

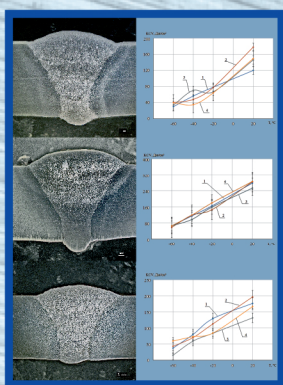
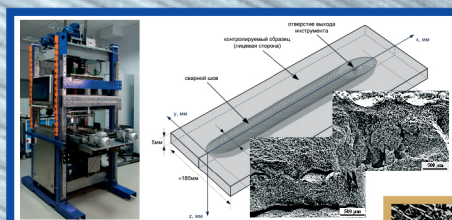
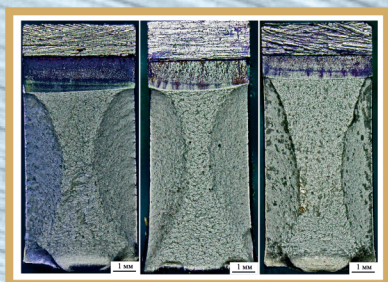
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

№ 4 (77) ОКТЯБРЬ-ДЕКАБРЬ 2017 г. НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

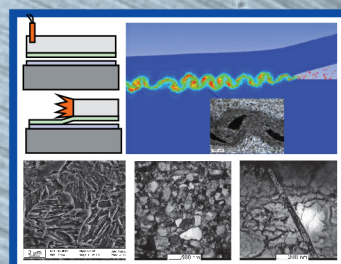
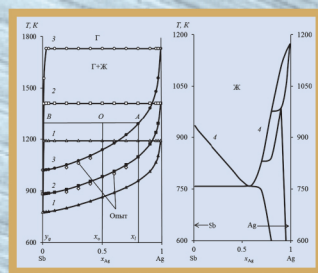
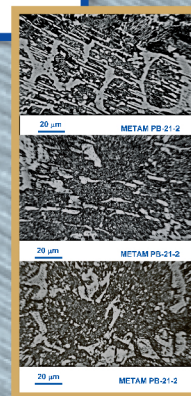


V Международная научно-практическая конференция
«Актуальные проблемы в машиностроении»

Выставка оборудования для металлообработки и сварки

27 – 30 марта 2018 • Новосибирск, МВК «Новосибирск Экспоцентр»

