (A 3-node linear axisymmetric triangle) из стандартной библиотеки Abaqus.

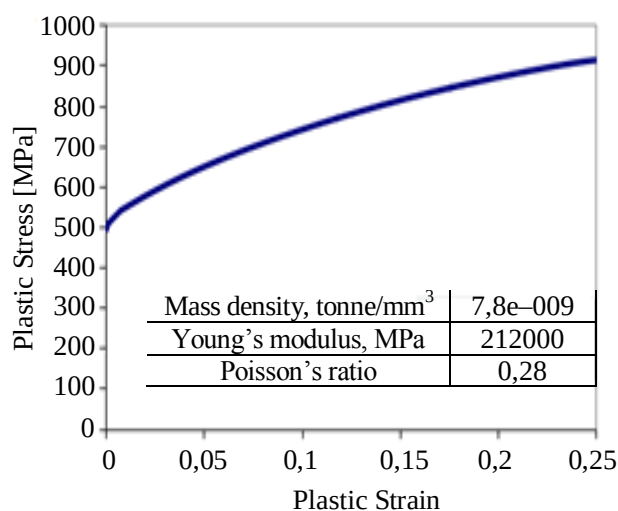


Рис. 1. Механические свойства стали TRIP 700

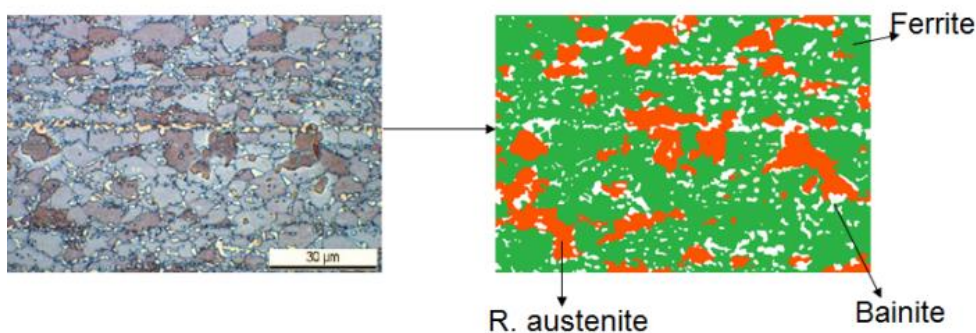


Рис. 2. Микроструктура стали TRIP 700

Для симуляции трип-эффекта была выбрана следующая экспериментально установленная математическая зависимость [14–15]:

$$\begin{aligned} v_{\gamma} = v_{\gamma\text{-initial}} - 26,708\varepsilon - 0,003\dot{\varepsilon} + \\ + 53,516\varepsilon^2 - 0,018\varepsilon\dot{\varepsilon} - 1,06 \cdot 10^{-5}\dot{\varepsilon}^2, \end{aligned} \quad (1)$$

где $v_{\gamma\text{-initial}}$ – исходное количество остаточного аустенита в микроструктуре TRIP стали; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации; ε – степень деформации.

С учетом зависимости (1) была разработана надстройка для пакета Abaqus, реализующая следующий алгоритм:

1. Расчет объемной доли трансформированного аустенита после каждого шага расчета.
2. Выбор рассчитанного процента из группы элементов остаточного аустенита, которые имеют максимальные значения деформации и скорости деформации.
3. Замена свойств выбранных элементов на свойства мартенсита.

Результаты исследования и их обсуждение

Сравнение результатов моделирования с учетом влияния трип-эффекта и без него

На **рис. 3** представлено распределение напряжений Мизеса и эквивалентной деформации в центральных слоях металла в деформационной зоне.

Трансформация относительно пластичного остаточного аустенита в более прочный мартенсит приводит к появлению локализованных высоких значений эквивалентных напряжений. При этом поскольку только что образовавшийся мартенсит является наиболее прочной структурной составляющей во всей микроструктуре TRIP стали, его скопления перестают деформироваться. Поэтому количество локализаций околонулевых значений эквивалентных деформаций в модели с симуляцией TRIP-эффекта значительно больше.

Особенно ярко эта закономерность прослеживается на поверхности деформируемой калиброванной стали (**рис. 4**), где скорость и степень деформации выше, чем в центральных слоях, а значит, выше и количество преобразованного остаточного аустенита.

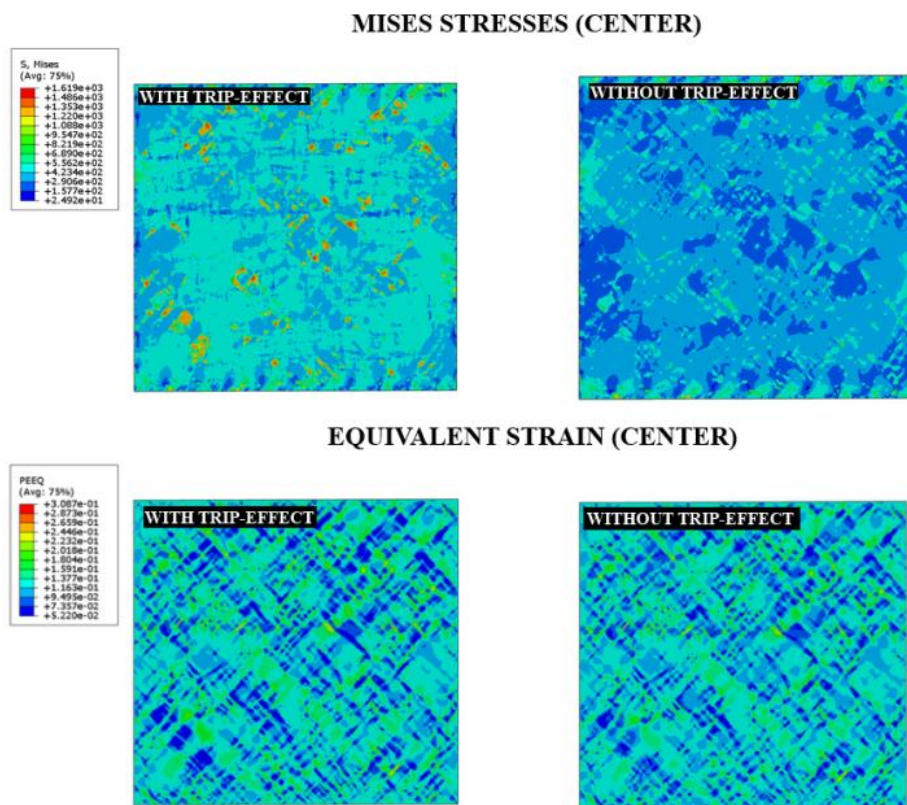


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений и деформаций в центральном слое металла в модели с симуляцией TRIP эффекта и без него

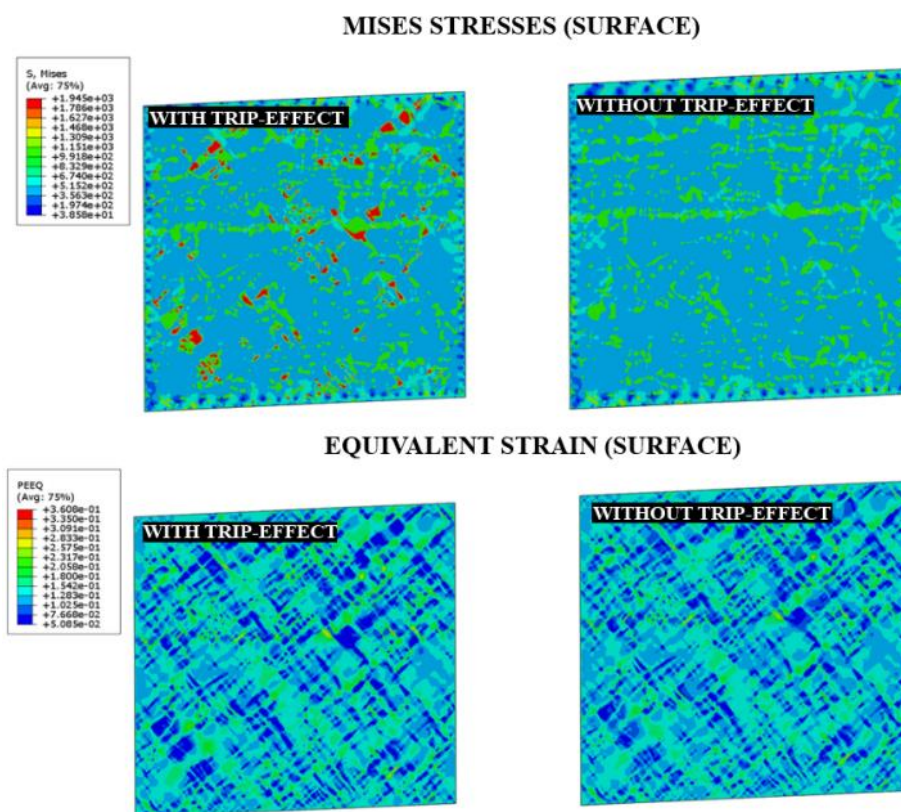


Рис. 4. Распределение эквивалентных напряжений и деформаций в поверхностном слое металла в модели с симуляцией TRIP эффекта и без него

*Анализ деформированного состояния
и микроструктурных преобразований
в ходе процесса волочения*

Значения радиальных деформаций сжатия и глубина их проникновения в металл в деформационной зоне главным образом определяют распределение механических свойств в конечном изделии. Особенно это важно для исследуемых TRIP сталей, в которых из-за протекания TRIP-эффекта динамика изменения механических свойств стали несоизмеримо выше, чем в сталях без метастабильных микроструктурных составляющих.

Анализ радиальных деформаций (рис. 5) осуществлялся в центральном и поверхностном слое металла в середине деформационной зоны волокна.

Локализации околонулевых деформаций обусловлены высокой прочностью бейнита и образовавшихся зародышей мартенсита. Более пластичные фазы (феррит и остаточный аустенит) испытывают сжимающие радиальные деформации в диапазонах значений от $-0,03$ до $-0,15$ (в центре) и от $-0,07$ до $-0,22$ (на поверхности). При этом отмечено, что локализации наиболее высоких значений сжимающих радиальных деформаций пластичных фаз находятся в областях высокого скопления более прочных микроструктурных составляющих, то есть часть микродеформаций в металле обусловлена деформационным взаимодействием элементов микроструктуры между собой.

Данный факт должен приниматься во внимание при проектировании технологий произ-

водства калиброванной стали, включающих пластическую деформацию и последующую термическую обработку, как правило, в виде операций рекристаллизационного отжига. В этом случае необходимо избегать так называемых «критических» степеней деформации при назначении режимов волочения калиброванной стали. После так называемой критической степени деформации не происходит процесс рекристаллизации по механизму образования новых зерен и их роста. Нагрев в таком случае вызывает быстрый рост одних исходных нерекристаллизованных зерен за счет поглощения соседних. Поэтому первичная рекристаллизация осуществляется в ограниченных объемах, а рост зерен при вторичной рекристаллизации практически отсутствует. При критических степенях деформации возникает заметное проявление неодинаково деформированных соседних зерен и отсутствуют условия для появления центров первичной рекристаллизации в отдельных объемах металла. Все это приводит к укрупнению одних слабодеформированных зерен за счет других, а впоследствии – к ухудшению механических свойств стали. Также неоднородность свойств отрицательно сказывается на стабильности процесса дальнейшей переработки и качестве готовой продукции.

Было исследовано влияние геометрических параметров инструмента на протекание мартенситного превращения в центральных и поверхностных слоях калиброванной стали (рис. 6 и 7).

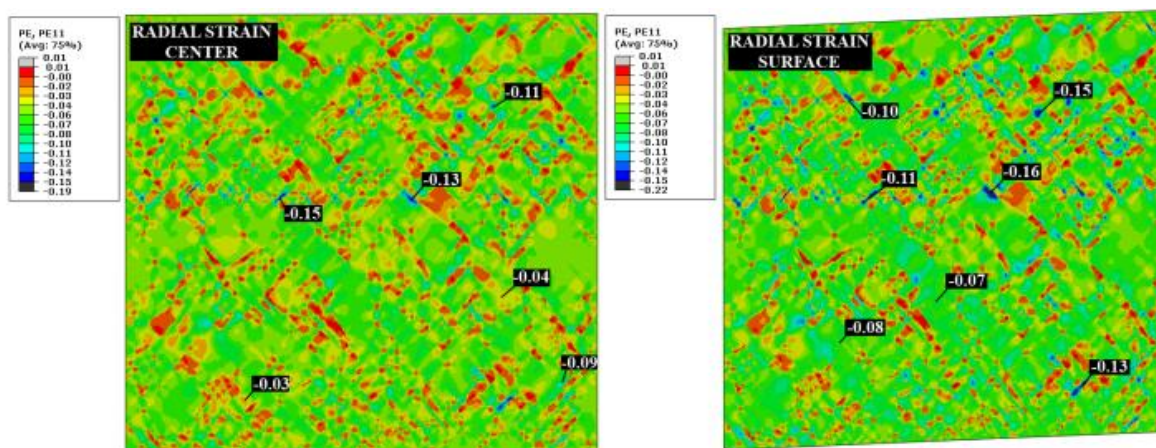


Рис. 5. Распределение радиальных деформаций на поверхности и в центре деформационной зоны

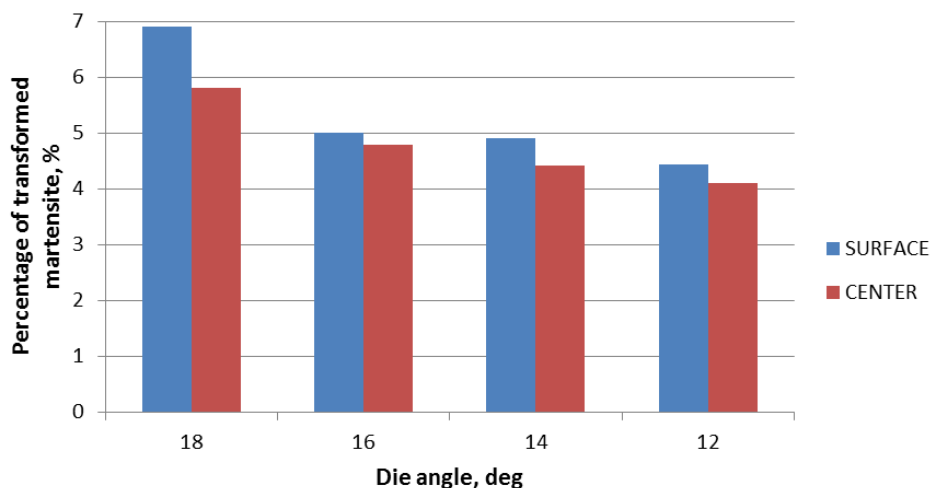


Рис. 6. Влияние угла волоки на количество мартенсита в микроструктуре калиброванной стали

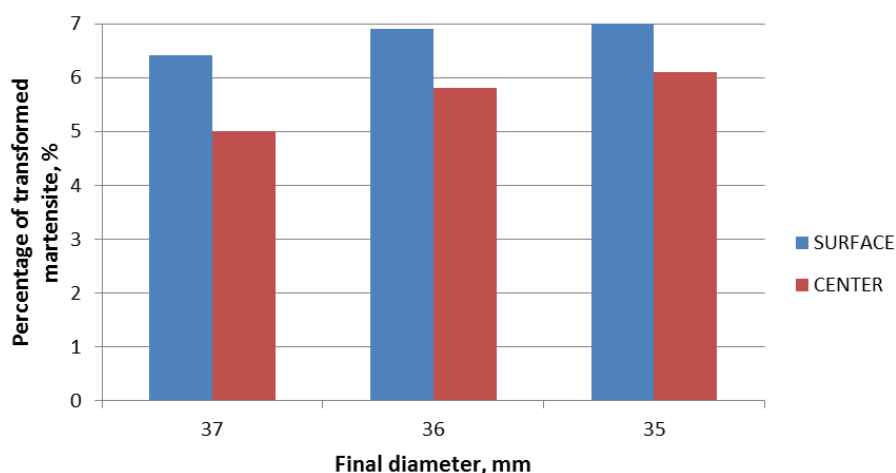


Рис. 7. Влияние обжатия на количество мартенсита в микроструктуре калиброванной стали (исходный диаметр 38 мм)

Отмечено, что при увеличении угла волокильного инструмента количество образовавшегося мартенсита также увеличивается вследствие роста скорости деформации. Однако при больших углах волоки неравномерность деформации растет, что приводит к увеличению разницы процентной доли мартенсита в микроструктуре между центральными и периферийными слоями. Уменьшение угла волоки позволяет снизить эту разницу, но при почти на треть меньшем количестве образовавшегося мартенсита.

Степень деформации оказывает относительно меньшее влияние на образование мартенсита и распределение его процентного соотношения по сечению калиброванной стали.

Закключение

Результаты расчета НДС в мультимасштабных моделях продемонстрировали не только перспективность данного инженерного инструмента, но и неотъемлемую необходимость учета микрострук-

туры и ее поведения под нагрузкой при проектировании даже традиционных процессов с использованием современных материалов.

Предложенный метод создания мультимасштабных моделей в случае исследования процесса волочения калиброванной TRIP стали позволил:

1. Доказать важность учета TRIP эффекта с позиции НДС, так как формирующиеся в ходе его реализации зародыши высокопрочного мартенсита являются локализаторами высоких значений напряжений Мизеса.

2. Обнаружить высокие сжимающие деформации в диапазонах значений от $-0,03$ до $-0,15$ (в центре) и от $-0,07$ до $-0,22$ (на поверхности) в фазах феррита и остаточного аустенита.

3. Изучить деформационное взаимодействие элементов микроструктуры между собой, тем самым объяснив наличие более высоких радикальных деформаций в пластичных фазах вблизи большего скопления зерен более прочных фаз бейнита и мартенсита.

В совокупности это позволило не просто повысить прогнозирующую способность моделей процесса и скорость их расчета, но и расширить номенклатуру материалов традиционного процесса волочения калиброванной стали путем использования современных технологически гибких TRIP сталей.

Список литературы

1. Генезис научных исследований в области качества металлопродукции / Гун Г.С., Мезин И.Ю., Рубин Г.Ш., Минаев А.А., Назайбеков А.Е., Дыя Х. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1 (45). С. 92–97.
2. Инновационный потенциал новых технологий производства метизных изделий из наноструктурных сталей / Чукин М.В., Копцева Н.В., Барышников М.П., Ефимова Ю.Ю., Носов А.Д., Носков Е.П., Коломиец Б.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 2. С. 64–68.
3. Актуальные проблемы квалиметрии метизного производства в период зарождения шестого технологического уклада / Гун Г.С., Чукин М.В., Рубин Г.Ш., Мезин И.Ю., Корчунов А.Г. // Металлург. 2014. № 4. С. 92–95.
4. Sarma, G.B., Radhakrishnan, B., Zacharia, T., 1998, Finite Element Simulations of Cold Deformation at the Mesoscale, Computational Materials Science, 12, 1998, 105–123.
5. Son, S.-B., Roh, H., Kang, S.-H., 2010, Relationship between microstructure homogeneity and bonding stability of ultrafine gold wire, Journal of Materials Science, 45, 236–244.
6. Watanabe, I., Setoyama, D., Nagasako, N., Iwata, N., Nakanishi, K., 2012, Multiscale prediction of mechanical behavior of ferrite–pearlite steel with numerical material testing, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 89, 829–845.
7. Fischer, F.D., Reisner, G., Werner, E., Tanaka, K., Cailletaud, G., Antretter, T., 2000. A new view on transformation induced plasticity (TRIP). International Journal of Plasticity 16 (7–8), 723–748.
8. Bleck, W., Schael, I., 2000. Determination of crash-relevant material parameters by dynamic tensile tests. Steel Research 71, 173–178.
9. Choi, I.D., Bruce, D.M., Kim, S.J., et al., 2002. Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. ISIJ International 42, 1483–1489.
10. Kim YG, Kim TW, Han JK, Chang RW. Development of new austenitic Fe-Mn-Al-C steels for automotive applications. Key Eng Mater 1993;84:461–72.
11. Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer LW. High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. Int J Plast 2000;16:1391–409.
12. Frommeyer G, Brüh U, Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. ISIJ Int 2003;43:438–46.
13. Balzani, D., Schroder, J., 2008, Some basic ideas for the reconstruction of statistically similar microstructures for multiscale simulations, Proc. Appl. Math. Mech., 8, 10533–10534.
14. Wiewiorowska, S., Determination of content of retained austenite in steels with TRIP effect deformed at different strain rates, Steel Research International. 81 (2010) 262–265.
15. Wiewiorowska, S., The influence of strain rate and strain intensity on retained austenite content in structure of steel with TRIP Effect. Solid State Phenomena, 165 (2010) 216–222.

Материал поступил в редакцию 21.04.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-90-98

MULTISCALE MODELING OF STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS IN STEEL DURING DRAWING

Dmitry V. Konstantinov – Master's Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: const_dimon@mail.ru

Krzysztof Bzowski – Postgraduate Student

AGH University of Science and Technology, Krakow, Poland.

Aleksey G. Korchunov – D.Sc. (Eng.), Professor, Vice-Rector for International Affairs

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: international@magtu.ru

Roman Kuźniak – Doctor of Science, Professor

Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice, Poland.

Maciej Pietrzyk – Doctor of Science, Professor

AGH University of Science and Technology, Krakow, Poland.

Oleg P. Shiryaev – Director

MMK-METIZ, Magnitogorsk, Russia.

Abstract

Problem Statement (Relevance): This article describes some potential benefits of using TRIP steels in the cold drawing process, which results in the final product having a wide range of additional properties such as strength, wear resistance and resistance to environmental effects. Stating the critical need to account for the microstructure of TRIP steels, the authors have formulated some important problems of the

conventional approach to engineering drawing processes that exploits the finite element method. **Objectives:** The study aims to optimise the computer modelling techniques applied in simulation of steel drawing operations in order to increase the model's predictive power and to study the structure forming phenomena characteristic of advanced steels. **Methods Applied:** An optimised multiscale modelling method was applied which helps observe the microstructure of a work-

piece in process, as well as dynamic structural and phase transformations, i.e. the TRIP effect. An add-in programme was used with Abaqus to simulate the TRIP effect. Equivalent stresses and strains, as well as axial and radial deformations at the surface and in the center of the deformation zone were estimated to analyse the stress-strain state of a workpiece. **Originality:** This research resulted in an improved modelling technique applied in simulation of the axisymmetric cold working process that accounts for the microstructure of a workpiece in process and its transformations under strain. Due to this one can calculate the microstructural parameters of steel in a stress-strain state and look at the transformations that take place in metastable steels. **Findings:** The article compares the results of modelling allowing for the TRIP effect and overlooking it. The comparison shows that martensite, which forms in the microstructure, causes a significant rise of equivalent stresses across the entire representative volume, which is extremely critical in the drawing process engineering. The method applied also gave a better understanding of how the microstructural elements interact in TRIP steel under strain, which helped explain more intense (2 or 3 times as high compared with the average values) radial strains in the plastic phases close to bigger grain clusters of stronger bainite and martensite phases. The proposed technique helped increase the predictive power of initial simulation and study the structure-forming phenomena characteristic of advanced steels in a drawing process. **Practical Relevance:** The study helped obtain initial data that can be used to design the drawing processes for TRIP steels. This will enable advanced and technically flexible materials to be used in the conventional drawing process, thus expanding the range of applicable steels.

Keywords: Drawing, steel, TRIP effect, multiscale simulation, representative volume, stress-strain state, microstructure.

References

1. Gun G.S., Mezin I.Yu., Rubin G.Sh., Minaev A.A., Nazaibekov A.E., Dyja H. Research genesis in the field of steel products quality. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014, no. 1 (45), pp. 92–97. (In Russ.)
2. Chukin M.V., Koptseva N.V., Baryshnikov M.P., Efimova Yu.Yu., Nosov A.D., Noskov E.P., Kolomiets B.A. Innovative potential of new technology behind nanostructured steel based metalware production. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2009, no. 2, pp. 64–68. (In Russ.)
3. Gun G.S., Chukin M.V., Rubin G.Sh., Mezin I.Yu., Korchunov A.G. Current issues of metalware production quality during the rise of the sixth technological wave. *Metallurg* [Metallurgist], 2014, no. 4, pp. 92–95. (In Russ.)
4. Sarma, G.B., Radhakrishnan, B., Zacharia, T., 1998, Finite Element Simulations of Cold Deformation at the Mesoscale, *Computational Materials Science*, 12, 1998, 105–123.
5. Son, S.-B., Roh, H., Kang, S.-H., 2010, Relationship between microstructure homogeneity and bonding stability of ultrafine gold wire, *Journal of Materials Science*, 45, 236–244.
6. Watanabe, I., Setoyama, D., Nagasako, N., Iwata, N., Nakanishi, K., 2012, Multiscale prediction of mechanical behavior of ferrite-pearlite steel with numerical material testing, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 89, 829–845.
7. Fischer, F.D., Reisner, G., Werner, E., Tanaka, K., Cailletaud, G., Antretter, T., 2000. A new view on transformation induced plasticity (TRIP). *International Journal of Plasticity* 16 (7–8), 723–748.
8. Bleck, W., Schael, I., 2000. Determination of crash-relevant material parameters by dynamic tensile tests. *Steel Research* 71, 173–178.
9. Choi, I.D., Bruce, D.M., Kim, S.J., et al., 2002. Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. *ISIJ International* 42, 1483–1489.
10. Kim YG, Kim TW, Han JK, Chang RW. Development of new austenitic Fe-Mn-Al-C steels for automotive applications. *Key Eng Mater* 1993;84:461–72.
11. Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer LW. High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *Int J Plast* 2000;16:1391–409.
12. Frommeyer G, Brück U, Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ Int* 2003;43:438–46.
13. Balzani, D., Schroder, J., 2008. Some basic ideas for the reconstruction of statistically similar microstructures for multiscale simulations, *Proc. Appl. Math. Mech.*, 8, 10533–10534.
14. Wiewiorowska, S. Determination of content of retained austenite in steels with TRIP effect deformed at different strain rates, *Steel Research International*. 81 (2010) 262–265.
15. Wiewiorowska, S. The influence of strain rate and strain intensity on retained austenite content in structure of steel with TRIP effect. *Solid State Phenomena*, 165 (2010) 216–222.

Received 21/04/16

Мультимасштабное моделирование структурно-фазовых превращений в стали при волочении / Константинов Д.В., Бзовски К., Корчунов А.Г., Кузиак Р., Пьетшик М., Ширяев О.П. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 90–98. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-90-98

Konstantinov D.Vy., Bzowski K., Korchunov A.G., Kuziak R., Pietrzyk M., Shiryayev O.P. Multiscale modeling of structural and phase transformations in steel during drawing. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 90–98. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-90-98

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОвого РАСШИРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Копцева Н.В.¹, Чукин Д.М.¹, Дабала М.²

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

² Падуанский университет, Падуя, Италия

Аннотация

Актуальность работы: в статье описаны особенности теплового расширения инварных сплавов системы Fe-Ni-C, дополнительно легированных ванадием и молибденом. Введение углерода и легирование сильными карбидообразующими элементами позволяет повысить прочностные свойства по сравнению с инварами традиционного состава за счет карбидного упрочнения. При этом температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) сохраняет низкие значения, что существенно расширяет области применения таких высокопрочных сплавов для тяжело нагруженных изделий в прецизионном приборостроении. **Цель работы:** изучение влияния термической обработки на значения ТКЛР в сплавах инварного класса системы Fe-Ni-C-V (32НФ) и Fe-Ni-C-V-Mo (34НФМ). **Используемые методы:** осуществлялось физическое моделирование процессов термической обработки, dilatометрические измерения и определение ТКЛР, которые выполнялись на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм с помощью модуля Pocket Jaw исследовательского комплекса Gleeble 3500. Упрочняющая термическая обработка заключалась в закалке от температур 1200 и 1250°C в воде для насыщения твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами и нагреве закаленных образцов до температуры 700°C для распада пересыщенного твердого раствора. **Новизна:** выявлены закономерности изменения ТКЛР инварных сплавов системы Fe-Ni-C-V и Fe-Ni-C-V-Mo при упрочняющем термическом воздействии. **Результаты:** определены значения ТКЛР при различных режимах термического воздействия и установлено, что наименьшие значения коэффициента расширения для исследуемых сплавов (для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) были получены после закалки от 1250°C в воду с последующим нагревом до 700°C и выдержке при этой температуре в течение 1 ч. **Практическая значимость:** показано, что при упрочняющей термической обработке обеспечивается получение низких значений ТКЛР (от $0,5 \cdot 10^{-6}$ до $3,0 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$), соответствующих техническим условиям, предъявляемым к промышленным высокопрочным инварным сплавам.

Ключевые слова: высокопрочные инвары, термическая обработка, dilatометрия, температурный коэффициент линейного расширения.

Работа выполнена в рамках государственного задания «Обеспечение проведения научных исследований (2014-06 ГЗ)».

Введение

Прецизионные сплавы нашли широкое применение во многих областях техники, станко- и приборостроения. Большую долю таких сплавов составляют инвары. Одной из важнейших характеристик инварных сплавов, применяемых в промышленности, является аномально низкое значение температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР): $\alpha \leq 3 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ в определенном интервале температур [1]. Сплавы традиционных химических составов (инвар 36Н, суперинвар 32НК) не обладают необходимыми значениями твердости и прочности даже после упрочняющих обработок. Ряд исследований показали, что материалы этого типа можно упроч-

нять, например, за счет дисперсионного твердения с выделением интерметаллидных фаз [2–4]. В связи с этим в последнее время были созданы новые типы высокопрочных инварных сплавов с минимальными значениями ТКЛР на основе системы Fe-Ni с дополнительным введением в них углерода и легированием карбидообразующими элементами, такими как V, Mo, W. Введение сильных карбидообразующих элементов позволяет повысить прочностные свойства за счет карбидного упрочнения без существенного снижения инварных характеристик [5, 6].

Учеными ФГБОУ ВО «МГТУ им Г.И. Носова» совместно со специалистами ПАО «Мотовилихинские заводы» проводятся исследования, направленные на разработку промышленных технологий производства заготовок из иннова-

ционных высокопрочных инварных сплавов, ТКЛР которых в соответствии с техническими условиями должен находиться в пределах от $0,5 \cdot 10^{-6}$ до $3,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [7–9]. Однако до последнего времени как в отечественной, так и в зарубежной литературе имеются лишь отдельные разрозненные данные по влиянию режимов упрочняющей термической обработки на величину ТКЛР таких сплавов в различных диапазонах рабочих температур.

Целью данного исследования является изучение влияния режимов упрочняющей термической обработки на значения ТКЛР в сплавах инварного класса системы Fe-Ni-C-V и Fe-Ni-C-V-Mo.

Материал и методика исследования

Исследования проводились на образцах инварных сплавов Fe-32,5Ni-0,76C-1,5V и Fe-34,5Ni-0,4C-1,0V-2,3Mo, которым были присвоены названия 32НФ и 34НФМ, соответственно. Сплавы были выплавлены в вакуумной индукционной печи и затем прокованы в прутки диаметром 12 мм. Физическое моделирование процессов термической обработки, дилатометрические измерения и определение ТКЛР были выполнены на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм (полученных обточкой прутков) с помощью стандартного модуля Rocket Jaw комплекса Gleeble 3500, который позволяет реализовать как высокие, так и низкие скорости нагрева, охлаждения и выдержку при постоянной температуре. Все эксперименты осуществлялись в вакууме. Нагрев образца производился прямым пропусканием тока со скоростями, имитирующими печной нагрев. Для реализации высоких скоростей охлаждения, имитирующих закалку в воде, была разработана методика проведения эксперимента с использованием специальной системы внутреннего охлаждения «ISO-Q» без нарушения вакуума.

Физическое моделирование термической обработки образцов заключалось в следующем [7]:

- закалка от температур 1200 и 1250°C (выдержка 20 мин) с имитацией охлаждения в воде для максимального насыщения твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами;

- нагрев закаленных образцов до температуры 700°C с выдержкой в течение 1 ч с последующим охлаждением, имитирующем охлаждение на воздухе, для распада пересыщенного твердого раствора.

Определение ТКЛР после каждого этапа термической обработки также проводилось с помощью комплекса Gleeble 3500. В качестве измерительного прибора использовался высокоточный дилатометр, входящий в комплектацию комплекса. Разрешение дилатометра составляет 0,4 мкм, что позволяет реализовать поставленные задачи по получению данных по изменению линейных размеров образцов во время термической обработки и определению ТКЛР. Результаты испытаний анализировались при помощи стандартного программного пакета Origin®, встроенного в систему Gleeble 3500, который обладает математическими функциями для анализа данных.

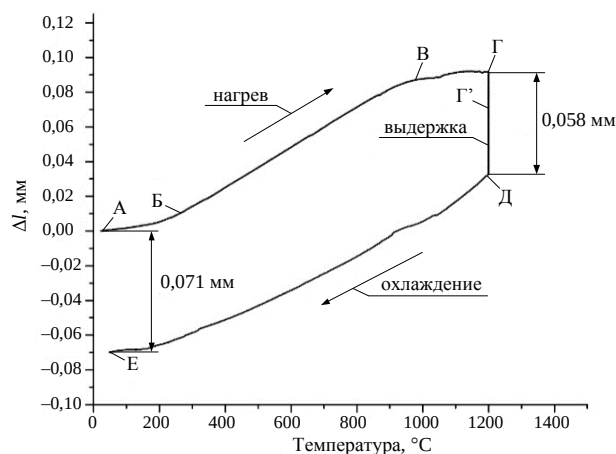
Термический режим испытания на определение ТКЛР осуществлялся в соответствии с приложением № 4 ГОСТ 14082-78 и заключался в нагреве до 150°C со скоростью 150°C/ч, выдержки при этой температуре в течение 20 мин и охлаждении образца до комнатной температуры [10]. Коэффициент α рассчитывался по формуле

$$\alpha_{30-150} = \frac{\Delta l}{l_0 \cdot \Delta T}.$$

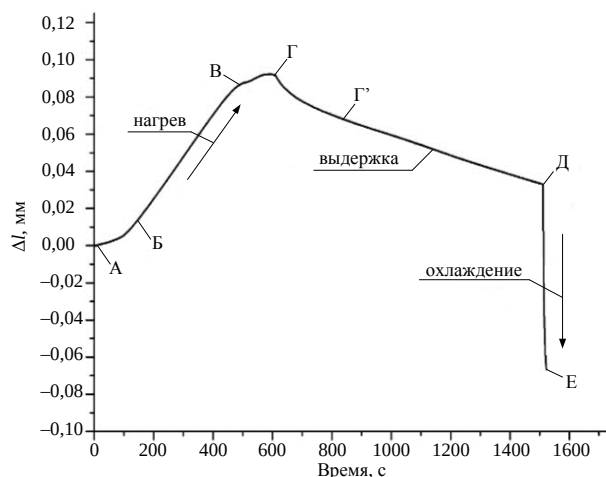
Результаты и их обсуждение

Дилатометрические кривые, приведенные на **рис. 1**, дают представление об изменениях линейных размеров (Δl) образца в зависимости от температуры (**рис. 1, а**) и времени (**рис. 1, б**) термического воздействия при закалке сплава 32НФ во время нагрева под закалку до 1200°C, его выдержке при этой температуре и ускоренного контролируемого охлаждения, имитирующего охлаждение в воде.

Нагрев до температуры 1200°C происходил за 10 мин и сопровождался увеличением линейных размеров во всем временном интервале. Однако в интервале температур от комнатной до 300°C кривая имеет нелинейный характер (**рис. 1**, участок АБ) вследствие проявления инварного эффекта – магнитострикции. В интервале температур от 300 до 950°C дилатометрическая кривая нагрева имеет линейный вид (**рис. 1**, участок БВ), что говорит о термическом расширении (увеличении линейного размера) без протекания каких-либо структурно-фазовых превращений. В интервале температур от 950 до 1200°C кривая меняет угол наклона (**рис. 1**, участок ВГ). Это свидетельствует о замедлении термического расширения, что связано с развитием процесса растворения карбидной фазы в указанном интервале температур.



а



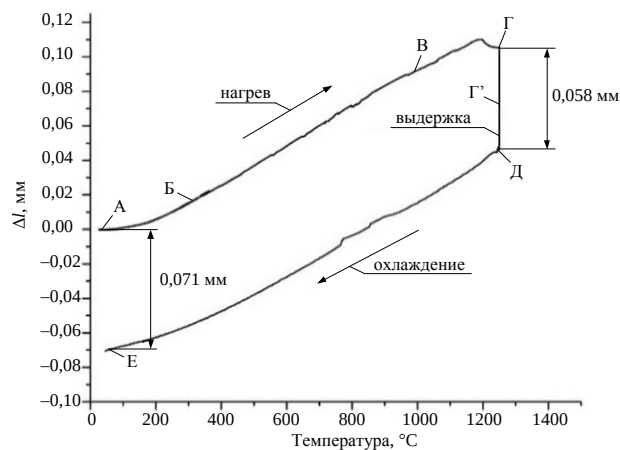
б

Рис. 1. Дилатогаммы закалки от 1200°C в воде сплава 32НФ в координатах Δl – температура (а) и Δl – время (б)

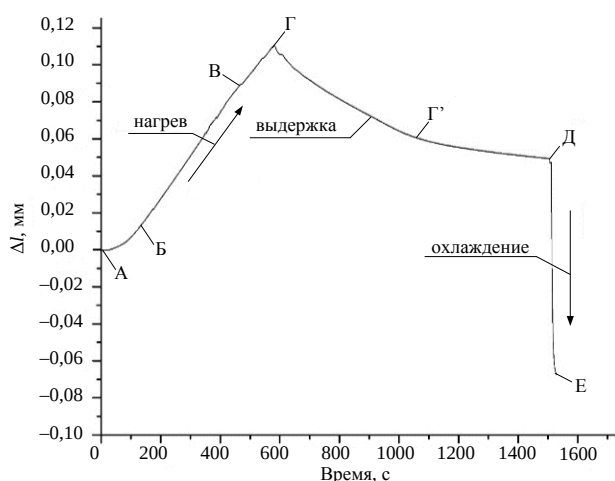
Дальнейшая изотермическая выдержка при температуре 1200°C в течение 15 мин. (рис. 1, участок ГД) приводит к уменьшению линейных размеров на 0,058 мм. Столь значимое сужение может свидетельствовать об интенсивном растворении карбидов, сопровождающемся гомогенизацией аустенита. При этом в начальный период выдержки в течение примерно трех минут (рис. 1, участок ГГ') угол наклона кривой больше по сравнению с участком Г'Д, очевидно, вследствие большей скорости растворения карбидной фазы в начальный период выдержки.

Последующее быстрое охлаждение, моделирующее закалку в воде, фиксирует γ -твердый раствор без протекания фазовых превращений и, как следовало ожидать, характеризуется резким уменьшением линейных размеров из-за теплового сжатия (рис. 1, участок ДЕ). Так, после закалки от 1200°C в воду абсолютные размеры исследуемого образца уменьшились на 0,071 мм.

Дилатогамма закалки сплава 32НФ от температуры 1250°C представлена на рис. 2. Характер кривой в основном аналогичен дилатогамме, полученной при закалке от 1200°C, но отличается тем, что на кривой отсутствует явно выраженный участок замедления термического расширения при нагреве до температуры 1250°C, а прогиб на кривой при изотермической выдержке при этой температуре (рис. 2, участок ВГ) больше по сравнению с выдержкой при температуре 1200°C. Это обусловлено более высокой температурой нагрева и, соответственно, большей скоростью растворения карбидной фазы. При этом, как показали выполненные структурные исследования [8], происходит более полное растворение карбидов, что приводит к снижению ТКЛР по сравнению с закалкой от 1200°C. При этом происходит и более полное насыщение твердого раствора углеродом и легирующими элементами, что при последующем нагреве закаленных образцов должно обеспечить повышение твердости.