mashEX SIBERIA



НОВОСИБИРСК

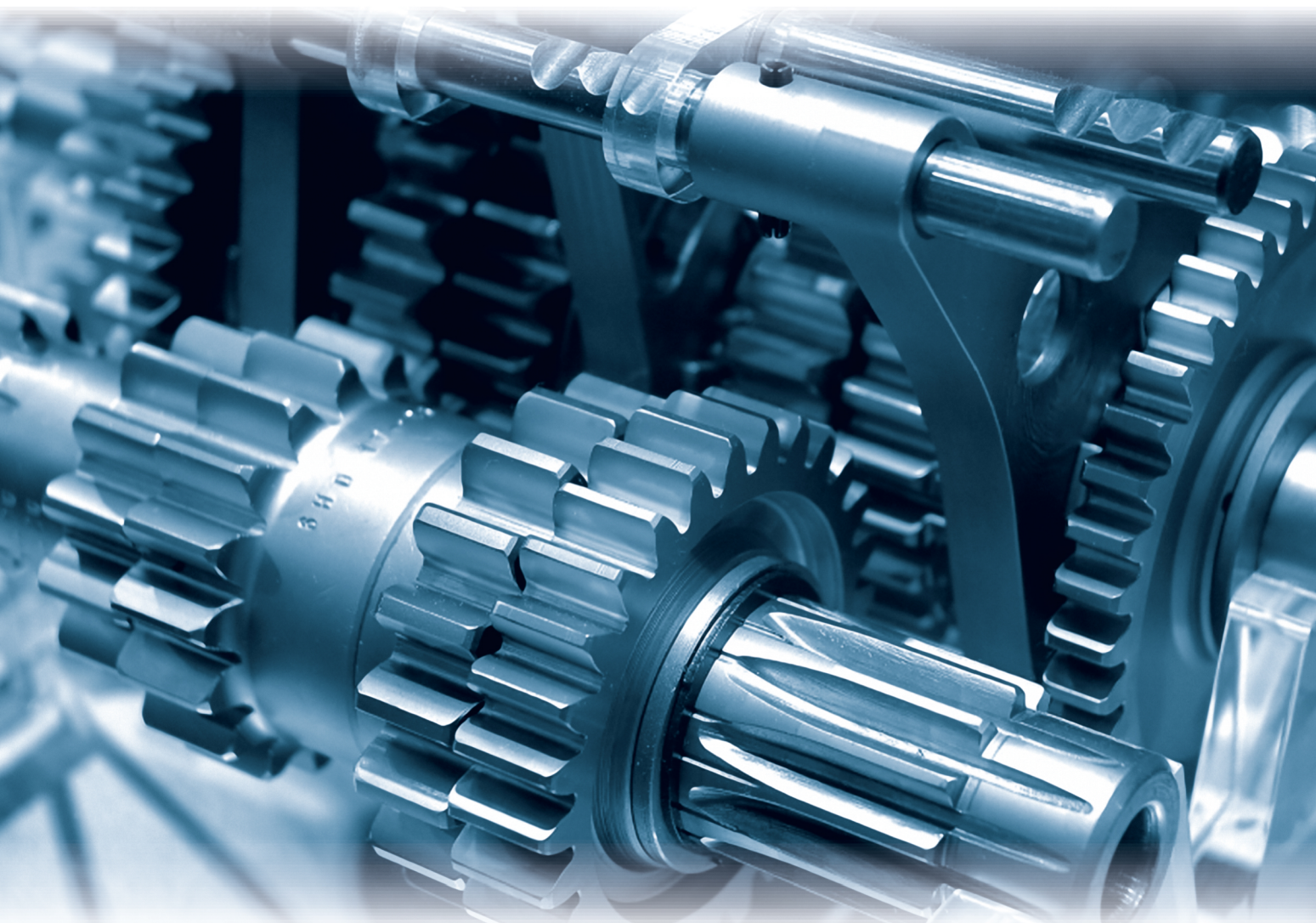


Выставка оборудования
для металлообработки
и сварки

27–30 марта 2018

Место проведения: МВК «Новосибирск Экспоцентр»

Забронируйте стенд
mashex-siberia.ru



Организатор
ITE Сибирь

Россия, Новосибирск
ул. Станционная, 104

Тел.: (383) 363-00-36
www.ite-siberia.ru

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

№ 4 (77) ОКТЯБРЬ–ДЕКАБРЬ 2017 г. НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, президент НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: **Альберто Морейра Хорхе**, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

Федеративная Республика Германия: **Монико Грайф**, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

Республика Беларусь: **Пантелеенко Ф.И.**, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

Украина: **Ковалевский С.В.**, доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

Российская Федерация: **Анисименко Г.Е.**, директор производственно-технической фирмы «Сигма-инструмент», г. Новосибирск, **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген.директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, с.н.с., ИФМ УРО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимьянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, БрГУ, г. Братск

В 2017 году журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index (ESCI)* базы *Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса

Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing) на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук,
ректор НГТУ

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук.

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

Ложкина Елена Алексеевна – редактор перевода текста
на английский язык,
кандидат технических наук

*Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при
обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка
на журнал при перепечатке обязательна.*

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137ВЦ, Скиба В.Ю.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

E-mail: metal_working@mail.ru

Цена свободная

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Панов Д.О., Барсукова Т.Ю., Смирнов А.И., Орлова Е.Н., Симонов Ю.Н. Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры.....	6
Сизова О.В., Колубаев А.В., Колубаев Е.А., Заикина А.А., Рубцов В.Е. Влияние основных параметров процесса сварки трением с перемешиванием на дефектность структуры сварного соединения.....	19
Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Сидоров М.М., Максимова Е.М., Семёнов С.В., Перовская М.В. Поисковые исследования повышения надежности сварных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Севера.....	30
Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В., Суханова Л.Н., Голиков А.Ю. Пластическая деформация белых чугунов.....	43
Батаев И.А. Формирование структуры сваренных взрывом материалов: экспериментальные исследования и численное моделирование.....	55

ТЕХНОЛОГИЯ

Королев А.А., Краюхин С.А., Мальцев Г.И. Равновесные системы «газ–жидкость» для сплава Sb–Ag при вакуумной дистилляции.....	68
--	----

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи	84
Подготовка аннотации	87
Правила для авторов	90

ВАЖНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

V Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении». Информационное письмо.....	98
--	----

Корректор *Л.Н. Ветчакова*
 Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*
 Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
 Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 05.12.2017. Выход в свет 15.12.2017. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л.13,0. Уч.-изд. л. 24,18. Изд. № 325. Заказ 1522. Тираж 300 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

BRABOTKA OMETALLOV METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Journal no.4 (77) October–December 2017

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor, Rector,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vadim Y. Skeebe, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

Elena A. Lozhkina, Ph.D. (Engineering),
Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



Data on the journal are published in
«Ulrich's Periodical Directory»

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”) has been Indexed in Clarivate Analytics Services.