а



б

Рис. 2. Дилатогаммы закалки от 1250°C в воде сплава 32НФ в координатах Δl – температура (а) и Δl – время (б)

Графики зависимости изменения линейных размеров от времени при определении ТКЛР закаленного сплава 32НФ представлены на **рис. 3**. По методике определения ТКЛР в соответствии с ГОСТ 14080-78 было получено значение относительного удлинения (после закалки от 1200°C $\Delta l = 0,00231$ мм, после закалки от 1250°C $\Delta l = 0,00218$ мм) и рассчитано значение ТКЛР: после закалки от 1200°C $\alpha_{30-150} = 1,93 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, после закалки от 1250°C $\alpha_{30-150} = 1,82 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

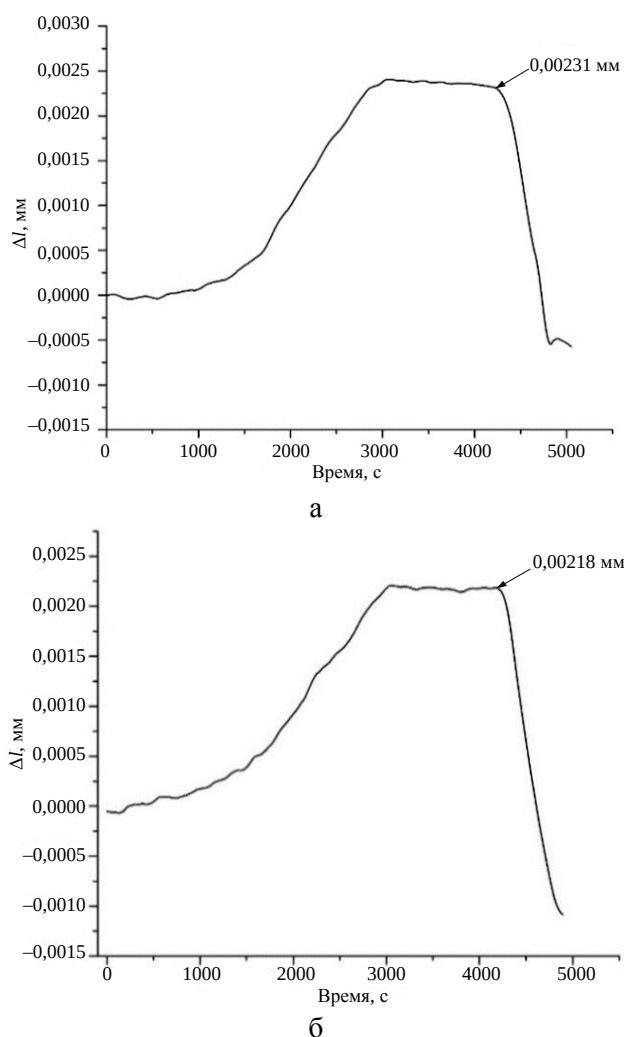


Рис. 3. Дилатометрические кривые испытания по определению ТКЛР инварного сплава 32НФ, закаленного от 1200 (а) и 1250°C (б)

Аналогичные дилатометрические исследования были выполнены для сплава 34НФМ. Характер дилатограмм оказался подобен кривым, полученным для сплава 32НФ, и отличался только количественными значениями Δl . Значения ТКЛР, вычисленные по дилатометрическим кривым, составляют: для сплава, закаленного от 1200°C, $\Delta l = 0,00304$, $\alpha_{30-150} = 2,53 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; для сплава, закаленного от 1250°C, $\Delta l = 0,00292$, $\alpha_{30-150} = 2,43 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Следующим этапом термической обработки являлся нагрев закаленных образцов до температуры, обеспечивающей наиболее полный распад пересыщенного твердого раствора. Для сплава 32НФ и 34НФМ, как показали предыдущие исследования [9], самые высокие значения твердости и временного сопротивления были получены при выдержке при 700°C в течение 1 ч.

На **рис. 4, а** представлена дилатометрическая кривая, изображающая изменение линейных размеров при нагреве и изотермической выдержке при 700°C образца сплава 32НФ, закаленного от температуры 1250°C. При детальном рассмотрении дилатометрической кривой в интервале изотермической выдержки при 700°C наблюдается увеличение линейных размеров (**рис. 4, б**, участок АБ), что можно объяснить выделением карбидной фазы из пересыщенного твердого раствора, зафиксированного закалкой.

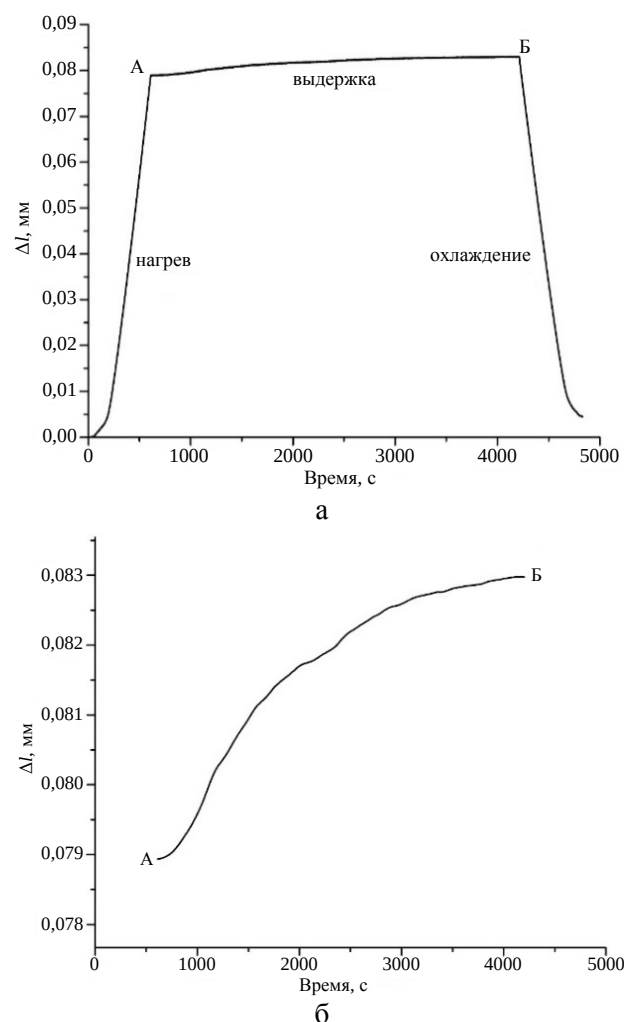


Рис. 4. Дилатограмма в интервале изотермической выдержки при 700°C в течение 1 ч сплава 32НФ, закаленного от 1250°C

Общий вид дилатометрической кривой нагрева и изотермической выдержки при 700°C закаленного от температуры 1250°C образца сплава 34НФМ, представленный на **рис. 5, а**, не отличается от подобной дилатограммы для сплава 32НФ, однако при детальном рассмотрении в интервале изотермической выдержки можно выделить две области (**рис. 5, б**). На кривой вначале изотермической выдержки (участок АВ) наблюдается увеличение линейных размеров, что объясняется выделением карбидной фазы из пересыщенного твердого раствора, зафиксированного закалкой. Начиная с 1800 с, увеличение линейных размеров затормаживается, что свидетельствует о замедлении выделения карбидной фазы. При увеличении времени выдержки свыше 1900 с фиксируется уменьшение размеров образца (участок БВ) вследствие коагуляции выделившихся карбидных частиц, в составе

которых наряду с ванадием присутствует менее стойкий карбидообразующий элемент – молибден, что подтверждается ранее выполненными структурными исследованиями [9].

На **рис. 6** представлены дилатограммы испытания по определению ТКЛР образцов сплава 32НФ (а) и 34НФМ (б) после закалки от 1250°C в воде и нагреве до 700°C с изотермической выдержкой в течение 1 ч. По полученным данным были определены значения относительного удлинения при нагреве, которое составило 0,00151 мм для сплава 32НФ и 0,00257 мм для сплава 34НФМ, и значение ТКЛР: для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ и для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$. При этом твердость в сплаве 32НФ повысилась от 220 до 380 НВ, а в сплаве 34НФМ – от 190 до 285 НВ.

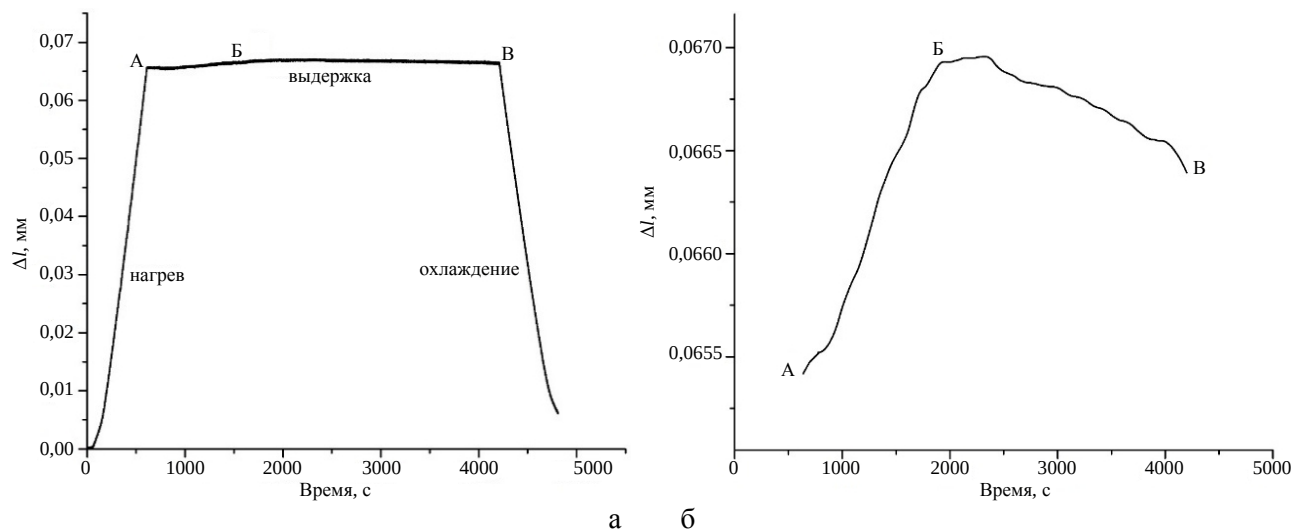


Рис. 5. Дилатограмма в интервале изотермической выдержки при 700°C в течение 1 ч сплава 34НФМ, закаленного от 1250°C

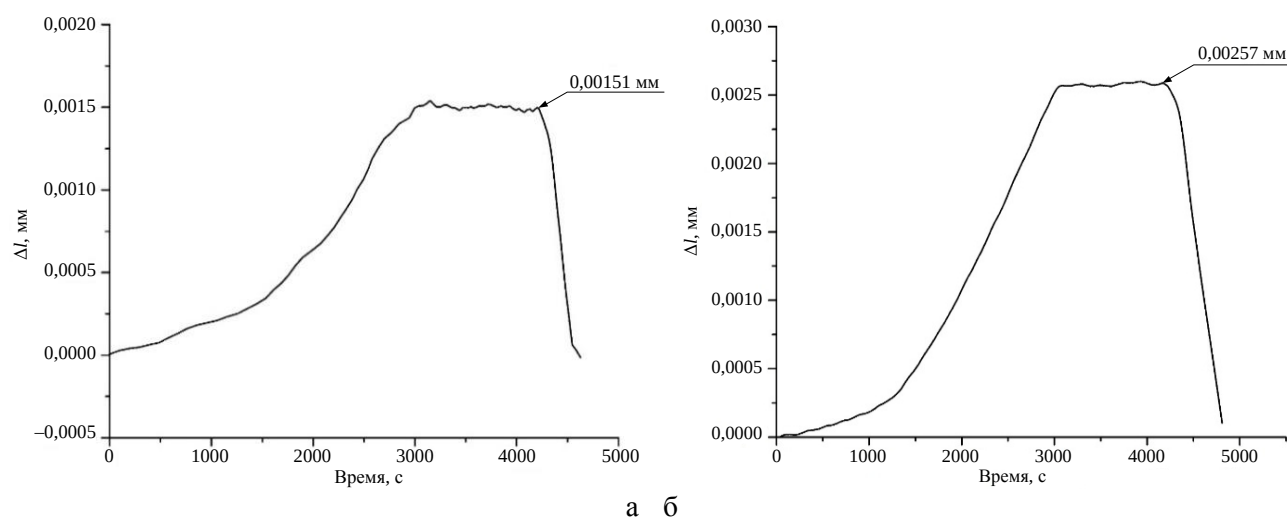


Рис. 6. Дилатометрические кривые испытания по определению ТКЛР после нагрева до 700°C с выдержкой 1 ч образцов сплава 32НФ (а) и 34НФМ (б), закаленных от 1250°C

Заключение

Результаты исследования показали, что термическая обработка инварных сплавов Fe-32,5Ni-0,76C-1,5V и Fe-34,5Ni-0,4C-1,0V-2,3Mo, заключающаяся в закалке на пересыщенный твердый раствор от температур 1200 и 1250°C и нагреве закаленных образцов до температуры 700°C с выдержкой в течение 1 ч, во всех случаях позволяет получить низкие значения ТКЛР ($\alpha \leq 3 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$). Наименьшие значения коэффициента расширения для обоих исследуемых сплавов (для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) были получены после закалки до 1250°C, что обеспечило более полное растворение карбидной фазы при нагреве под закалку. При этом при последующем нагреве до 700°C и изотермической выдержке закаленных образцов твердость повысилась примерно в 1,5–1,7 раза за счет выделения дисперсных карбидных частиц при распаде пересыщенного твердого раствора. Однако при снижении содержания углерода и ванадия в сплаве системы Fe-Ni-C-V дополнительное введение молибдена приводит к увеличению ТКЛР, а также обеспечивает менее существенный упрочняющий эффект в результате коагуляции карбидной фазы.

Список литературы

1. Прецизионные сплавы: справочник / под ред. Б.В. Молодилова. М.: Металлургия, 1983. 438 с.
2. Zhang Jian-fu, Tu Yi-fan, Xu Jin [etc.]. Effect of Solid Solution Treatment on Microstructure of Fe-Ni Based High Strength Low Thermal Expansion Alloy // Journal of Iron and Steel Research, International. 2008, vol. 15, no. 1. pp. 75–78.
3. Wang Chao, Yuan Shou Qian, Yao Cheng Gong [etc.]. Study of the Effect of W and Mo Binary Alloying on Fe-Ni36 Invar Alloy Properties // Advanced Materials Research. 2013, vol. 690–693, pp. 290–293.
4. Шамилов Т.Г. Разработка новых типов высокопрочных инварных сплавов системы Fe-Ni-C: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Т. Г. Шамилов. М., 1992. 25 с.
5. A.A. Braid, J.R. Teodosio, H.F.G. Abreu [etc.]. Studies on magnetically aged Fe-Mo-Ni-C alloys with different carbon additions // Journal of Magnetism and Magnetic Materials pp. 226–230 (2001) 1397–1399.
6. C.C. Zhao, S.Y. Yang, Y. Lua [etc.]. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Fe-Ni-V system // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry 46 (2014) pp. 80–86.
7. Исследование режимов термической обработки при производстве высокопрочных инварных сплавов нового поколения / Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Чукин Д.М. // Металлург. 2014. № 4. С. 97–102.
8. Koptseva N.V. Formation of the Physicomechanical Properties in High Strength Invar Alloys / Koptseva N.V., Golubchik E.M., Efimova Yu.Yu., Medvedeva E.M., Rodinov Yu.L., Korms I.A. // Steel in Translation, 2014, vol. 44, no. 4, pp. 317–319.
9. Влияние термической обработки на структуру и тепловые свойства высокопрочных инварных сплавов системы Fe-Ni-C с дополнительным легированием молибденом и ванадием / Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Dabala M. // Производство проката. 2015. №7. С. 28–34.
10. ГОСТ 14080-78. Прутки и листы из прецизионных сплавов с заданным температурным коэффициентом линейного расширения. Технические условия. URL: <http://gostexpert.ru/data/files/14080-78>

Материал поступил в редакцию 09.08.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

FEATURES OF THERMAL EXPANSION OF HIGH-STRENGTH INVARI ALLOYS

Natalia V. Koptseva – D.Sc. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: koptseva1948@mail.ru

Dmitry M. Chukin – Ph.D. Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: chukindmitry@gmail.com

Manuele Dabala – Associate Professor

Industrial Engineering Department, University of Padua, Padua, Italy. E-mail: manuele.dabala@unipd.it

Abstract

Problem Statement (Relevance): The article focuses on the peculiarities of the thermal expansion of Fe-Ni-C invars alloyed with vanadium and molybdenum. The addition of carbon and strong carbide-forming elements can result in invars of higher strength compared with conventional invars due to the hardening effect produced by carbides. At the same time the coefficient of thermal expansion (CTE) of such invars remains low, which significantly expands the application scope of high-strength

alloys within the precision instrument domain. **Objectives:** This research aims to study the effect of heat treatment on the CTE of the Fe-Ni-C-V (32NF) and Fe-Ni-C-V-Mo (34NFM) invars. **Methods Applied:** The research involved physical modelling of heat treatment processes, dilatometry and the CTE determination realized with the Pocket Jaw module within Gleeble 3500. The samples used were 10 mm in diameter and 80 mm in length. As part of the heat treatment process, the samples were quenched in water with the start temperatures of

1200 and 1250 °C, which enabled the solid solution to be saturated with carbon and carbide-forming elements. After that the quenched samples were heated to 700 °C to induce the decomposition of the supersaturated solid solution. **Originality:** The study helped identify the patterns of changing CTE in the Fe-Ni-C-V and Fe-Ni-C-V-Mo invars as a result of heat treatment. **Findings:** The CTE values were determined for different heat treatment scenarios. It was found that the above alloys showed the lowest CTE values (for 32NF $\alpha_{30-150} = 1.26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$; for 34NFM $\alpha_{30-150} = 2.14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) after they were quenched in water with the start temperature of 1250 °C and heated to 700 °C and soaked at this temperature for one hour. **Practical Relevance:** The study proved that the heat treatment of invars results in the lowest CTE values (0.5×10^{-6} to $3.0 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$) which meet the high-strength industrial invar specification requirements.

Keywords: High-strength invars, heat treatment, dilatometry, coefficient of thermal expansion.

References

1. Precision alloys: Handbook; ed. B.V. Molotilov. Moscow: Metallurgiya, 1983, 438 p. (In Russ.)
2. Zhang Jian-fu, Tu Yi-fan, Xu Jin [etc.] Effect of Solid Solution Treatment on Microstructure of Fe-Ni Based High Strength Low Thermal Expansion Alloy. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2008, vol. 15, no. 1, pp. 75–78.
3. Wang Chao, Yuan Shou Qian, Yao Cheng Gong [etc.]. Study of the Effect of W and Mo Binary Alloying on Fe-Ni36 Invar Alloy Properties. *Advanced Materials Research*. 2013, vol. 690–693, pp. 290–293.
4. Shamilov T.G. *Razrabotka novykh tipov vysokoprochnykh invarnykh spлавov sistemy Fe-Ni-C: avtoreferat dissertatsii na soiskanie uchenoi stepeni kand. tekhn. nauk: 01.04.07* [Development of new types of high-strength Fe-Ni-C invars: Extended abstract of Ph.D. dissertation: 01.04.07]. Moscow, 1992, 25 p. (In Russ.)
5. A.A. Braid, J.R. Teodosio, H.F.G. Abreu [etc.]. Studies on magnetically aged Fe-Mo-Ni-C alloys with different carbon additions. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* pp. 226–230 (2001) 1397–1399.
6. C.C. Zhao, S.Y. Yang, Y. Lua [etc.]. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Fe–Ni–V system. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 46 (2014) pp. 80–86.
7. Chukin M.V., Koptseva N.V., Golubchik E.M., Medvedeva E.M., Chukin D.M. The study of heat treatment regimes in the production of new-generation high-strength invars. *Metallurg* [Metallurgist]. 2014, no. 4, pp. 97–102. (In Russ.)
8. Koptseva N.V., Golubchik E. M., Efimova Yu.Yu., Medvedeva E.M., Rodinov Yu. L., Korms I. A. Formation of Physicomechanical Properties in High Strength Invar Alloys. *Steel in Translation*, 2014, vol. 44, no. 4, pp. 317–319.
9. Chukin M.V., Koptseva N.V., Golubchik E.M., Efimova Yu.Yu., Chukin D.M., Dabala M. The effect of heat treatment on the structure and thermal properties of high-strength Fe-Ni-C invars alloyed with molybdenum and vanadium. *Proizvodstvo prokata* [Rolling], 2015, no. 7, pp. 28–34. (In Russ.)
10. GOST 14080-78: *Prutki i listy iz precizionnykh spлавov s zadannym temperaturnym koefitsientom linejnogo rasshireniya. Tekhnicheskie usloviya* [GOST 14080-78: Rods and sheets made of precision alloys with a given CTE. Specifications]. Available at: URL: <http://gostexpert.ru/data/files/14080-78>

Received 09/08/16

Копцева Н.В., Чукин Д.М., Дабала М. Особенности теплового расширения высокопрочных инварных сплавов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 99–105. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

Koptseva N.V., Chukin D.M., Dabala M. Features of thermal expansion of high-strength invar alloys. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 99–105. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

ЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИИ, ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ И ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ

УДК 621.365.22 + 621.311.44 + 681.515.4 + 621.3.011.72

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-106-120

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ГАРМОНИЧЕСКОГО СОСТАВА ТОКОВ ДУГ ДЛЯ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ РАЗЛИЧНОЙ МОЩНОСТИ

Николаев А.А.¹, Руссо Ж.-Ж.², Сцымански В.², Тулупов П.Г.¹

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

² Университет Жана Монне, Сент-Этьен, Франция

Аннотация

Постановка задачи (актуальность работы): авторами статьи были проведены экспериментальные исследования гармонического состава тока дуговых сталеплавильных печей разной мощности и класса, функционирующих на различных металлургических предприятиях России. **Цель работы:** провести комплексный анализ изменения высших гармоник тока электросталеплавильных агрегатов, выявить закономерности изменения отдельных гармонических составляющих, а также определить средние и максимальные уровни гармоник для дуговых печей каждого типа. **Используемые методы:** исследования проводились на основании массивов мгновенных значений токов, записанных с помощью быстродействующих многоканальных регистраторов электрических сигналов. Обработка данных осуществлялась в математическом пакете Matlab с приложением Simulink, где с помощью методов спектрального анализа и разработанных алгоритмов обработки сигналов выполнялся расчет основных коэффициентов гармонических составляющих тока электродуговых установок. **Результат:** по результатам исследований отмечены особенности влияния технологических факторов и параметров силового электрооборудования дуговых печей на уровни гармонических составляющих на различных стадиях плавки. Сделан вывод о необходимости учета максимальных уровней значимых гармоник при выборе параметров фильтрокомпенсирующих цепей статических компенсаторов реактивной мощности. Проведен сравнительный анализ скорости изменения суммарных действующих значений четных и нечетных гармонических составляющих, который показал важную закономерность превышения скорости ослабления четных гармоник дуговой печи над нечетными в несколько раз. На основании этого показана целесообразность использования среднеквадратического значения тока четных гармоник для целей диагностики стадий плавки в дуговой сталеплавильной печи с классическим технологическим процессом. **Новизна:** результаты исследования являются новыми, т.к. впервые проведен комплексный анализ характера измерения высших гармоник тока для электродуговых установок широкого класса, включающий помимо дуговых сталеплавильных печей с традиционной технологией плавления шихты и классических установок ковш-печь также печи с непрерывной конвейерной подачей лома и шахтные печи с предварительным подогревом шихтового материала с помощью отходящих газов. **Практическая значимость:** полученные результаты исследований имеют большую теоретическую значимость для электротехники дуговых сталеплавильных печи и могут найти практическое применение при расчете параметров устройств компенсации реактивной мощности, функционирующих в системах электроснабжения электросталеплавильных комплексов. Выявленные закономерности могут быть использованы при решении задач диагностики технологических стадий плавки и создании усовершенствованных систем автоматического управления электрическими режимами дуговых сталеплавильных печей.