We sincerely happy to announce that Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”), ISSN 1994-6309 / E-ISSN 2541-819X is selected for coverage in Clarivate Analytics (formerly Thomson Reuters) products and services started from July 10, 2017. Beginning with No. 1 (74) 2017, this publication will be indexed and abstracted in: Emerging Sources Citation Index.



Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working & Material Science”) has entered into an electronic licensing relationship with EBSCO Publishing, the world's leading aggregator of full text journals, magazines and eBooks. The full text of JOURNAL can be found in the EBSCOhost™ databases.

📍 Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

🌐 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

✉ E-mail: metal_working@mail.ru

**EDITORIAL COUNCIL
CHAIRMAN:**

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor,
President, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

Alberto Moreira Jorge Junior, Dr.-Ing., Full Professor;
Federal University of São Carlos, *São Carlos*

The Federal Republic of Germany:

Moniko Greif, Dr.-Ing., Professor,
Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*;

Florian Nürnberger, Dr.-Ing.,
Chief Engineer and Head of the Department “Technology of Materials”,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*;

Thomas Hassel, Dr.-Ing.,
Head of Underwater Technology Center Hanover,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus,
Belarusian National Technical University, *Minsk*

The Ukraine:

Sergiy V. Kovalevskyy, D.Sc. (Engineering), Professor,
Vice Rector for Research and Academic Affairs,
Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

The Russian Federation:

Gennadiy E. Anisimenko, Director,
Scientific and Production company “Sigma-instrument”, *Novosibirsk*;

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Victor P. Balkov, Deputy general director,
Research and Development Tooling Institute “VNIINSTRUMENT”, *Moscow*;

Vladimir A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Vladimir G. Burov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Aleksandr N. Gerasenko, Director,
Scientific and Production company “Mashservispribor”, *Novosibirsk*;

Sergey V. Kirsanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
National Research Tomsk Polytechnic University, *Tomsk*;

Aleksandr N. Korotkov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Kuzbass State Technical University, *Kemerovo*;

Evgeniy A. Kudryashov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Southwest State University, *Kursk*;

Dmitry V. Lobanov, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Machine-Building Faculty,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*;

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Senior Researcher,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,
Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

Aleksandr G. Ovcharenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
Biysk Technological Institute, *Biysk*;

Kharis M. Rakhimyanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Institute of Strength Physics and Materials Science,
Russian Academy of Sciences (Siberian Branch), *Tomsk*;

Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Bratsk State University, *Bratsk*

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

Panov D.O., Barsukova T.Y., Smirnov A.I., Orlova E.N., Simonov Y.N. Intercerical Quenching of Low-Carbon Steel with the Formation of a Disperse Multiphase Structure.....	6
Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Effect of Main Parameters of the Friction Stir Welding on Structure Imperfections of Welded Joint.....	19
Sarayev Y.N., Golikov N.I., Sidorov M.M., Maksimova E.M., Semyonov S.V., Perovskaya M.V. Exploratory Research of Reliability Improvement of High-duty Welded Metal Constructions Operated under the Conditions of the North.....	30
Suhanov D.A., Arhangelskiy L.B., Plotnikova N.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu. White Cast Iron Plastic Deformation.....	43
Bataev I.A. Structure of Explosively Welded Materials: Experimental Study and Numerical Simulation.....	55

TECHNOLOGY

Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. The Equilibrium of the System “Gas – Liquid” for Alloy Sb–Ag under Vacuum Distillation.....	68
---	----

EDITORIAL MATERIALS

Guidelines for Writing a Scientific Paper	84
Abstract requirements	87
Rules for authors	90

IMPORTANT INFORMATION

V International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”. Information letter.....	98
--	----



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры

Дмитрий Панов^{1, a, *}, Татьяна Барсукова^{1, b}, Александр Смирнов^{2, c},
 Евгения Орлова^{1, d}, Юрий Симонов^{1, e}

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, д. 29, г. Пермь, 614990, Россия

² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-8971-1268>, panovdmitriy85@gmail.com, ^b <http://orcid.org/0000-0002-6251-2672>, tanok4444@yandex.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0003-3746-8793>, micros20t@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0002-7429-9645>, 77zhnya77@mail.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0003-0037-1146>, simonov@pstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15.017.16-194

История статьи:

Поступила: 20 сентября 2017
 Рецензирование: 4 октября 2017
 Принята к печати: 24 октября 2017
 Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Низкоуглеродистая сталь
 Межкритический интервал температур
 Закалка
 Дилатометрия
 Фазовые превращения

Благодарности:

Авторы выражают благодарность Роману Андреевичу Вагину за участие в проведении эксперимента. ПЭМ-исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ.

Финансирование:

Работы выполнены по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

АННОТАЦИЯ

Введение. Перспективная сталь 10X3ГЗМФС ($C = 0,1$; $Mn = 2,51$; $Cr = 2,75$; $Mo = 0,40$; $V = 0,12$; $Si = 1,25$), разработанная для нефтедобывающего машиностроения, обладает хорошей технологичностью и прочностными характеристиками, однако уровень ударной вязкости после традиционных режимов термической обработки находится на достаточно низком уровне. Статья посвящена исследованию возможностей формирования метастабильных структурных состояний при межкритической закалке стали 10X3ГЗМФС для повышения уровня ударной вязкости при сохранении прочностных характеристик. Предметом исследования являются процессы структурообразования в исследуемой стали при нагреве в межкритический интервал температур с последующей закалкой. **Целью** данной работы служит изучение возможностей управления структурой и свойствами стали 10X3ГЗМФС с использованием изотермической аустенитизации в МКИТ с получением дисперсной структуры. **Методы.** При исследованиях использовали дилатометрический анализ с применением закалочного дилатометра Linseis R.I.T.A. L78, металлографический анализ с использованием светового инвертированного микроскопа OLYMPUS GX 51 и электронно-микроскопический с применением просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN. Испытания на одноосное растяжение проводили с использованием универсальной гидравлической системы для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX, ударную вязкость определяли на маятниковом копре KM-30 с последующим фрактографическим анализом на световом микроскопе Olympus SZX-16 и растровом электронном микроскопе Hitachi S-3400N. **Результаты и обсуждения.** По результатам исследования процесса непрерывного нагрева исследуемой стали построена термокинетическая диаграмма образования аустенита с обозначением критических точек A_{C1} и A_{C3} . Установлено, что с увеличением скорости нагрева происходит снижение критической температуры A_{C1} и повышение A_{C3} . Исследование процесса изотермической аустенитизации показало, что при температуре 710 °C образуется 27 % γ -фазы, при 750 °C – 59 % γ -фазы, при 800 °C – 76 % γ -фазы, а в процессе выдержки при 860 °C происходит полная аустенитизация с получением 100 % γ -фазы. Обнаружено, что при увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита возрастает, а изотермического – снижается. Построена изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10X3ГЗМФС. Изучение процесса структурообразования стали 10X3ГЗМФС выявило, что в процессе аустенитизации при 715 °C развивается первая стадия образования аустенита по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов. Увеличение температуры аустенитизации до 750 °C приводит к развитию второй стадии аустенитизации по границам мартенситных реек. При температуре 800 °C вторая стадия получает дальнейшее развитие, что после закалки приводит к формированию мартенситного каркаса по межреечным границам исходной α -фазы. Данные прослойки исходной α -фазы фрагментированы дислокационными границами и упрочнены небольшим количеством карбидных частиц. В мартенситном каркасе присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита. Встречаются свежезакаленные области полиэдрической формы, которые сформировались на границах зерен исходного аустенита или границах исходных пакетов. Увеличение температуры нагрева до 860 °C вызывает завершение процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе выдержки, что при охлаждении в результате закалки приводит к получению структуры пакетного мартенсита, в котором встречаются двойники. По результатам испытания

*Адрес для переписки

Панов Дмитрий Олегович, к.т.н., с.н.с.
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет
 Комсомольский проспект, 29, 614990, г. Пермь, Россия
 Тел: 8(342)2-198-149, e-mail: panovdmitriy85@gmail.com



характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ начиная с температуры 800 °С приводит к небольшому снижению временного сопротивления (на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается. Относительное удлинение остается на уровне исходно закаленной стали, а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70 %, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м²). По данным микрофрактографического анализа образцы после динамических испытаний разрушаются по вязкому механизму. Полученный режим термической обработки позволяет повысить уровень ударной вязкости исследуемой стали без потери в прочности изделий любых габаритных размеров для нефтедобывающего машиностроения.

Для цитирования: Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры / Д.О. Панов, Т.Ю. Барсукова, А.И. Смирнов, Е.Н. Орлова, Ю.Н. Симонов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 6–18. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-6-18.