Ключевые слова: дуговая сталеплавильная печь, установка ковш-печь, гармонический состав токов, качество электроэнергии, статический тиристорный компенсатор, компенсация реактивной мощности, фильтрация высших гармоник, система автоматического управления перемещением электродов, диагностика стадий плавки для дуговой печи.

© Николаев А.А., Руссо Ж.-Ж., Сцымански В., Тулупов П.Г., 2016

Введение

Дуговые сталеплавильные печи (ДСП) и установки ковш-печь (УКП) являются основными агрегатами электросталеплавильных комплексов металлургических предприятий. С точки зрения электротехники отличительными особенностями данных установок являются: 1) значительная мощность силового электрооборудования и большое потребление электроэнергии, которое у крупных электросталеплавильных цехов со сверхмощными ДСП может достигать 1 ТВт·ч/год; 2) нелинейный, несимметричный, резкопеременный и случайный характер изменения нагрузки, обуславливающий сильное влияние режимов работы ДСП и УКП на качество электроэнергии в питающей сети; 3) низкий коэффициент мощности $\cos\varphi = 0,72\text{--}0,85$, приводящий к потреблению большой величины реактивной мощности из сети и являющийся причиной колебаний и отклонений напряжения в точках подключения печных трансформаторов [1]. Все это обуславливает необходимость использования в системах электроснабжения электросталеплавильных комплексов специализированных устройств компенсации реактивной мощности, таких как: статический тиристорный компенсатор (СТК), усовершенствованный статический компенсатор типа СТАТКОМ, силовые резонансные фильтры или фильтрокомпенсирующие цепи (ФКЦ). Выбор типа компенсирующего устройства зависит от мощности ДСП и УКП, параметров питающей сети и требований к качеству электроэнергии в точке общего подключения комплекса «ДСП-УКП» и других электрических нагрузок [2]. В свою очередь, с позиций теории автоматического управления ДСП и УКП являются сложными нелинейными объектами регулирования, в которые входят трехфазный электрический контур ДСП (УКП) и гидравлический привод перемещения электродов. Это обуславливает применение систем автоматического управления положением электродов с адаптивными нелинейными регуляторами, обеспечивающими заданные показатели регулирования во всем диапазоне изменения длин дуг при различных вторичных напряжениях печного трансформатора и разной индуктивности электрического контура [3]. Кроме этого, для управления электрическими режимами ДСП (УКП) требуется осуществлять выбор оптимальных электрических и технологических параметров дуговой печи для каждой из стадий плавки, при

этом имеет место важная задача своевременного перехода с одного режима на другой при смене технологических стадий плавки. Для решения этих задач используются системы управления второго уровня, в которых реализованы профили (программы) для управления процессом плавки. Чаще всего в данных системах в качестве основного параметра переключения электрических режимов используется абсолютный или удельный расход электрической энергии, рассчитанный на вторичной стороне печного трансформатора [1, 3, 5].

При проектировании систем электроснабжения ДСП и УКП, а также при выборе конфигурации и расчете параметров фильтрокомпенсирующих цепей компенсаторов реактивной мощности важной информацией является гармонический состав тока дуговой печи. В отличие от устройств преобразовательной техники, таких как тиристорные преобразователи и преобразователи частоты, где присутствуют канонические нечетные гармоники, величина которых может быть вычислена с достаточной точностью по аналитическим выражениям, гармонический состав тока ДСП и УКП включает в себя также четные гармоники и промежуточные интергармоники [6–8]. Амплитуды гармоник в данном случае изменяются в широком диапазоне в зависимости от стадий плавки, при этом характер изменения является случайным. Исследования гармонического состава токов ДСП и УКП, проведенные российскими и зарубежными учеными, позволили разработать ряд инженерных методик, с помощью которых можно провести оценку величины коэффициента суммарных искажений напряжения в точке подключения ДСП и УКП и обосновать целесообразность использования того или иного типа компенсатора реактивной мощности [7]. В ряде литературных источников приведена информация о средних уровнях высших гармоник ДСП различной мощности на начальной и конечной стадиях плавки [8–15]. Однако в данных источниках отсутствуют результаты исследований характера изменения отдельных гармоник во времени в течение плавки, не анализируются уровни интергармоник, не оцениваются максимальные значения гармонических составляющих на отдельных стадиях. Данная информация является необходимой для корректного расчета параметров фильтров высших гармоник компенсирующего устройства ДСП (УКП). В источнике [8] исследования были проведены на ДСП с устаревшей технологией

ведения плавки без использования агрегатов внепечной обработки стали УСП. Кроме того, в указанной литературе не приведены исследования для ДСП, где используются современные энергосберегающие технологии, такие как: подогрев шихты отходящими газами – шахтные печи, непрерывная конвейерная подача шихты в ванну печи – печи с технологией Consteel. Также не был исследован гармонический состав токов установок УСП.

Информация о гармоническом составе токов ДСП может быть использована для определения технологических стадий плавки и уровня вспененного шлака в ванне печи на стадиях, когда электрические дуги горят на жидкую ванну. Системы диагностики уровня шлака успешно используются в системах управления электрическими режимами ведущих зарубежных фирм-производителей Primetals Technologies (Melt Expert, ARCOS, SIMELT), Danieli (HI-REG, Q-REG), Amec Spie (E.M.P.E.R.E) и др. [1, 16]. Однако системы диагностики стадий плавки с использованием высших гармоник тока в настоящее время еще не нашли применения. Существует ряд патентов [17, 18], где описываются определенные способы ведения плавки с использованием информации о высших гармониках, однако в них отсутствует анализ закономерностей изменения гармонических составляющих в процессе работы печи. В данном случае актуальной задачей является проведение дополнительных исследований изменения гармонических составляющих дуговой печи в течение цикла плавки и определение наиболее подходящих параметров и коэффициентов для диагностики технологических стадий плавки.

В данной статье приведены исследования гармонического состава токов электросталеплавильных агрегатов различного класса и мощности, в которых применяются как традиционная технология выплавки стали с поэтапной завалкой лома с помощью загрузочной бады, так и технология непрерывной конвейерной подачи шихты в жидкую ванну ДСП (дуговая печь Consteel от компании Danieli). Кроме этого, исследованы ДСП, где выплавка стали осуществляется с использованием жидкого чугуна и технологии предварительного подогрева лома отходящими газами (шахтные печи (ШП) от Siemens VAI). Выполнена оценка гармонического состава токов для классической установки ковш-печь. В ходе исследований проанализирован характер изменения гармоник на основных стадиях плав-

ки исследуемых ДСП и УСП, определены средние и максимальные уровни гармоник. Данная информация является актуальной при расчете параметров фильтрокомпенсирующих цепей компенсаторов реактивной мощности. Для задач диагностики стадий плавки в ДСП рассмотрен характер изменения четных и нечетных гармоник, на основании которого выбран наиболее подходящий параметр для определения технологических стадий.

1. Экспериментальное исследование характера изменения гармонического состава токов в течение цикла плавки в дуговой сталеплавильной печи

В соответствии с теорией электротехники дуговых сталеплавильных печей [19] наличие высших гармоник в токе ДСП обусловлено нелинейной вольт-амперной характеристикой (ВАХ) электрической дуги. Форма ВАХ дуги зависит от условий горения, влияющих на интенсивность процессов ионизации и деионизации в дуговом столбе. Наиболее точным методом математического описания электрических свойств дуги переменного тока является использование нелинейного дифференциального уравнения Касси, описывающего изменение мгновенной проводимости дуги [5]. В данном уравнении ключевым параметром является тепловая постоянная времени дуги θ_d , значение которой в зависимости от стадии плавки находится в диапазоне от $\theta_d = 0,3\text{--}5,5$ мс. Нижний диапазон соответствует начальной стадии расплавления шихты, верхний – стадии доводки металла, где электрические дуги горят на жидкую ванну. Величина θ_d оказывает влияние на уровень нечетных гармоник ДСП. В симметричном трехфазном электрическом контуре ДСП, при условии равенства активных сопротивлений, индуктивностей, взаимоиндуктивностей и напряжений электрических дуг, ток ДСП содержит только нечетные гармоники, не кратные трем. При возникновении несимметрии токов при неодинаковых длинах и напряжениях дуг появляются гармоники, кратные трем. Для появления постоянной составляющей и четных гармоник в токах ДСП необходимо наличие «вентильного эффекта», возникающего из-за неодинаковых противо-ЭДС электрических дуг при чередовании анода и катода на электроде и шихте. В реальных условиях на действующем оборудовании вентильный эффект также является причиной появления промежуточных интергармоник, которые обу-

словлены различной формой положительной и отрицательной полуволн тока. На **рис. 1** показаны результаты скоростной фотосъемки столба электрической дуги [20] в моменты времени, когда катодом является электрод, а анодом – шихта (**рис. 1, а**), что соответствует положительной полуволне тока. Обратная ситуация для отрицательной полуволны тока (анод – электрод, катод – шихта) приведена на **рис. 1, б**. Видно, что в первом случае горение дуги является устойчивым, а во втором случае из-за большей противоЭДС дуги процесс горения является нестабильным, что приводит к сильному искажению отрицательной полуволны тока. Вентильный эффект наиболее сильно проявляется в первые 5 мин стадии начального расплавления шихты.

На **рис. 2** приведены реальные мгновенные значения тока ДСП-10 (10 МВА) ООО «БВК» (г. Челябинск) для небольших интервалов времени на различных стадиях плавки. Осциллограмма на **рис. 2, а** соответствует начальной стадии расплавления, где происходит неустойчивое горение дуги. Здесь в явной форме наблюдается явление вентильного эффекта: отношение амплитуд полуволн тока составляет $K_B = +I_{мдсп}/-I_{мдсп} = 780/580 = 1,35$, также в токе присутствуют четные гармоники и интергармоники (**рис. 2, б**). В процессе расплавления шихты условия горения дуг улучшаются, что приводит к ослаблению коэффициента вентильного эффекта K_B и увеличению тепловой постоянной дуги θ_d , при этом уровни четных, нечетных и интергармоник снижаются (**рис. 2, в и г**). На стадии доводки металла, когда электрические дуги горят на жидкую ванну под слоем вспененного шлака, искажение формы мгновенного тока является минимальным

(**рис. 2, д и е**). В данном случае коэффициент суммарных искажений тока K_I имеет наименьшее значение.

Необходимо отметить, что анализ гармонического состава токов по осциллограммам на **рис. 2** не может считаться полным из-за непостоянства уровней гармоник в отдельные моменты времени. Как отмечалось ранее, амплитуды в ДСП изменяются в широком диапазоне, при этом характер изменения является случайным. В соответствии с этим для качественного анализа характера изменения гармонических составляющих необходимо построение временных зависимостей по гармоникам для всего цикла плавки в ДСП или цикла обработки металла в У КП. В **табл. 1** приведена информация о технических данных электрооборудования электросталеплавильных агрегатов, которые были выбраны в качестве объектов исследования. На каждом из них с помощью многоканального регистратора электрических сигналов была выполнена запись мгновенных значений токов и напряжений с высокой частотой дискретизации 4000 Гц. В этом случае в соответствии с теоремой Котельникова максимальная распознаваемая частота в спектре сигнала составляет 2000 Гц (40-я гармоника). Исследования, проведенные ранее [1, 8–16], показали, что максимальный номер значимых гармоник ДСП и У КП не превышает $n = 11$, поэтому исследуемый частотный диапазон для четных и нечетных составляющих был принят от 0 до 550 Гц. Действующее значение всех высших гармоник $I_{вг, \Sigma}$ и коэффициент суммарных искажений тока K_I рассчитывались без ограничения частотного диапазона на максимальной частоте дискретизации.

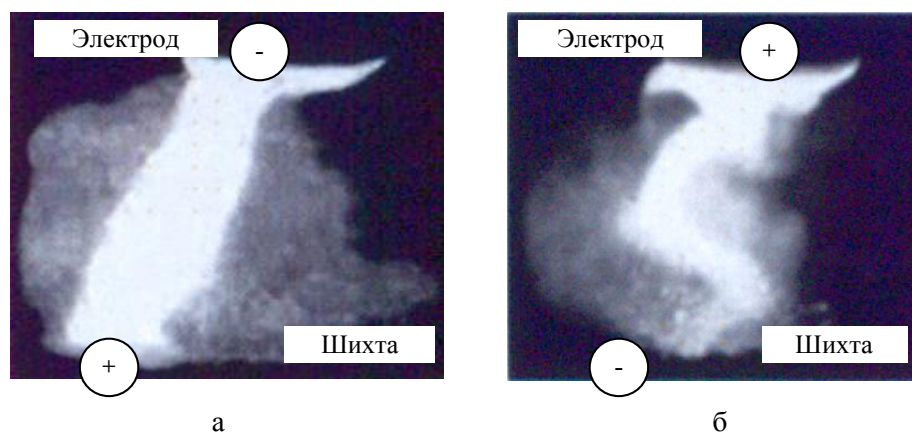


Рис. 1. Результаты скоростной фотосъемки столба электрической дуги при положительной и отрицательной полуволнах тока

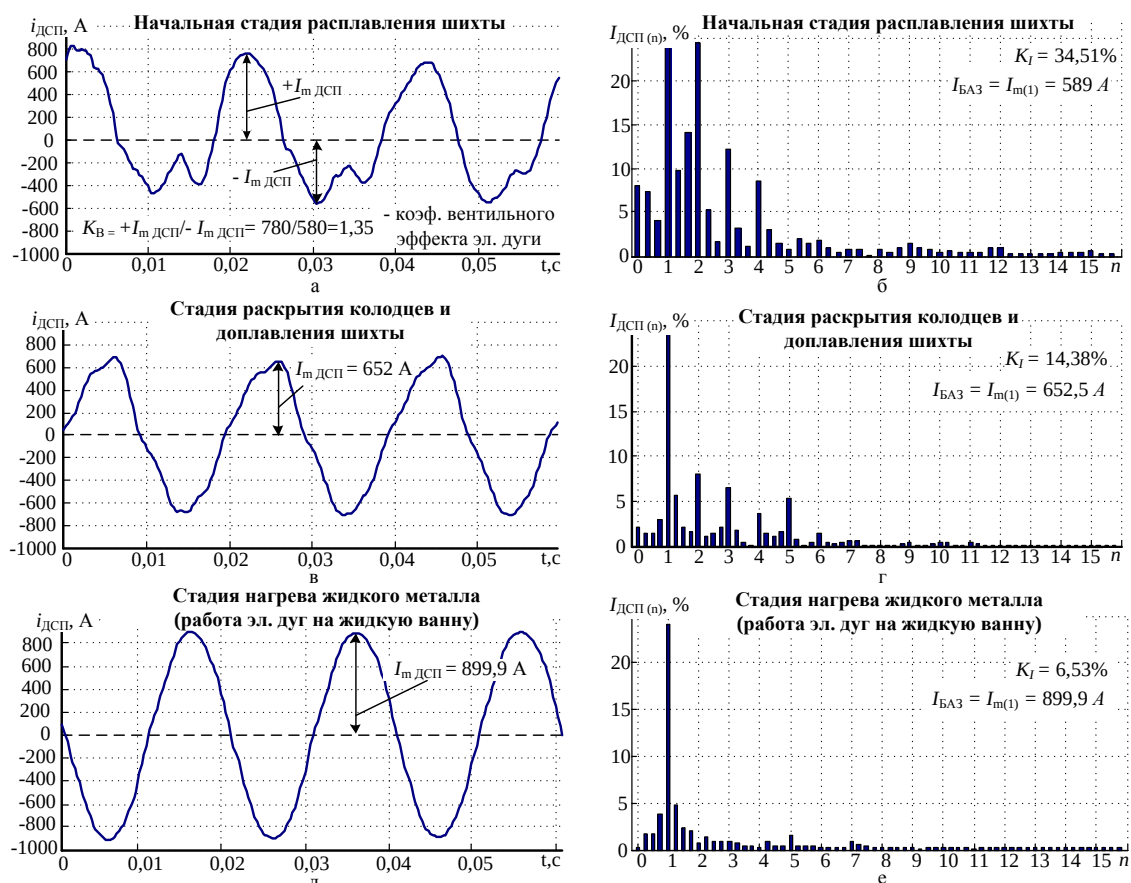


Рис. 2. Гармонический состав токов ДСП-10 (10 МВА) на различных стадиях плавки

Таблица 1

Технические данные электрооборудования и параметры систем электроснабжения исследуемых электросталеплавильных агрегатов

Наименование параметра	Тип электросталеплавильного агрегата					
	Шахтная печь ШП-120 т, ЗАО «Северсталь – Сортовой завод Балаково»	Шахтная печь ШП-120 т, ЧерМК ПАО «Северсталь»	Дуговая сталеплавильная печь ДСП-120 т, ПАО «Ашинский металлургический завод»	Дуговая сталеплавильная печь ДСП-10 т, ООО «БВК»	Дуговая сталеплавильная печь ДСП-1,5 т, ООО «СУМВЗ»	Установка ковш-печь УПК 180 т, ЭСПЦ ОАО «ММК»
1. Номинальная мощность тр-ра S_{H_2} , МВА	85	85	90	10	1,25	26
2. Номинальное напряжение первичной обмотки тр-ра $U_{ЛН_2}$, кВ	35	35	35	10	6	110
3. Диапазон изменения вторичного напряжения тр-ра U_2 , кВ	0,67–1,15	0,67–1,15	0,65–1,00	0,2–0,38	0,103–0,225	0,29–0,37
4. Номинальный первичный ток тр-ра $I_{ЛН_2}$, А	1109–1402	1109–1402	1123–1485	577,4	120,3	136,5
5. Номинальный вторичный ток тр-ра I_{2H_2} , кА	42,7–57,9	42,7–57,9	52,0–60,5	15,2	3,21	35,7–40,5
6. Ном. мощность реактора $Q_{P.H_2}$, МВАр	8,8	8,8	Отсутствует	1,8	Отсутствует	Отсутствует
7. Ср. знач. мощности КЗ в точке подключения тр-ра $S_{KЗ}$, МВА	750	838	919	179	52,4	3300
8. Параметры КУ в системе электроснабжения ДСП (УКП)	СТК 135 МВАр (ТРГ, Ф2,3,4)	Отсутствует	СТК 100 МВАр (ТРГ, Ф2,3,4)	ФКУ 6,3 МВАр (Ф2,3,4)	Отсутствует	Отсутствует

При исследовании изменения гармоник во времени для удобства анализа были введены относительные параметры ($I_{ВГ.Σ}$, $I_{ВГ.ЧЕТ.Σ}$, $I_{ВГ.НЕЧЕТ.Σ}$, $I_{ИГ.Σ}$, $I_{(0)} - I_{(11)}$), приведенные к базовой величине – номинальному значению первичного тока печного трансформатора I_H . В отличие от коэффициентов n -ых гармонических составляющих тока $K_{I(n)}$, рассчитываемых относительно 1-ой гармоники, использование этих параметров позволяет избежать сильного повышения относительного уровня гармоник в моменты, когда в одной из фаз возникают обрывы дуг или режимы прерывистого тока. В этом случае наличие помех в измеряемом сигнале оказывало бы значительное воздействие из-за малой величины первой гармоники тока. Ниже приведены выражения, по которым осуществлялся расчет перечисленных относительных параметров.

1. Относительное действующее значение суммарного тока высших гармоник:

$$I'_{ВГ.Σ} = \frac{\sqrt{I_{ДСП}^2 - I_{ДСП(1)}^2}}{I_H} \cdot 100\%,$$

где $I_{ДСП}$ – действующее (среднеквадратичное) значения тока ДСП (УКП), измеренное на основании мгновенного значения тока дуговой печи; $I_{ДСП(1)}$ – действующее значение первой гармоники тока ДСП (УКП); I_H – номинальный ток печного трансформатора ДСП (УКП).

2. Относительное действующее значение суммарного тока четных гармоник:

$$I'_{ВГ.ЧЕТ.Σ} = \frac{\sqrt{I_{ДСП(0)}^2 + I_{ДСП(2)}^2 + I_{ДСП(4)}^2 + I_{ДСП(6)}^2 + I_{ДСП(8)}^2 + I_{ДСП(10)}^2}}{I_H} \times (2) \times 100\%,$$

где $I_{ДСП(2)}$, $I_{ДСП(4)}$, $I_{ДСП(6)}$, $I_{ДСП(8)}$, $I_{ДСП(10)}$ – действующие значения значимых четных гармоник ДСП.

3. Относительное действующее значение суммарного тока нечетных гармоник:

$$I'_{ВГ.НЕЧЕТ.Σ} = \frac{\sqrt{I_{ДСП(3)}^2 + I_{ДСП(5)}^2 + I_{ДСП(7)}^2 + I_{ДСП(9)}^2 + I_{ДСП(11)}^2}}{I_H} \times (3) \times 100\%,$$

где $I_{ДСП(3)}$, $I_{ДСП(5)}$, $I_{ДСП(7)}$, $I_{ДСП(9)}$, $I_{ДСП(11)}$ – действующие значения значимых нечетных гармоник ДСП.

4. Относительное действующее значение интергармоник и неучтенных гармоник выше 11-й:

$$I'_{ИГ.Σ} = \frac{\sqrt{I_{ДСП}^2 - I_{ВГ.ЧЕТ.Σ}^2 - I_{ВГ.НЕЧЕТ.Σ}^2}}{I_H} \cdot 100\%.$$

5. Коэффициент суммарных искажений тока дуговой печи определяли по известной формуле как отношение суммарного действующего значения тока высших гармоник к действующему значению тока первой гармоники:

$$K_I = \frac{I_{ВГ.Σ}}{I_{ДСП(1)}} \cdot 100\% = \frac{\sqrt{I_{ДСП}^2 - I_{ДСП(1)}^2 - I_{ДСП(0)}^2}}{I_{ДСП(1)}} \cdot 100\%. \quad (5)$$

6. Относительные действующие значения n -х гармоник определяли следующим образом:

$$I'_{(n)} = \frac{I_{ДСП(n)}}{I_H} \cdot 100\%, \quad (6)$$

где $I_{ДСП(n)}$ – действующее значение n -й гармоники, определенное с помощью преобразования Фурье по мгновенному значению тока ДСП (УКП).

Необходимо отметить, что перечисленные параметры рассчитывались индивидуально для каждой фазы ДСП с последующим нахождением среднего арифметического значения. Расчет параметров осуществлялся в среде Matlab – Simulink на основании массивов мгновенных значений токов. Для предотвращения некорректных всплесков среднего коэффициента K_I в моменты включения печных трансформаторов и при работе ДСП на двух дугах была разработана логическая схема, анализирующая пофазное потребление полной мощности дуговой печи на каждом шаге расчета. При уменьшении полной мощности по одной из фаз ниже порогового значения S_H коэффициент K_I для данной фазы исключался из расчета, при этом среднеарифметическая величина рассчитывалась по оставшимся двум значениям.

В качестве примера на **рис. 3** приведены графики изменения гармонических составляющих тока шахтной дуговой сталеплавильной печи ШП-120 (120 т, 85 МВА) ЗАО «Северсталь – Сортотой завод Балаково» за один цикл плавки. Для наглядного отображения основных стадий плавки также был построен график изменения мощности шахтной печи $S_{ШП}(t)$ (**рис. 3, а**), на котором отмечены исследуемые интервалы времени: ИИ1 – стадия расплавления шихты; ИИ2 – стадия доводки металла с горением дуг на жидкую ванну.

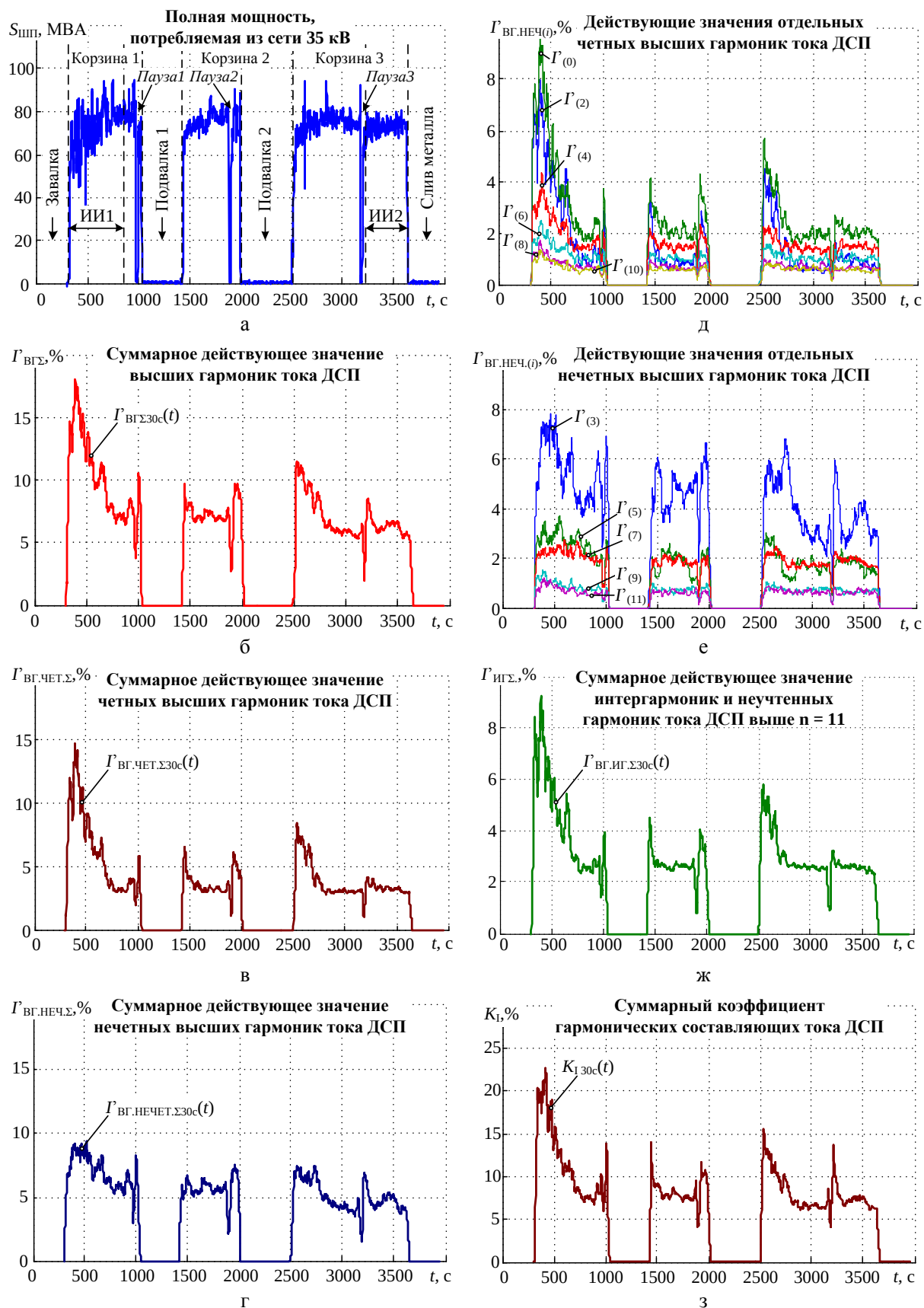


Рис. 3. Изменение гармонических составляющих тока шахтной дуговой сталеплавильной печи ШП-120 (120 т, 85 МВА) ЗАО «Северсталь – Сортной завод Балаково» за один цикл плавки

Необходимо отметить, что все параметры изначально рассчитывались на 20 мс интервалах. После этого с помощью алгоритма скользящего среднего получались сглаженные кривые, отражающие характер изменения усредненных значений гармонических составляющих. Постоянная времени блока усреднения выбиралась разной. Для отображения графиков использовалось значение $T_1 = 30$ с, а для статистической обработки сигналов с целью нахождения максимальных и средних уровней гармоник использовалась величина $T_2 = 3$ с.

Результаты статистической обработки сигналов, содержащие информацию об относительных значениях гармоник и эквивалентных параметрах на основных стадиях плавки для шести различных электросталеплавильных агрегатов, приведены в **табл. 2**. Анализ средних и максимальных значений коэффициентов производился для стадий расплавления и доводки металла, также для всего времени работы под током за цикл плавки. Анализ гармоник в технологические паузы и в моменты включения печных трансформаторов не производился. Длительность начальной стадии расплавления для всех исследуемых ДСП принималась равной 600 с от момента зажигания дуг. В качестве анализируемой конечной стадии принимался период, когда выполнялся нагрев металла до заданной температуры выпуска. В этом случае длительность стадии была для каждой печи разная.

Графики, приведенные на **рис. 3**, соответствуют работе 120-тонной шахтной печи с мощностью трансформатора 85 МВА. На данной ШП используется технология предварительного подогрева шихтового материала с помощью отходящих газов. В качестве сырья используется только металлический лом, жидкий чугун не применяется. Загрузка металлошихты осуществляется в три этапа (завалка и две подвалки). Из графиков видно, что относительная величина суммарного действующего значения высших гармоник ($I_{\text{ВГ.}\Sigma}$) достигает максимального значения на начальной стадии расплавления металла после осуществления завалки шихты. Анализ суммарных действующих значений четных ($I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}$) и нечетных ($I_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}$) выявил разницу в уровнях сигналов, а также сильные отличия в характере изменения этих параметров во времени. На начальной стадии плавки за первые 600 с

величина $I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}$ уменьшилась почти в пять раз относительно сглаженного максимального значения (**рис. 3, в**), при этом значение $I_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}$ снизилось всего в полтора раза (**рис. 3, г**). В обоих графиках можно увидеть, что после непродолжительных технологических пауз 10–20 с (паузы 1–3 на **рис. 3, а**) с последующим новым зажиганием дуг уровни гармоник резко увеличиваются. В этом случае требуется определенное время (несколько десятков секунд) для того, чтобы уровни гармоник вернулись к прежним значениям, которые были до прерывания дуг. Это хорошо видно после окончания кратковременной паузы №3 на **рис. 3, б-з**. Графики изменения n -х гармонических составляющих приведены на **рис. 3, д и е**. В первоначальный момент при проплавлении колодцев максимальное значение имеет постоянная составляющая $I_{(0)}$, затем на начальном этапе расплавления возникает равенство между $I_{(0)}$, $I_{(2)}$ и $I_{(3)}$. К концу расплавления первой корзины максимальное значение имеет третья гармоника $I_{(3)}$. Аналогичная ситуация имеет место для других конечных периодов расплавления для корзин №2 и 3. Необходимо отметить незначительное изменение за цикл плавки действующих значений гармоник $I_{(7)-(11)}$. График изменения эффективной величины интергармоник $I_{\text{ИГ}\Sigma}(t)$ (**рис. 3, ж**) имеет высокую корреляцию с графиком $I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)$, что объясняется одинаковой природой возникновения четных и интергармоник. В данном случае степень ослабления вентильного эффекта дуг оказывает основное влияние на характер изменения графиков $I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)$ и $I_{\text{ИГ}\Sigma}(t)$. Изменение суммарного коэффициента гармонических составляющих тока $K_I(t)$ приведено на **рис. 3, з**. Как видно из рисунка, кривая $K_I(t)$ имеет более сильные всплески при повторных зажиганиях дуг после непродолжительных пауз, кроме этого, диапазон изменения значений $K_I(t)$ меньше, чем у $I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)$ из-за наличия в формуле действующих значений нечетных гармоник.

На основании анализа графиков изменения гармонических составляющих тока мощной ДСП можно сделать вывод о хорошей корреляции параметра $I_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}$ с технологическими стадиями плавки. Данный параметр может быть использован при построении усовершенствованных систем управления электрическими режимами ДСП, в которых вместо расхода электрической энергии $W_{\text{ЭД}}$ исполь-

зуется информация о высших гармониках токов дуг. Параметр $\Gamma_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}$ является более предпочтительным для определения окончания периода расплавления шихты по сравнению с остальными коэффициентами, поскольку он имеет наилучшую корреляцию с условиями горения электрических дуг. Для подтверждения этого на **рис. 4** проведен анализ скорости изменения относительных действующих значений токов четных и нечетных гармоник $\Gamma_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)$ и $\Gamma_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}(t)$ на начальной стадии расплавления шихты (первые 10 мин работы под током). Как видно из рисунка, средняя скорость ослабления четных гармоник $A1 = d\Gamma_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)/dt$ составляет $-0,0162\%I_H/c$, что в четыре раза выше, чем величина $A2 = d\Gamma_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}(t)/dt$ для нечетных гармоник. Скорости изменений действующих значений $\Gamma_{\text{ВГ.ЧЕТ.}\Sigma}(t)$ и $\Gamma_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}(t)$ были приближенно определены с использованием регрессионных моделей первого порядка. В то же время сглаженная кривая $\Gamma_{\text{ВГ.НЕЧЕТ.}\Sigma}(t)$ имеет лучшую корреляцию с тепловой постоянной времени дуги, что также может быть использовано для различных задач управления электрическими

режимами, например, для определения уровня вспененного шлака или диагностики состояния технологического процесса на более поздних стадиях плавки, когда уровни четных гармоник являются минимальными и практически не изменяются.

Необходимо отметить, что выявленные особенности изменения гармонических составляющих на ШП-120 (85 МВА) ЗАО «Северсталь – Сортовой завод Балаково» справедливы и для остальных исследуемых ДСП с традиционной технологией ведения плавки (см. **табл. 1**). Исключение составляют ДСП с непрерывной конвейерной подачей шихты в жидкую ванну (Cope-steel, Danieli) и установки УКП, где дуги большую часть времени плавки работают на жидкую ванну под слоем шлака. В этом случае уровни гармоник зависят от режимов шлакообразования и интенсивности продувки жидкой стадии аргоном. В ряде случаев на УКП в периоды плавки, где осуществляется увеличение интенсивности продувки металла, графики гармоник могут иметь возрастающий характер.

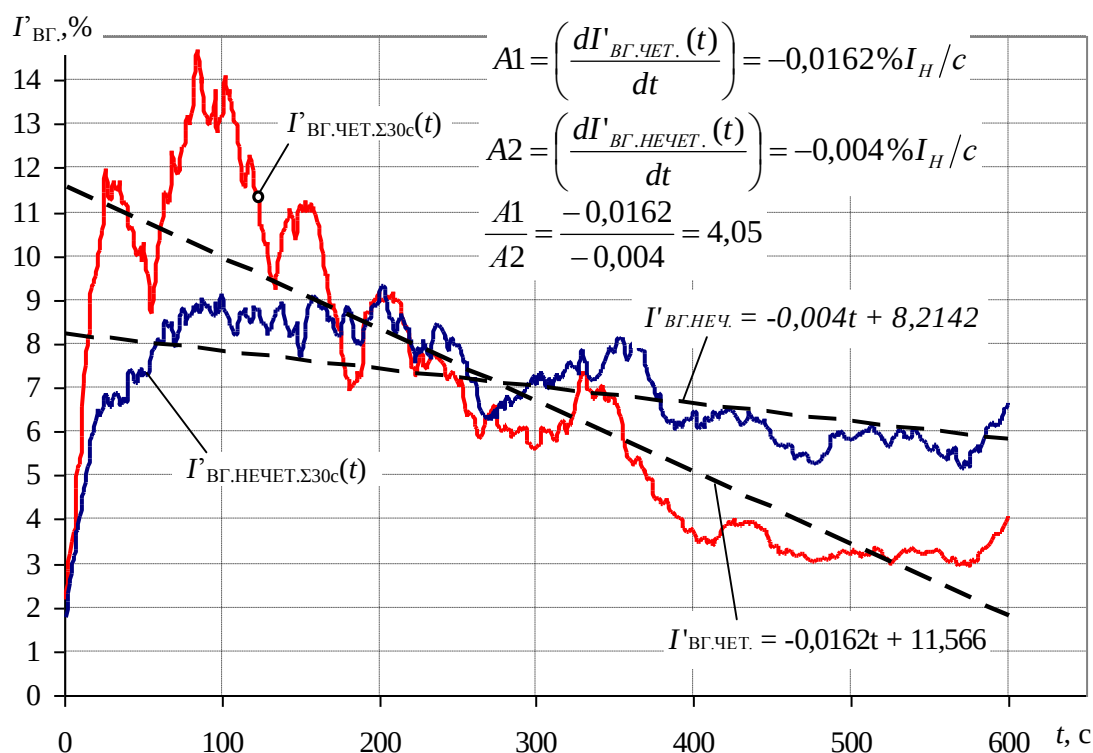


Рис. 4. Сравнительный анализ скоростей изменения относительных действующих значений токов четных и нечетных гармоник шахтной печи на начальной стадии расплавления шихты (первые 10 мин работы под током)

2. Анализ средних и максимальных уровней высших гармоник тока электродуговых установок различной мощности и класса

Аналогичные исследования графиков изменения высших гармоник тока и дополнительных эквивалентных коэффициентов проведены для других электросталеплавильных агрегатов, параметры которых представлены в **табл. 1**. Как было сказано выше, проведен статистический анализ, по результатам которого определены средние и максимальные уровни гармонических составляющих для всего цикла плавки и основных стадий расплавления шихты и доводки жидкой стали (**табл. 2**). Помимо мощной ШП-120 (85 МВА) ЗАО «Северсталь – Сортной завод Балаково» также проанализированы: 1) мощная ШП-120 (85 МВА) ЧерМК ПАО «Северсталь» (г. Череповец), в которой в процессе плавки используется добавление жидкого чугуна; 2) дуговая печь средней мощности ДСП-10 (10 МВА), функционирующая на сталелитейном заводе ООО «БВК» (г. Челябинск); 3) мощная ДСП-120 (90 МВА), установленная в ЭСПЦ-2 ПАО «АМЗ» (г. Аша), на которой используется технология Consteel; 4) дуговая печь малой мощности ДСП-1,5 (1,25 МВА), функционирующая на Староуткинском минераловатном заводе (ООО «СУМВЗ», п. Староуткинск, Свердловская обл.); 5) мощная УКП 180 тонн (26 МВА), работающая в ЭСПЦ ОАО «ММК» (г. Магнитогорск).

Шахтная печь ШП-120 (85 МВА) ЧерМК ПАО «Северсталь» является аналогом ШП-120 (85 МВА) ЗАО «Северсталь – Сортной завод Балаково». Основное различие – это шихтовка плавки. На череповецкой печи используется добавление жидкого чугуна после расплавления первой корзины.

Применение жидкого чугуна уменьшает средний уровень гармонических составляющих. Из **табл. 2** видно, что при одинаковом силовом электрооборудовании и конструкции ШП, а также схожих режимах работы дополнительных источников энергии – RCB горелок, средний уровень действующих значений гармоник примерно в 1,5 раза ниже. Объясняется это тем, что жидкий чугун улучшает условия горения электрических дуг за счет увеличения температуры атмосферы внутри печи, а также способствует более интенсивному образованию шлака, экранирующего дуги. Максимальные трехсекундные значения высших гармоник $I'_{\text{ВГ}, \Sigma \text{МАХ}}$ отличаются

незначительно, поскольку начальная стадия расплавления шихты протекает в одинаковых условиях как на первой, так и на второй ШП.

Другой мощной ДСП, на которой проводились исследования, была ДСП-120 (90 МВА) ПАО «Ашинский метзавод». Особенностью данной ДСП является использование непрерывной конвейерной подачи шихты в жидкую ванну. В соответствии с технологией холодный старт печи после ремонта подины или длительного простоя осуществляется обычным способом с завалкой и подвалками скрапа с помощью загрузочной бады. После окончания первой плавки сливается только часть металла, при этом около 50 т остается в качестве «болота». Последующие плавки выполняются с использованием конвейерной загрузки. Жидкий чугун на данной печи не применяется. В **табл. 2** приведены уровни гармоник для двух ситуаций: 1) для плавки после холодного старта; 2) для плавки с использованием технологии Consteel. В первом случае имеют место большие уровни гармонических составляющих, характерные для мощных ДСП, работающих на чистом ломе. Средние значения гармоник в токе ДСП-120 на начальной стадии плавки больше, чем у ШП-120 ЗАО «Северсталь – Сортной завод Балаково» из-за отсутствия дополнительного реактора в составе силового электрооборудования печи. Максимальные уровни гармоник примерно одинаковые. При использовании технологии Consteel уровни гармоник в несколько раз ниже и соотносятся с результатами, полученными на установке УКП (26 МВА) ОАО «ММК».

Результаты анализа гармоник токов ДСП средней и малой мощности (ДСП-10 (10 МВА) ООО «БВК» и ДСП-1,5 (1,25 МВА) ООО «СУМВЗ») выявили наибольшие значения эквивалентных показателей $I'_{\text{ВГ}}$, $I'_{\text{ВГ}, \text{Н}}$, $I'_{\text{ВГ}, \text{Ч}}$ и K_1 . Это объясняется большей нестабильностью процесса плавки из-за повышенных значений токов эксплуатационных коротких замыканий, обусловленных более низким индуктивным сопротивлением электрического контура, чем у мощных ДСП. Максимальные уровни гармоник были зафиксированы у ДСП-1,5, где отсутствует дополнительный реактор и используется медленный электропривод перемещения электродов. Также на данной ДСП нет инжекторов углерода и альтернативных источников энергии.

Таблица 2

Изменение гармонического состава токов ДСП и УПК на различных стадиях плавки

Тип и параметры электростале- плавильного агрегата	Анализируемый период плавки		Информация о высших гармониках тока ДСП (УКП), потребляемого из питающей сети															
			Четные гармоники						Нечетные гармоники						Эквивалентные показатели			
			$I'_{(0)},$ %	$I'_{(2)},$ %	$I'_{(4)},$ %	$I'_{(6)},$ %	$I'_{(8)},$ %	$I'_{(10)},$ %	$I'_{(3)},$ %	$I'_{(5)},$ %	$I'_{(7)},$ %	$I'_{(9)},$ %	$I'_{(11)},$ %	$I'_{ВГ},$ %	$I'_{ВГ.Н},$ %	$I'_{ВГ.Ч},$ %	$K_1,$ %	
1. Шахтная печь ШП-120 (85 МВА). ЗАО «Север- сталь – сорто- вой завод Ба- лаково». Работа на 100% ломе. $U_{ЛН} = 35$ кВ, $I_H = 1402$ А	Начальная стадия расплавления шихты	Сред.	3,3	5,0	2,8	1,8	1,2	1,0	5,8	3,3	3,9	1,2	1,0	12,4	8,5	7,8	11,9	
		Макс.	13,3	15,0	7,2	3,9	2,7	2,3	10,9	5,9	5,6	2,8	1,9	25,2	13,7	22,4	33,9	
	Работа дуг на жидкую ванну	Сред.	1,4	2,7	2,0	1,5	0,9	0,8	3,6	1,8	3,7	1,0	0,9	8,2	6,0	4,4	6,7	
		Макс.	2,8	4,0	3,4	2,6	1,5	1,4	6,5	2,6	4,9	1,9	1,8	10,4	8,4	5,6	8,8	
	Весь цикл плавки	Сред.	2,1	3,6	2,3	1,6	1,0	0,9	4,7	2,6	3,8	1,1	0,9	10,1	7,2	5,8	9,1	
		Макс.	13,3	15,0	7,2	3,9	2,7	2,3	10,9	5,9	5,6	2,8	2,1	25,2	13,7	22,4	33,9	
2. Шахтная печь ШП-120 (85 МВА). ЧерМК ПАО «Северсталь». Используй- вание 30% жид- кого чугуна. $U_{ЛН} = 35$ кВ, $I_H = 1402$ А	Начальная стадия расплавления шихты	Сред.	2,3	2,6	1,2	0,7	0,5	0,4	4,5	2,5	1,0	0,5	0,4	7,4	5,6	4,1	8,7	
		Макс.	13,9	11,6	5,6	3,0	2,3	1,6	14,5	4,9	3,1	1,9	1,4	24,6	16,1	19,2	28,3	
	Работа дуг на жидкую ванну	Сред.	1,6	1,8	0,9	0,6	0,5	0,4	3,0	3,2	1,2	0,5	0,4	6,0	4,9	2,9	6,8	
		Макс.	5,5	7,4	2,5	1,5	1,2	0,9	7,3	4,6	2,1	1,3	1,0	11,9	8,3	9,3	8,5	
	Весь цикл плавки	Сред.	1,8	2,1	1,0	0,6	0,5	0,4	4,0	2,3	0,9	0,4	0,3	6,4	5,1	3,3	7,4	
		Макс.	13,9	11,6	5,6	3,0	2,4	1,8	14,5	4,9	3,1	1,9	1,9	24,6	16,1	19,2	28,3	
3. Дуговая сталеплавиль- ная печь ДСП-120 (90 МВА) ПАО «Ашин- ский метза- вод». $U_{ЛН} = 35$ кВ, $I_H = 1485$ А	Плавка с традицион- ной техноло- гии (нач. стадия)	Сред.	6,3	5,9	2,5	1,4	1,0	0,7	6,0	2,2	1,3	0,9	0,7	12,9	6,9	10,0	16,7	
		Макс.	16,1	12,3	5,0	3,6	2,2	1,7	10,9	4,9	2,6	1,7	1,5	21,8	12,0	20,2	32,9	
	Плавка с технологией Consteel (весь цикл)	Сред.	0,7	1,1	0,5	0,3	0,2	0,2	4,1	1,4	0,6	0,7	0,3	5,0	4,6	1,5	5,1	
		Макс.	4,1	6,3	2,2	1,0	0,9	0,8	6,2	3,2	1,7	1,3	0,9	10,7	6,9	8,5	14,9	
4. Дуговая сталеплавиль- ная печь ДСП- 10 (10 МВА) ООО «БВК». $U_{ЛН} = 10$ кВ, $I_H = 577,4$ А	Начальная стадия расплавления шихты	Сред.	5,7	6,9	2,8	1,5	0,9	0,7	5,9	2,6	1,3	0,9	0,6	13,2	6,9	10,5	16,9	
		Макс.	23,2	16,7	5,5	3,4	2,3	1,7	12,4	5,7	2,6	2,1	1,5	32,6	14,0	30,3	31,1	
	Работа дуг на жидкую ванну	Сред.	1,1	1,5	0,7	0,4	0,3	0,2	1,9	2,1	0,9	0,3	0,3	4,1	3,2	2,3	4,6	
		Макс.	5,6	5,6	2,4	1,2	0,9	0,6	5,6	3,9	1,8	0,9	0,7	11,1	6,6	8,3	14,9	
	Весь цикл плавки	Сред.	3,1	4,0	1,6	0,9	0,6	0,4	4,1	2,8	1,3	0,6	0,5	8,6	5,5	5,9	10,8	
		Макс.	23,2	17,2	6,6	3,4	2,3	1,7	12,4	5,7	2,8	2,3	1,6	32,6	14,0	30,3	36,2	
5. Дуговая сталеплавиль- ная печь ДСП-1,5 (1,25 МВА) ООО «СУМВЗ». $U_{ЛН} = 6$ кВ, $I_H = 120,3$ А	Нач. стадия расплавления шихты	Сред.	15,0	21,0	7,2	3,5	2,2	1,6	13,8	6,4	2,8	1,9	1,9	35,0	16,5	29,4	24,0	
		Макс.	36,1	40,5	15,3	8,0	5,1	4,2	28,5	12,6	6,0	5,2	4,7	65,3	32,3	59,8	42,0	
	Работа дуг на жидкую ванну	Сред.	2,6	4,6	1,4	0,5	0,3	0,2	2,6	3,1	1,0	0,3	1,3	7,6	4,6	5,8	5,8	
		Макс.	14,5	13,6	5,9	3,1	1,9	1,7	12,6	6,4	2,2	1,8	2,4	27,1	15,0	21,3	15,9	
	Весь цикл плавки	Сред.	5,7	8,3	2,8	1,3	0,8	0,6	5,9	4,1	1,5	0,8	1,3	14,5	8,0	11,4	10,9	
		Макс.	36,1	40,5	15,3	8,0	5,1	4,2	28,5	12,6	6,0	5,2	4,7	65,3	32,3	59,8	42,0	
6. Установка УКП 180 т. (26 МВА) ОАО «ММК» $U_{ЛН} = 110$ кВ, $I_H = 136,5$ А	Нагрев жидкой ванны в течение всего цикла	Сред.	0,8	1,1	0,5	0,3	0,2	0,1	1,3	0,6	0,3	0,2	0,1	2,4	1,6	1,6	3,4	
		Макс.	21,8	28,8	10,7	4,8	2,9	2,5	17,1	7,8	4,2	3,5	2,9	42,2	20,3	39,6	15,6	

Комплексный анализ полученных результатов, приведенных в **табл. 2**, показал, что максимальные уровни гармоник ДСП, возникающие на начальных стадиях плавки, могут в 2–4 раза превышать средние значения на том же интервале измерений. Данное обстоятельство является очень важным для выбора параметров фильтрокомпенсирующих цепей СТК, устанавливаемых в системах электроснабжения электросталеплавильных комплексов. В данном случае от уровней токов высших гармоник ДСП и мощности короткого замыкания питающей сети в точке подключения сетевого трансформатора зависят количество фильтров, их номинальная мощность, добротность и частота настройки [21–23]. Также важную роль играет информация об интергармониках. Она необходима для более точного выбора параметров широкополосного фильтра второй гармоники С-типа. Как известно, фильтр С-типа обеспечивает снижение пиков параллельных резонансов токов в эквивалентной частотной характеристике сети и ФКЦ, которые могут усиливать содержание интергармоник в напряжении сети [21–23]. В настоящее время в существующих методиках выбора параметров ФКЦ используется информация только о средних уровнях гармоник на начальной стадии плавки, при этом содержание интергармоник не анализируется. Полученные в данной работе результаты могут служить основой для уточненной методики расчета параметров фильтрокомпенсирующих цепей для ДСП, учитывающей максимальные уровни четных и нечетных гармоник, а также информацию об интергармониках. Также результаты могут быть использованы при уточненном анализе влияния ДСП на качество электроэнергии в точке общего подключения электросталеплавильного комплекса и других электроприемников.

Выводы

1. Достоверная информация о гармоническом составе токов ДСП и УКП играет важную роль при расчете параметров фильтрокомпенсирующих цепей статических компенсаторов реактивной мощности, устанавливаемых в системах электроснабжения электросталеплавильных комплексов. Кроме того, данные о характере изменения высших гармоник тока могут быть использованы для диагностики стадий плавки в ДСП с применением классического технологического процесса, где на начальном этапе плавки осуществляется расплавление твердого шихтового материала, кото-

рый загружают с помощью загрузочной бады.

2. В настоящее время в отечественной и зарубежной литературе отсутствует комплексный анализ изменения гармонических составляющих тока для современных ДСП различного класса и мощности, в которых осуществляется выплавка жидкого полупродукта с последующей его обработкой в установках УКП. При проектировании СТК исходной информацией для выбора параметров ФКЦ являются усредненные уровни четных и нечетных гармоник, рассчитанные для основной стадии расплавления, при этом не учитываются максимальные значения гармонических составляющих и интергармоники. В литературе отсутствует анализ характера изменения гармоник для ДСП различного класса, который бы позволил выявить закономерности в спектре токов дуг и использовать их для решения задач диагностики стадий плавки.

3. Проведенный анализ графиков изменения гармонических составляющих токов ДСП и УКП широкого класса от мощных 120-тонных печей с трансформатором 90 МВА до печей малой мощности (1,5 т с трансформатором 1,25 МВА) позволил определить закономерности изменения высших гармоник на основных стадиях плавки. Выявлены различные характеры изменения суммарных действующих значений четных и нечетных гармоник. Также показано, что значения четных гармонических составляющих и интергармоник зависят от степени проявления вентильного эффекта дуг на основной стадии расплавления шихты, в то время как нечетные гармоники связаны с изменением тепловой постоянной электрической дуги. В данном случае для диагностики стадий в рамках основного периода расплавления наилучшим образом подходит действующее значение четных гармоник, рассчитанное относительно номинального тока печного трансформатора. На стадии доводки металла, когда вентильный эффект минимален, можно использовать для диагностики технологического процесса и оценки индекса вспененного шлака действующее значение нечетных гармоник.

4. Проведенный анализ средних и максимальных уровней гармонических составляющих для ДСП различного класса показал, что максимальные уровни гармоник на начальной стадии расплавления шихты могут в несколько раз превышать их действующие значения, что необходимо учитывать при выборе параметров фильтров высших гармоник для СТК. Также показано, что в ДСП, в которых применяется заливка жидкого чу-

гуна, средний уровень гармоник ниже, чем в идентичных печах, которые работают на чистом ломе. Кроме этого, впервые приведены результаты исследования гармоник тока для ДСП с непрерывной конвейерной подачей шихты в жидкую ванну. Показано, что гармонический состав в данном случае схож с установками УКП.

Список литературы

1. Николаев А.А. Повышение эффективности работы дуговых сталеплавильных печей и установок ковш-печь за счет применения усовершенствованных алгоритмов управления электрическими режимами: монография. Магнитогорск. Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. 161 с.
2. Николаев А.А., Корнилов Г.П., Якимов И.А. Исследование режимов работы дуговых сталеплавильных печей в комплексе со статическими тиристорными компенсаторами реактивной мощности. Ч. 1 // Электрометаллургия. 2014. №5. С. 15–22.
3. Анализ различных вариантов построения систем автоматического управления перемещением электродов дуговых сталеплавильных печей / Николаев А.А., Корнилов Г.П., Тулупов П.Г., Повелица Е.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №2. С. 90–100.
4. Electrical Optimization of Superpowerful Arc Furnaces / Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Anufriev A.V., Pekhterev S.V., Povelitsa E.V. // Steel in Translation. 2014. Vol. 44, no. 4, pp. 289–2297. doi:10.3103/S0967091214040135
5. Особенности моделирования дуговой сталеплавильной печи как электротехнического комплекса / Корнилов Г.П., Николаев А.А., Храмшин Т.Р., Вахитов Т.Ю., Якимов И.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №1. С. 76–82.
6. Application of Static Var Compensator of Ultra-High Power Electric Arc Furnace for Voltage Drops Compensation in Factory power Supply System of Metallurgical Enterprise / Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Khrashin T.R., Akay I., Gok Y. // Proceedings of Electrical Power and Energy Conference (EPEC), Calgary, Canada. IEEE. 2014, pp. 235–41. doi:10.1109/EPEC.2014.18
7. Новосёлов Н.А. Совершенствование методик расчета показателей качества электроэнергии в системах электроснабжения с дуговыми сталеплавильными печами малой мощности: дис. ... канд. техн. наук. Магнитогорск, 2012. 166 с.
8. Жежеленко И.В. Высшие гармоники в системах электроснабжения промпредприятий. 5-е изд., перераб. и доп. М.: Энергоатомиздат, 2004. 358 с.
9. Harmonic Analysis of the Industrial Power System with an AC Electric Arc Furnace / Chang G.W., Liu Y.J., Huang H.M., Chu S.Y. // Proceedings of IEEE Power Engineering Society General Meeting. 2016. Montreal, Canada. IEEE, pp. 1–4. doi:10.1109/PES.2006.1709471
10. Ye Xiao-Mei, Liu Xiao-He. The Harmonic Detection based on Wavelet Transform and FFT for Electric Arc Furnaces // Proceedings of International Conference on Wavelet Analysis and Pattern Recognition. Baoding, China. IEEE. 2009, pp. 408–412. doi:10.1109/ICWAPR.2009.5207486
11. Simulation Research of Harmonics in Electric System of Arc Furnace / Yongning Wang, Heming Li, Boqiang Xu, Liling Sun // Proceedings of Power System Technology International Conference. IEEE. 2004, vol. 1, pp. 902–906. doi:10.1109/ICPST.2004.1460122
12. Investigation and Mitigation of Harmonics from Electric Arc Furnaces / Ahmed E.E., Abdel-Aziz M., El-Zahab E., Xu W. // Proceedings of Electrical and Computer Engineering Conference. Edmonton, Canada. 1999, vol. 2, pp. 1126–1131. doi:10.1109/CCECE.1999.808213
13. Xiuche L., Guang Y., Wei S. Harmonic Current Detection of Electric Arc Furnace System Based on the Method of Eliminating Zero-sequence Component // Proceedings of Intelligent Computation Technology and Automation International Conference (ICICTA). Shenzhen, Guangdong. IEEE. 2011, pp. 431–433. doi:10.1109/ICICTA.2011.120
14. Xiuche Lu, Xiuqi Li. The Applications of Wavelet Multi-Resolution Algorithm in Harmonic Current Detection of Electric Arc Furnace Short Net // Proceedings of E-Product E-Service and E-Entertainment International conference (ICEEE). Henan, China. IEEE. 2010, pp. 1–5. doi:10.1109/ICEEE.2010.5661007
15. Uz-Logoglu Eda, Salor OZgul, Ermis Muammer. Online Characterization of Interharmonics and Harmonics of AC Electric Arc Furnaces by Multiple Synchronous Reference Frame Analysis // IEEE Transactions on Industry Applications. Vol. 52. Iss. 3, pp. 2673–2683. doi:10.1109/TIA.2016.2524455
16. Nikolaev A.A., Tulupov P.G., Anufriev A.V. Assessing the Feasibility of Electrical Mode Control of Ultra-High Power Arc Steelmaking Furnace Based on Data about Harmonic Composition of Arc Currents and Voltages // Proceedings of Research and Education in Mechatronics (REM) 16th International Conference. Bochum, Germany. IEEE. 2015, pp. 301–308. doi:10.1109/REM.2015.7380411
17. Пат. 2150643 Российская Федерация, МПК F7B3/28 C22B9/20. Способ определения стадий плавления шихты в дуговой сталеплавильной печи / Евсеева Н.В., Яськин В.Н., Токовой О.К., Волкодаев А.Н., Лившиц Д.А., Фрейнд Е.А., Чекунов Г.М., Кочкин В.Н., Зиновьев В.Ю., Речкалов А.В., Фролов В.Г.; заявитель и патентообладатель: ОАО «Челябинский металлургический комбинат «МЕЧЕЛ». № 99118661/02; заявл. 26.08.1999, опубл. 10.06.2000.
18. Пат. 2079982 Российская Федерация, МПК H05B7/148 F27D19/00. Устройство для управления электрическим режимом дуговой электропечи / Архипов В.М., Чернов В.А., Шурыгин М.К., Кирпичников В.П., Исайкин А.Н., Савченко Н.А., Красс М.А., Дрогин В.И., Курлыкин В.Н., Татаров А.П., Ясиненко А.А.; заявитель и патентообладатель: АОО «Красный Октябрь»; заявл. 18.07.1995, опубл. 20.05.1997.
19. Свенчанский А.Д. Электрические промышленные печи. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Энергоиздат, 1981. 296 с.
20. Bowman B., Krüger K. Arc Furnace Physics. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2009.
21. Design, Implementation, and Operation of a New C-Type 2nd Harmonic Filter for Electric Arc and Ladle Furnaces / Cem Özgür Gerçek, Muammer Ermis, Arif Ertas, Kemal Nadir Kose // IEEE Transactions on Industry Applications. Vol. 47. Iss. 4, pp. 1545–1557. doi:10.1109/TIA.2011.2155020
22. Обоснование выбора мощности фильтрокомпенсирующего устройства дуговой сталеплавильной печи / Николаев А.А., Корнилов Г.П., Урманова Ф.Ф., Зайцев А.С., Скаун С.В. // Главный энергетик. 2015. №8. С. 49–56.
23. Фильтрокомпенсирующие цепи статических тиристорных компенсаторов / Ольшванг М.В., Рычков Е.В., Аниашвили К.Е., Чуприков В.С. // Электричество. 1990. №1. С. 23–29.

Материал поступил в редакцию 29.07.16.

AN EXPERIMENTAL STUDY OF ELECTRIC ARC CURRENT HARMONICS IN ELECTRIC ARC FURNACES WITH DIFFERENT POWER CHARACTERISTICS

Aleksandr A. Nikolaev – Ph.D. (Eng.), Head of the Department of Automated Electric Drive and Mechatronics Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: aa.nikolaev@magtu.ru. ORCID: orcid.org/0000-0001-5014-4852

Jean Jacques Rousseau – Professor of the Department of Electrical Engineering and Industrial Informatics Institute of Technology. Jean Monnet University, Saint Etienne, France. E-mail: jean.jacques.rousseau@univ-st-etienne.fr

Vincent Szymanski – Lecturer of the Department of Electrical Engineering and Industrial Informatics Institute of Technology. Jean Monnet University, Saint Etienne, France. E-mail: szvi9777@univ-st-etienne.fr

Platon G. Tulupov – Master's student of the Department of Automated Electric Drives and Mechatronics Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: tulupov.pg@mail.ru

Abstract

Problem Statement (Relevance): The authors conducted a series of experiments aimed at studying the current harmonics of electric arc furnaces (EAF) with different power characteristics and of different types that are functioning at a number of steel making sites across Russia.

Objectives: The study aims to provide a comprehensive analysis of the changing electric arc high-order current harmonics, identify the patterns and define the mean and maximal levels of harmonics for each type of furnace.

Methods Applied: The research was based on the range of instantaneous current values registered with high-speed multichannel electrical signal recorders. The data processing was realized with the Simulink application, a part of the MATLAB package. The basic coefficients of EAF current harmonics were calculated using the default spectral analysis methods and the developed signal processing algorithms. **Findings:** The study helped identify the effect of process factors and power equipment parameters on the levels of harmonics at different EAF process stages. The authors came to the conclusion that it is crucial to consider the maximal levels of important harmonics when choosing the parameters of harmonic filters for static var compensators. The authors analysed and compared the change rates of the total root-mean-square values of even harmonics vs. odd harmonics. The comparison helped identify an important trend, which is that the attenuation rate of even harmonics is several times higher compared with the attenuation rate of odd harmonics. The analysis justifies the use of the root-mean-square value of even harmonics for process diagnostics in conventional EAFs. **Originality:** This is original research as it offers the first comprehensive analysis of the change pattern of high-order current harmonics in a broad range of EAFs, which, apart from conventional electric arc furnaces and classical ladle furnaces, includes furnaces with continuous scrap feed and shaft furnaces with the burden pre-heating system. **Practical Relevance:** The research findings offer a great contribution to the field of electrical engineering of arc furnaces and may be useful when designing the parameters of static var compensators which

are a part of EAF power supply systems. The patterns identified may also be applied for solving the EAF process diagnostics tasks, as well as for designing advanced EAF power control systems.

Keywords: Electric arc furnace, ladle furnace, current harmonics, electrical power quality, static var compensator, reactive power compensation, high-order harmonics filter, electrode positioning control system, EAF process diagnostics.

References

1. Nikolaev A.A. *Povyshenie effektivnosti raboty dugovykh staleplavil'nykh pechei i ustanovok kovsh-pech' za schet primeneniya usovershenstvovannykh algoritmov upravleniya elektricheskimi rezhimami: monografiya* [Improving the performance of electrical arc furnaces and ladle furnaces through the application of advanced power control algorithms: Monograph]. Magnitogorsk: the Publishing House of Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2015, 161 p. (In Russ.)
2. Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Yakimov I.A. Study of operating modes of electric arc furnaces with static var compensators. Part 1. *Elektrometallurgiya*. [Electrometallurgy], 2014, no.5, pp. 15–22. (In Russ.)
3. Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Tulupov P.G., Povelitsa E.V. Study of different design options of electrode positioning control systems for electric arc furnaces and ladle furnaces. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2015, no. 2, pp. 90–100. (In Russ.)
4. Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Anufriev A.V., Pekhterev S.V., Povelitsa E.V. Electrical Optimization of Superpowerful Arc Furnaces. *Steel in Translation*, 2014, vol. 44, no. 4, pp. 289–2297. doi:10.3103/S0967091214040135
5. Kornilov G.P., Nikolaev A.A., Khramshin T.R., Vakhitov T.Yu., Yakimov I.A. Some features of mathematical modelling of an electric arc furnace as an electrotechnical complex. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2015, no.1, pp. 76–82. (In Russ.)
6. Nikolaev A.A., Kornilov G.P., Khramshin T.R., Akay I., Gok Y. Application of Static Var Compensator of Ultra-High Power Electric Arc Furnace for Voltage Drops Compensation in the Factory Power Supply System of a Metallurgical Enterprise. *Proceedings of*

- Electrical Power and Energy Conference (EPEC), Calgary, Canada. IEEE, 2014, pp. 235–41. doi:10.1109/EPEC.2014.18
7. Novoselov N.A. *Sovershenstvovanie metodik rascheta pokazateley kachestva electroenergii v sistemakh elektrosnabzheniya s dugovimi staleplavil'nymi pechami maloy moshnosti. Diss. kand tekhn. nauk* [Improvement of electrical power quality calculation methods for power supply systems of low-power electric arc furnaces. PhD Dissertation]. Magnitogorsk, 2012, 166 p. (In Russ.)
8. Zhezhelenko I.V. *Vysshie garmoniki v sistemakh elektrosnabzheniya prompredpriyatii* [Higher harmonics in industrial power supply systems]. Moscow: Energoatomizdat, 2004, 358 p. (In Russ.)
9. Chang G.W., Liu Y.J., Huang H.M., Chu S.Y. Harmonic Analysis of the Industrial Power System with an AC Electric Arc Furnace. *Proceedings of IEEE Power Engineering Society General Meeting*. 2016. Montreal, Canada. IEEE, pp. 1–4. doi:10.1109/PES.2006.1709471
10. Ye Xiao-Mei, Liu Xiao-He. The Harmonic Detection based on Wavelet Transform and FFT for Electric Arc Furnaces. *Proceedings of International Conference on Wavelet Analysis and Pattern Recognition*. Baoding, China. IEEE, 2009, pp. 408–412. doi:10.1109/ICWAPR.2009.5207486
11. Yongning Wang, Heming Li, Boqiang Xu, Liling Sun. Simulation Research of Harmonics in Electric System of Arc Furnace. *Proceedings of Power System Technology International Conference*. IEEE, 2004, vol. 1, pp. 902–906. doi:10.1109/ICPST.2004.1460122
12. Ahmed E.E., Abdel-Aziz M., El-Zahab E., Xu W. Investigation and Mitigation of Harmonics from Electric Arc Furnaces. *Proceedings of Electrical and Computer Engineering Conference*. Edmonton, Canada. 1999, vol. 2, pp. 1126–1131. doi:10.1109/CCECE.1999.808213
13. Xiuche L., Guang Y., Wei S. Harmonic Current Detection of Electric Arc Furnace System Based on the Method of Eliminating Zero-sequence Component. *Proceedings of Intelligent Computation Technology and Automation International Conference (ICICTA)*. Shenzhen, Guangdong. IEEE, 2011, pp. 431–433. doi:10.1109/ICICTA.2011.120
14. Xiuche Lu, Xiuqi Li. The Applications of Wavelet Multi-Resolution Algorithm in Harmonic Current Detection of Electric Arc Furnace Short Net. *Proceedings of E-Product E-Service and E-Entertainment International conference (ICEEE)*. Henan, China. IEEE, 2010, pp. 1–5. doi:10.1109/ICEEE.2010.5661007
15. Uz-Logoglu Eda, Salor Ozgul, Ermis Muammer. Online Characterization of Interharmonics and Harmonics of AC Electric Arc Furnaces by Multiple Synchronous Reference Frame Analysis. *IEEE Transactions on Industry Applications*, Vol. 52, Iss. 3, pp. 2673–2683. doi:10.1109/TIA.2016.2524455
16. Nikolaev A.A., Tulupov P.G., Anufriev A.V. Assessing the Feasibility of Electrical Mode Control of Ultra-High Power Arc Steelmaking Furnace Based on Data about Harmonic Composition of Arc Currents and Voltages. *Proceedings of Research and Education in Mechatronics (REM) 16th International Conference*. Bochum, Germany. IEEE, 2015, pp. 301–308. doi:10.1109/REM.2015.7380411
17. Evseeva N.V., Yas'kin V.N., Tokovoy O.K., Volkodaev A.N., Livshits D.A., Freynd E.A., Chekunov G.M., Kochkin V.N., Zinov'ev V.Yu., Rechkalov A.V., Frolov V.G. *Sposob opredelevaniya stadii plavleniya shihty v dugovoy staleplavil'noi pechi* [The method of heating stage diagnostic in an electric arc furnace]. Patent RF, no. 2150643, 2000.
18. Arkhipov V.M., Chernov V.A., Shurygin M.K., Kirpichenkov V.P., Isaykin A.N., Savchenko N.A., Krass M.A., Drogin V.I., Kurlykin V.N., Tatarov A.P., Yasinenko A.A. *Ustroistvo dlya upravleniya elektricheskimi rezhimami dugovoy elektropечи* [The device for control of the electrical regime of an electric arc furnace]. Patent RF, no. 2079982, 1997.
19. Sventchanskiy A.D. *Elektricheskie promyshlennyye pechi*. [Industrial Electric Furnaces]. Moscow: Energoizdat, 1981, 296 p.
20. Bowman B., Krüger K. *Arc Furnace Physics*. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2009.
21. Özgür Gerçek, Muammer Ermis, Arif Ertas, Kemal Nadir Kose. Design, Implementation, and Operation of a New C-Type 2nd Harmonic Filter for Electric Arc and Ladle Furnaces. *Cem. IEEE Transactions on Industry Applications*, Vol. 47, Iss. 4, pp. 1545–1557. doi:10.1109/TIA.2011.2155020
22. Nikolaev A.A., Komilov G.P., Urmanova F.F., Zaytsev A.S., Skakun S.V. The reasoning behind the choice of power for the static var compensator to be used in an electric arc furnace. *Glavnyi energetik* [Chief electrician]. 2015, no. 8, pp. 49–56. (In Russ.)
23. Ol'shvang M.V., Rychkov E.V., Ananiashvili K.E., Chuprikov V.S. Harmonic filters in static var compensators. *Elektrichestvo* [Electricity]. 1990, no. 1, pp. 23–29. (In Russ.)

Received 29/07/16

Экспериментальное исследование гармонического состава токов дуг для дуговых сталеплавильных печей различной мощности / Николаев А.А., Руссо Ж.-Ж., Сцымански В., Тулупов П.Г. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 106–120. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-106-120

Nikolaev A.A., Rousseau J.-J., Szymanski V., Tulupov P.G. An experimental study of electric arc current harmonics in electric arc furnaces with different power characteristics. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 106–120. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-106-120

ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ

УДК 658.511:330.4

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-121-126

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕРОПРИЯТИЯ ПО СОВЕРШЕНСТВОВАНИЮ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ПРОЦЕССА

Парсункин Б.Н., Суханосова Т.Г., Полухина Е.И.

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

Аннотация

Постановка задачи (актуальность работы): получение достоверной информации и сокращение времени определения итоговых качественных, производственных или экономических показателей, характеризующих эффективность мероприятия по совершенствованию производственного процесса, представляет актуальную проблему для принятия обоснованного решения о полезности проведенного мероприятия. **Цель работы:** требуется разработать и обосновать методику определения показателя эффективности проводимого мероприятия при действии случайных возмущений на производственный процесс. **Используемые методы:** методика основана на определении интегральной оценки отклика исследуемого процесса на тестирующее входное воздействие. Переключающая функция тестирующего сигнала сформирована в соответствии с ортогональной функцией Уолша, порядок которой зависит от вида случайных возмущений, влияющих на исследуемый процесс. **Новизна:** разработана и обоснована методика оценки эффективности производственного или технологического процесса. Уникальные свойства функции Уолша, совместно с интегральной оценкой показателя эффективности, позволяют подавить влияние любых случайных технологических или производственных факторов. Другим немаловажным преимуществом предлагаемой методики является сокращение времени на сравнительную оценку двух одновременно проводимых модернизаций, стратегий или подходов к управлению производственным процессом. **Результаты:** приведены результаты практического применения предлагаемого метода в реальных производственных условиях при оценке эффективности проводимого мероприятия по совершенствованию системы автоматического управления тепловым режимом методической печи широкополосного стана горячей прокатки при нагреве непрерывно-литых слябовых заготовок. Целью модернизации являлось уменьшение себестоимости нагрева за счет энергосбережения, ввиду этого эффективность от внедрения новой системы автоматического управления тепловым режимом печи оценивалась по удельному расходу природного газа. Основными случайными факторами, влияющими на расход топлива, в конкретном технологическом процессе были неравномерная производительность печи и доля металла горячей посадки. Для исключения влияния указанных возмущений была выбрана четвертая степень аппроксимирующего полинома переключающей функции и общая продолжительность эксперимента в один месяц. Внедрение новой системы автоматического управления оказалось оправданным, так как было достигнуто снижение удельного расхода природного газа на 2,7%. **Практическая значимость:** предлагаемая методика оценки итоговых показателей эффективности двух противопоставляемых способов по совершенствованию качественных, производственных или экономических показателей позволяет оперативно получать достоверную информацию и принимать обоснованные решения о целесообразности модернизации любого производственного процесса или научно-исследовательских работ.

Ключевые слова: интегральная оценка, показатель эффективности, функция Уолша, ортогональная функция Уолша, переключающая функция.

Введение

Получение достоверной и оперативной информации об изменении итоговых показателей эффективности производимого мероприятия или научно-исследовательской работы по совершенствованию конкретного производственного процесса представляет актуальную проблему для принятия обоснованного решения о полезности проведенного мероприятия [1].

Применяемая в настоящее время типовая мето-

дика определения показателей эффективности в условиях реального производства требует значительного времени для реализации, не учитывает объективного влияния случайных технологических и организационных факторов на определяемый показатель эффективности и не обладает достоверной избирательностью для каждого из нескольких одновременно проводимых мероприятий. Поэтому в данной работе предлагается методика лишенная указанных недостатков. Суть решаемой проблемы представлена на схеме, изображенной на **рис. 1**.

© Парсункин Б.Н., Суханосова Т.Г., Полухина Е.И., 2016

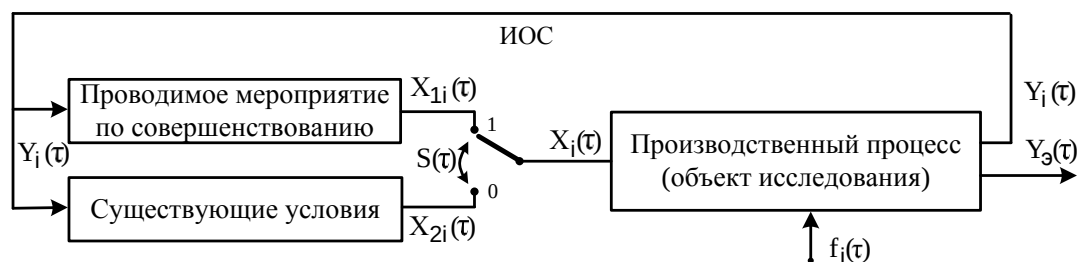


Рис. 1. Схема реализации предлагаемой методики достоверной оценки результата проводимого мероприятия по повышению показателей производственного процесса

Переключающая функция $S(\tau) \in (0;1)$ определяет режим функционирования производственного процесса (объекта исследования) с учетом условия

$$X_i(\tau) = \begin{cases} X_{1i}(\tau) & \text{при } S(\tau)=1; \\ X_{2i}(\tau) & \text{при } S(\tau)=0, \end{cases} \quad (1)$$

где $X_{1i}(\tau)$ – воздействия на производственный процесс с учетом проводимого мероприятия; $X_{2i}(\tau)$ – воздействия на процесс без учета проводимого мероприятия; f_i – внешние случайные технологические и организационные возмущения, воздействующие на производственный процесс в период времени проведения исследования; $Y_3(\tau)$ – определяемый показатель эффективности производственного процесса; ИОС – информационная обратная связь с объектом; $Y_i(\tau)$ – параметры информационной связи.

Теоретическое обоснование методики

Контролируемое итоговое значение показателя эффективности $Y_3(\tau)$ можно представить в виде

$$Y_3(\tau) = Y_0 + S(\tau) \cdot \Delta Y_3 + Y_C(\tau) \quad (2)$$

при $0 \leq \tau \leq T$,

где τ – текущее время; Y_0 – постоянная составляющая $Y_3(\tau)$, определяемая значением принятого показателя эффективности при отсутствии проводимого мероприятия; $S(\tau)$ – переключающая функция; ΔY_3 – определяемая величина, представляющая собой изменение величины $Y_3(\tau)$, обусловленная влиянием на производственный процесс проводимого мероприятия; $Y_C(\tau)$ – случайная составляющая $Y_3(\tau)$, определяемая влиянием технологических и организационных возмущений; T – интервал времени, в течение которого необходимо определить эффективность проводимого мероприятия по сравнению с существующими условиями.

Для определения объективной итоговой

оценки величины ΔY_3 используем интегральную оценку $R(\tau)$ в соответствии с выражением

$$R(\tau) = \frac{1}{T} \int_0^T Y_3(\tau) \cdot \Psi(\tau) d\tau \quad (3)$$

при $0 \leq \tau \leq T$,

где $\Psi_n(\tau)$ – сигнум-функция переключения знака интегрирования, принимающая на интервале времени $(0, T)$ значения

$$\Psi_n(\tau) \in (+1, -1). \quad (4)$$

В соответствии со схемой (см. **рис. 1**) необходимо согласовать переключающую функцию $S(\tau)$ с функцией $\Psi_n(\tau)$ во времени в соответствии с условием

$$S(\tau) = \begin{cases} 0 & \text{при } \Psi_n(\tau) = -1; \\ 1 & \text{при } \Psi_n(\tau) = +1. \end{cases} \quad (5)$$

Для функции $\Psi_n(\tau)$ потребуем выполнения условия

$$\int_0^T \Psi_n(\tau) d\tau = 0. \quad (6)$$

Условие (6) означает, что на интервале времени $(0, T)$ общее время влияния на процесс проводимого мероприятия равно общему времени функционирования процесса при отсутствии мероприятия.

Подстановка (2) в (3) с учетом условий (4) и (6) позволяет получить выражение

$$R(\tau) = 0,5 \Delta Y_3(\tau) + r_C(T),$$

$$\text{если } r_C(T) = \frac{1}{T} \int_0^T Y_C(\tau) \cdot \Psi_n(\tau) d\tau, \quad (7)$$

где $r_C(T)$ – погрешность, определения $\Delta Y_3(\tau)$, обусловленная влиянием случайных технологических и организационных возмущений на производственный процесс.

Для получения объективного (достоверного) значения ΔY_{Σ} необходимо функцию $\psi_n(\tau)$ определить таким образом, чтобы величина случайной составляющей $r_C(T)$ была по абсолютной величине минимально возможной (практически нулевой). Это обеспечивается выполнением второго условия определения искомой функции $\psi_n(\tau)$ в виде

$$\left| \frac{1}{T} \int_0^T Y_C(\tau) \cdot \Psi_n(\tau) d\tau \right| \rightarrow \min. \quad (8)$$

Изменение траектории величины $Y_C(\tau)$ во времени на интервале $(0, T)$ в общем случае можно представить в виде полиномиальной зависимости

$$Y_C(\tau) = \sum_{k=0}^n a_k \cdot \tau^k + \delta_n(\tau) \quad (9)$$

при $0 \leq \tau \leq T$,

где n – максимальная степень аппроксимирующего полинома; $\delta_n(\tau)$ – функция ошибки представления случайного процесса $Y_C(\tau)$ в виде аппроксимирующего полинома n -степени; a_k – постоянные коэффициенты полинома, полученные в результате решения задачи с использованием метода наименьших квадратов при $k=0, 1, \dots, n$ и выполнении условия

$$\left| \frac{1}{T} \int_0^T [\delta_n(\tau)]^2 d\tau \right| \rightarrow \min. \quad (10)$$

С учетом (9) значение $r_C(T)$ можно представить в виде

$$r_C(T) = \frac{1}{T} \int_0^T \delta_n(\tau) \cdot \Psi_n(\tau) d\tau + \frac{1}{T} \int_0^T \sum_{k=0}^n a_k \tau^k \cdot \Psi_n(\tau) d\tau. \quad (11)$$

Откуда следует, что для практического исключения влияния случайных возмущений на величину ΔY_{Σ} необходимо от функции $\psi_n(\tau)$ потребовать выполнения третьего условия

$$\int_0^T \tau^k \cdot \Psi_n(\tau) d\tau = 0 \quad (12)$$

при $k=1, 2, 3, \dots, n$.

Таковыми отличительными и уникальными свойствами обладают ортогональные (знаковые) синус функции Уолша [2, 3] вида

$$\Psi_n(\tau) = \prod_{k=1}^{n+1} \text{sign} \left(\sin \frac{2^k \pi \cdot \tau}{T} \right) \quad (13)$$

при $0 \leq \tau \leq T$,

где n – степень аппроксимирующего полинома функции $Y_C(\tau)$.

В качестве конкретного примера наличия уникальных свойств функции Уолша рассмотрим реализацию условия (12) в виде выражения

$$\int_0^T \tau^n \cdot \prod_{k=1}^{n+1} \text{sign} \left(\sin \frac{2^k \pi \cdot \tau}{T} \right) d\tau = 0 \quad (14)$$

при $0 \leq \tau \leq T$, $n=0, 1, 2$.

Вид переключающих функций $\psi_n(\tau)$ и соответствующих подынтегральных функций $Y_C(\tau)$ при $n=0, 1, 2$ представлен на **рис. 2**.

Например, при $n=2$ выражение (14) составит (см. **рис. 2**):

$$\begin{aligned} \int_0^T \tau^2 \prod_{i=1}^3 \text{sign} \left(\sin \frac{2^i \pi \cdot \tau}{T} \right) d\tau &= \int_0^{T/8} \tau^2 d\tau - \int_{T/8}^{3T/8} \tau^2 d\tau + \int_{3T/8}^{4T/8} \tau^2 d\tau - \int_{4T/8}^{5T/8} \tau^2 d\tau + \\ &+ \int_{5T/8}^{7T/8} \tau^2 d\tau - \int_{7T/8}^T \tau^2 d\tau = \frac{1}{3} \left(\frac{T}{8} \right)^3 (816 - 816) = 0. \end{aligned}$$

Значит, погрешность компенсации влияния возмущений на величину ΔY_{Σ} с учетом (14) будет равна

$$r_C(T) = \frac{1}{T} \int_0^T \delta_n(\tau) \cdot \Psi_n(\tau) d\tau. \quad (15)$$

Функция $\delta_n(\tau)$ по условию (10) на интервале $(0, T)$ является знакопеременной функцией и не является линейной комбинацией $\psi_n(\tau)$. Это позволяет обоснованно принять гипотезу о достаточно малой погрешности определения достоверного значения ΔY_{Σ} при правильном выборе значения n для конкретного случая [4, 5].

В соответствии с **рис. 2** функция $\psi_n(\tau)$ является знакопеременной, в которой количество переключений с увеличением n возрастает по степенной зависимости. Продолжительность общего интервала времени T определяется принятой величиной n и зависит от продолжительности постоянного промежутка времени τ_1 , за который в производственном процессе осуществляется итоговое определение качественных, производственных и экономических показателей эффективности, например смена, сутки (см. **рис. 2**).

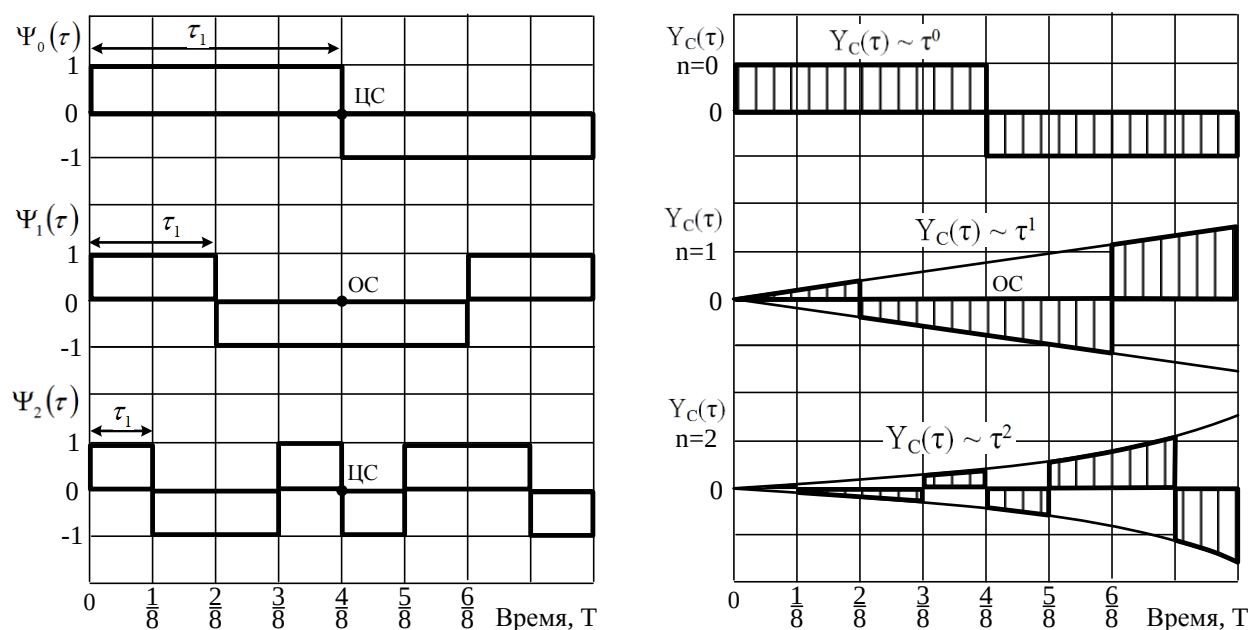


Рис. 2. Вид переключающей функции $\psi_n(\tau)$ для степеней полиномов $n=1,2,3$ (а) и соответствующие подынтегральные функции $Y_c(\tau)$ (б)

Количество необходимых промежутков времени τ_1 определяется зависимостью вида $m = 2^{n+1}$, где m – количество переключений функции $\psi_n(\tau)$.

Проверка эффективности методики в производственных условиях

Проверка достоверности рассматриваемой методики объективного определения показателей двух противопоставляемых мероприятий в реальных производственных условиях осуществлена при определении эффективности разработанной по договору о НИР системы централизованного микропроцессорного автоматизированного управления тепловым режимом методической печи на ШСГП ОАО «ММК» по сравнению с существующей на печи системой управления [6].

В качестве определяемого параметра эффективности двух противопоставляемых систем автоматического управления тепловым режимом на печи принята величина удельного количества природного газа, затрачиваемого на нагрев одной тонны металла.

По результатам предварительно проведенного анализа научно-технической литературы и экспериментально были определены два основных случайных фактора, влияющих на определяемый параметр: суточное производство стана (т/сутки) и объем металла горячего посада (%) [7, 8].

Для устранения влияния выявленных главных случайных факторов на определяемый параметр эффективности при использовании методики были приняты величины: продолжительность $\tau_1 = 1$ сут; степень аппроксимирующего

полинома $n = 4$; значит, количество переключений $m = 2^5 = 32$ и продолжительность общего времени $T = 32$ дня. Продолжительность работы каждой системы – по 16 сут. Это определяет оперативность методики.

Календарный график переключения способов управления тепловым режимом в процессе определения показателей эффективности каждого из противопоставляемых способов представлен на рис. 3.

При практическом использовании рассматриваемой методики следует учитывать, а при необходимости и использовать, дополнительные уникальные свойства ортогональных функций Уолша (7):

1) для сокращения продолжительности периода определения показателей сравнительной эффективности двух противопоставляемых мероприятий не следует принимать значения $n > 5$;

2) переключающая функция $\psi_n(\tau)$ может быть получена из функции $\psi_{n-1}(\tau)$ (см. рис. 2) с учетом следующего условия: при n -четных величин с использованием принципа центральной симметрии (ЦС), а при n -нечетных с использованием принципа осевой симметрии (ОС);

3) компенсирующие свойства функции $\psi_n(\tau)$ полностью сохраняются и при функции $-\psi_n(\tau)$ на всем интервале времени $(0, T)$;

4) уникальные компенсирующие свойства ортогональной функции Уолша $\psi_n(\tau)$ обеспечивают компенсацию всех возмущений, траектории которых можно аппроксимировать полиномами степеней от 0 до n .



Рис. 3. Календарный график переключения способов управления тепловым режимом методической печи

В результате использования предлагаемой методики, исключая влияние случайных факторов на достоверную оценку показателей эффективности двух противопоставляемых мероприятий, получены следующие итоговые показатели.

При использовании существующего способа автоматического управления тепловым режимом методической печи:

- нагрето в печи металла 34 307 т;
- затрачено природного газа 2 010 640 м³;
- нагрето металла горячего посада 28 387 т;
- удельное количество природного газа 58,60 м³/т;

При использовании разработанной системы централизованного управления тепловым режимом печи:

- нагрето в печи металла 34 286 т;
- затрачено природного газа 1 953 680 м³;
- нагрето металла горячего посада 28 429 т;
- удельное количество природного газа 56,98 м³/т;

При работе микропроцессорной системы централизованного автоматического управления достигнуто снижение удельного расхода природного газа на 1,63 м³/т, или на 2,68%.

Разница в количестве нагретого металла составляет всего 22 т, что составляет полторы заготовки. Разница в количестве нагретого металла горячего посада составляет 42 т. Следовательно, мероприятие полезно и целесообразно для использования.

Заключение

Предлагаемая методика оценки итоговых показателей эффективности двух противопоставляемых способов совершенствования показателей производственного процесса позволяет оперативно получать достоверную информацию и принимать обоснованные решения о целесообразности использования нового мероприятия, предлагаемого для улучшения качественных, производственных и экономических показателей любого производственного процесса и проводимых научно-исследовательских работ [8].

Список литературы

1. Андреев С.М. Решение задач оптимального нагрева с минимизацией затрат топлива на нагрев // Автоматизация технологических и производственных процессов в металлургии: межвуз. сб. науч. тр. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2001. С. 54–61.
2. Ефимов А.В. Математический анализ: учеб. пособие для вузов. Ч. 1. М.: Высш. шк., 1980. 427 с.
3. Голубов Б.И., Ефимов А.В., Скворцов В.А. Ряды и преобразования Уолша: теория и применения. М.: Наука, 1987. 344 с.
4. Казакевич В.В., Родов А.Б. Системы автоматической оптимизации. М.: Энергия, 1977. 288 с.
5. Формирование тестирующих сигналов для идентификации теплоэнергетических объектов управления / Парсункин Б.Н., Обухов Г.Ф., Леднов А.В. и др. // Изв. вузов. Теплоэнергетика. 1988. №6. С. 65–70.
6. Парсункин Б.Н., Андреев С.М., Жадинский Д.Ю. Исследование энергосберегающего режима нагрева непрерывнолитых заготовок // Сталь. 2007. №4. С. 53–56.
7. Тайц Н.Ю. Технология нагрева стали. М.: Металлургия, 1962. 557 с.
8. Арутюнов В.В., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. М.: Металлургия, 1990. 239 с.

Материал поступил в редакцию 16.06.15.

A METHOD OF EVALUATING THE PERFORMANCE OF A PRODUCTION PROCESS IMPROVEMENT ACTION

Boris N. Parsunkin – D.Sc. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Phone: +7(3519)29-84-32. E-mail: pksu035@gmail.com

Tatyana G. Sukhonosova – Assistant Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Phone: +7(3519)29-85-58. E-mail: tgobuhova@gmail.com

Ekaterina I. Polukhina – Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: tgobuhova@gmail.com

Abstract

Problem Statement (Relevance): To make a justifiable decision about the relevance of production process improvement action taken it is important to have reliable data and to save time on the identification of quality, production and economic performance indicators of such action. **Objectives:** It is necessary to develop and justify a method of evaluating the action performance with random disturbances affecting the production. **Methods Applied:** The method is based on integral estimation of the response of the process studied to the input disturbance. The switching function of the test signal is generated based on the Walsh function, the order of which depends on the type of random disturbances affecting the process of interest. **Originality:** The study helped develop and justify a process performance evaluation method. The unique features of the Walsh function combined with the integral performance estimation technique help eliminate the effect of any random process factors. Another important advantage of the proposed method is a reduced time that is required for the comparative analysis of two simultaneous upgrades, strategies of or approaches to production management. **Findings:** The article describes the results of the practical application of the proposed method. The method was applied to analyse the performance of an action aimed at enhancing the performance of a control system which controls the slab reheating furnace within a hot wide-strip mill. This optimization was aimed at reducing the heating cost due to energy saving. The performance of the upgraded system was analysed based on the specific consumption of natural gas. The main random factors affecting the fuel gas consumption included an unbalanced performance of the furnace and the percent of the hot charge. To eliminate the effect of the above mentioned disturbances the 4th degree polynomial approximation was chosen with the total experiment duration of one month. The new system proved to be cost-effective as it enabled a 2.7% decrease in the specific consumption of natural

gas. **Practical Relevance:** The proposed method of estimating the performance of two opposing approaches to enhancing the quality, production and economic performance indicators provides quick access to reliable data and supports optimization decisions with regard to any production process or research project.

Keywords: Integral estimation, performance evaluation, Walsh function, switching function.

References

1. Andreev S.M. Optimisation of the heating process with minimized fuel costs. *Avtomatizatsiya tekhnologicheskikh i proizvodstvennykh protsessov v metallurgii: mezhvuzovskiy sbornik nauchnykh trudov* [Production automation in steel industry: Research papers]. Magnitogorsk: Publishing house of the Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2001, pp. 54-61.
2. Efimov A.V. *Matematicheskii analiz: uchebnoe posobie dlia vuzov. ch.1* [Mathematical analysis: University student's guide. P.1]. Moscow: Vysshaya shkola, 1980, 427 p.
3. Golubov B.I., Efimov A.V., Skvortsov V.A. *Riady i preobrazovaniia Uolsha: teoriya i primeneniya* [Walsh rows and transformations: Theory and Application]. Moscow: Nauka, 1987, 344 p.
4. Kazakevich V.V., Rodov A.B. *Sistemy avtomaticheskoi optimizatsii* [Automatic optimization systems]. Moscow: Energiya, 1977, 288 p.
5. Parsunkin, B.N., Obukhov G. F., Lednov A.V. et al. Creating test sinusoidal inputs for the identification of thermal power objects. *Izvestiia vuzov. Teploenergetika* [Proceedings of universities. Thermal power engineering]. 1988, no. 6, pp. 65-70.
6. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Zhadinskii D.Yu. Investigation of the energy efficient cast billet heating mode]. *Stal'* [Steel], 2007, no. 4, pp. 53-56.
7. Tayts N.Yu. *Tekhnologiya nagreva stali* [Steel heating technology]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 557 p.
8. Arutyunov V.V., Bukhmirov V.V., Krupennikov S.A. *Matematicheskoe modelirovanie teplovoi raboty promyshlennykh pechei* [Mathematical modeling of the thermal performance of industrial furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 239 p.

Received 16/06/15

Парсункин Б.Н., Сухонослова Т.Г., Полухина Е.И. Методика оценки эффективности мероприятия по совершенствованию показателей производственного процесса // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 121–126. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-121-126

Parsunkin B.N., Sukhonosova T.G., Polukhina E. I. A method of evaluating the performance of a production process improvement action. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 121–126. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-121-126

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Абакумов Андрей Владимирович – аспирант кафедры «МТиО», ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. E-mail: 747-067@mail.ru

Белокопытов Василий Иванович – канд. техн. наук, доц. кафедры «Обработка металлов давлением», ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»), Красноярск, Россия. Тел.: (391) 294-23-28. E-mail: VBelokopytov@sfu-kras.ru

Беляев Сергей Владимирович – д-р техн. наук, зав. кафедрой «Литейное производство», Институт цветных металлов и материаловедения, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия. E-mail: 244812@mail.ru

Бзовски Кшиштоф – аспирант, Горно-металлургическая академия им. Станислава Сташица, Краков, Польша.

Вдовин Константин Николаевич – д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: Vdovin@magtu.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-3244-3327>.

Власов Александр Евгеньевич – аспирант кафедры «Машины и технологии обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: vlasovaleksandr.74@gmail.com

Гадалов Владимир Николаевич – д-р техн. наук, проф., ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. Тел.: +7(4712) 50-39-82. E-mail: Gadalog-vn@yandex.ru

Гималетдинов Радий Халимович – д-р техн. наук, директор по производству и перспективному развитию, ЗАО «Кушвинский завод прокатных валков», Кушва, Россия. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-1388-9748>.

Горленко Дмитрий Александрович – канд. техн. наук, ассистент кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-3040-8635>.

Горохов Юрий Васильевич – д-р техн. наук, проф. кафедры «Обработка металлов давлением», Институт цветных металлов и материаловедения, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.

Горохова Татьяна Юрьевна – магистр кафедры «Обработка металлов давлением», Институт цветных металлов и материаловедения, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.

Губанов Иван Юрьевич – канд. техн. наук, доц. кафедры «Литейное производство», Институт цветных металлов и материаловедения, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.

Гулаков Андрей Анатольевич – главный металлург, ЗАО «Кушвинский завод прокатных валков», Кушва, Россия. E-mail: gulakov@kzpv.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-6519-282X>.

Дабала Мануэле – доц. департамента промышленной инженерии Падуанского Университета, Падуя, Италия. E-mail: manuele.dabala@unipd.it

Калмыков Вячеслав Николаевич – д-р техн. наук, проф. кафедры разработки месторождений полезных ископаемых, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.

Камалова Гюзель Ягафаровна – аспирант кафедры литейного производства и материаловедения, 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. - Kiriyat Gat Rolling Mill, Ashkelon, Израиль. E-mail: mark@hodindustry.co.il

Колокольцев Валерий Михайлович – д-р техн. наук, проф., ректор, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-5694-9643>.

Константинов Георги Петров – д-р техн. наук, проф. кафедры открытых горных работ и буровзрывных работ, Горно-геологический университет «Св. Иван Рилски», София, Болгария.

Константинов Дмитрий Вячеславович – магистрант, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: const_dimon@mail.ru

Копцева Наталья Васильевна – д-р техн. наук, проф. кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: kopceva1948@mail.ru

Корчунов Алексей Георгиевич – д-р техн. наук, проф., проректор по международной деятельности, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: international@magtu.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-2844-8283>

Кузник Роман – д-р техн. наук, проф., Институт металлургии железа, Гливице, Польша.

Кульсаитов Равиль Вадимович – аспирант кафедры разработки месторождений полезных ископаемых, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: kulsaitov.ravil@gmail.com. ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-4373-2765>.

Малашкин Сергей Олегович – аспирант кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: shtirlic21999@mail.ru

Мельник Виталий Вячеславович – канд. техн. наук, зав. лаб. технологий снижения риска катастроф при недропользовании, Институт горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия. E-mail: melnik@igduran.ru

Николаев Александр Аркадьевич – канд. техн. наук, доц., зав. кафедрой автоматизированного электропривода и мехатроники, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. Телефон: 8 (3519) 22-45-87. E-mail: aa.nikolaev@magtu.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-5014-4852>.

Панжин Андрей Алексеевич – канд. техн. наук, ученый секретарь, Институт горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия. E-mail: panzhin@igduran.ru

Парсункин Борис Николаевич – д-р техн. наук, проф. кафедры автоматизированных систем управления, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. Тел.: 8(3519)29-85-58. E-mail: pksu035@gmail.com

Пино Тезе – доц., вице-президент компании SMS Siemag, Хильхенбах - Дальбрух, Германия. E-mail: pino.tese@sms-siemag.com

Полухина Екатерина Ильинична – студентка 5 курса, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова». E-mail: tgobuhova@gmail.com

Пьетшик Мачей – д-р техн. наук, проф., Горно-металлургическая академия им. Станислава Сташица, Краков, Польша.

Редников Сергей Николаевич – канд. техн. наук, доц. кафедры гидравлики и гидропневмосистем, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: srednikov@mail.ru

Руссо Жан-Жак – проф. кафедры электротехники и промышленной информатики технологического института университета Жана Монне, Сент-Этьен, Фран-

ция. E-mail: jean.jacques.rousseau@univ-st-etienne.fr

Сашурин Анатолий Дмитриевич – д-р техн. наук, проф., зав. отделом геомеханики, Институт горного дела УрО РАН, Екатеринбург, Россия. E-mail: sashour@igd.uran.ru

Серебровский Вадим Владимирович – д-р техн. наук, доц., зав. кафедрой информатики и прикладной математики, ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. Тел.: +7(4712) 50-39-82. E-mail: sv1111.sv1111@gmail.com

Струков Константин Иванович – президент АО «Южуралзолото Группа Компаний», Пласт, Россия.

Сухонослова Татьяна Геннадьевна – ст. преп. кафедры автоматизированных систем управления, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова». Тел.: 8(3519)29-85-58. E-mail: tgobuhova@gmail.com

Сцымански Винсент – преподаватель кафедры электротехники и промышленной информатики технологического института университета Жана Монне, Сент-Этьен, Франция. E-mail: szvi9777@univ-st-etienne.fr

Сычков Александр Борисович – д-р техн. наук, проф. кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: absyckov@mail.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-0886-1601>

Тулупов Платон Гарриевич – магистрант кафедры автоматизированного электропривода и мехатроники, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: tulupov.pg@mail.ru

Тураева Ольга Александровна – аспирант кафедры «МТиО» ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Курск, Россия. Тел.: +7(4712) 50-39-82. E-mail: swsu.ee@gmail.com.

Тухватулин Ильдар Халитович – канд. техн. наук, заместитель главного металлурга, ЗАО «Кушвинский завод прокатных валков», Кушва, Россия. Тел.: (34344) 7-50-19. E-mail: ildar@kzpv.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-8309-4326>.

Усков Игорь Васильевич – канд. техн. наук, доц. кафедры «Литейное производство», Институт цветных металлов и материаловедения, Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия. E-mail: uskov59@mail.ru

Феоктистов Николай Александрович – канд. техн. наук, ст. преп. кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-6091-7983>.

Чернов Виктор Петрович – д-р техн. наук, проф. кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.

Чукин Дмитрий Михайлович – аспирант кафедры литейного производства и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: chukindmitry@gmail.com

Шахназаров Карэн Юрьевич – канд. техн. наук, доц. кафедры материаловедения и технологии художественных изделий, Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия. E-mail: karen812@yandex.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-7501-6590>.

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. ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-4790-2821>.

Шеркунов Виктор Георгиевич – проф., д-р техн. наук, зав. кафедрой «Машины и технологии обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. E-mail: sherkunovvg@susu.ac.ru

Ширяев Олег Петрович – директор, ОАО «Магнитогорский метизно-калибровочный завод «ММК-МЕТИЗ», Магнитогорск, Россия.

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

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 подрисовочные подписи в местах размещения рисунков. В конце подписи к рисунку точка не ставится. Например:

Рис. 4. Расчётная зависимость $\gamma(t) = I_{\text{н}}/I_{\text{н0}}$ от времени и удалённости КЗ от выводов асинхронного двигателя

- **таблицы** нумеруются, если их число более одной. Заголовков 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»).