Введение

Образование аустенита в межкритическом интервале температур (МКИТ) сложное явление, зависящее от множества факторов, таких как химический состав и исходное структурное состояние стали, а также скорость и температура нагрева, время выдержки [1–5]. В зависимости от совокупности реализованных факторов включаются различные процессы в стали, которые определяют морфологию зародышей аустенита и структуру матричной α -фазы, что вызывает формирование аустенита на элементах структуры и субструктуры по различным механизмам [6–11]. В работах [3, 7, 12–19], посвященных изучению возможностей управления структурой стали в межкритическом интервале, не наблюдается единого мнения исследователей по поводу использования стадийности этого процесса для окончательного структурообразования стали с получением заданных механических характеристик.

Перспективная сталь 10X3Г3МФС [20], разработанная для нефтедобывающего машиностроения, обладает хорошей технологичностью, в том числе высокой прокаливаемостью и технологической пластичностью, а также высокими прочностными характеристиками. Однако уровень ударной вязкости этой стали после традиционных режимов термической обработки находится на достаточно низком уровне.

Межкритическая закалка с аустенитизацией в межкритическом интервале температур может привести к повышению уровня ударной вязкости за счет существенного диспергирования структуры стали при реализации нескольких одновременно протекающих процессов [6, 21, 22]: полигонизация исходной мартенситной α -фазы; фрагментирование при мартенситном превращении тонких пластин аустенита, сформированных

при нагреве и выдержке в МКИТ; стабилизация аустенита при охлаждении за счет дисперсности и обогащения γ -стабилизаторами, в том числе углеродом. Понимание закономерностей перечисленных процессов структурообразования позволит управлять этими явлениями для получения высокого комплекса механических свойств низкоуглеродистой стали.

Предметом исследования являются процессы структурообразования в стали 10X3Г3МФС при нагреве в межкритический интервал температур с последующей закалкой.

Целью данной работы является изучение возможностей управления структурой и свойствами стали 10X3Г3МФС с использованием изотермической аустенитизации в МКИТ с получением дисперсной структуры.

Материалы и методики исследования

В качестве материала выбрана сталь 10X3Г3МФС [20] следующего химического состава (% масс.): C = 0,1; Si = 1,25; Mn = 2,51; Cr = 2,75; V = 0,12; Mo = 0,40; S = 0,008; P = 0,019.

Сталь 10X3Г3МФС исследовали в исходно закаленном состоянии, которое получили в результате охлаждения на воздухе от температуры окончания горячейковки 950 °С, так как эта сталь обладает высокой устойчивостью переохлажденного аустенита.

Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре Linseis R.I.T.A. L78 в среде газообразного гелия высокой чистоты марки 6.0 (по ТУ 0271-001-45905715-02, чистота 99,9999 %). Непрерывный нагрев осуществляли со скоростями 90, 20, 1,5, 0,6 и 0,15 °С/с до температуры 1000 °С. Нагрев до температуры изотермической аустенитизации проводили со скоростью 1,5 °С/с, далее выдерживали при температурах 715, 750, 800 или 860 °С в течение 9 ч.

В качестве объекта исследования были использованы цилиндрические образцы диаметром 3 мм и длиной 10 мм, к которым методом электроконтактной сварки приваривали концы предварительно откалиброванной термопары К-типа (Ni–NiCr), что позволило непосредственно во время измерения фиксировать температуру образца.

Микроструктурные исследования проводили на микрошлифах образцов после дилатометрических исследований на световом инвертированном микроскопе OLYMPUS GX 51 при увеличениях до 1000 крат. Травление микрошлифов осуществляли 4%-м раствором пикриновой кислоты в спирте.

Образцы для механических и электронно-микроскопических исследований были обработаны по режиму нагрева посадкой в горячую печь (скорость нагрева порядка 1,5 °С/с) до температур 800 или 860 °С с выдержкой 2 ч и последующей закалкой на воздухе. Испытания на одноосное растяжение осуществляли на универсальной гидравлической системе для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX. Расчет характеристик прочности и пластичности проводили на образцах типа III № 7 в соответствии с ГОСТ 1497–84. Испытания на ударную вязкость выполняли на маятниковом копре КМ-30 на образцах типа 17 в соответствии с ГОСТ 9454–78.

Макрофрактографический анализ осуществляли с использованием светового микроскопа OLYMPUS SZX-16. Микрофрактографический анализ проводили с применением сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400N на образцах после испытаний на ударную вязкость в областях, где разрушение проходило в условиях реализации плоскодеформированного состояния – плоская часть излома.

Электронно-микроскопические исследования производили на тонких фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для исследований готовили стандартными методиками электрополирования.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Дилатометрические исследования непрерывного нагрева исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС выполняли со скоростями

0,15...90 °С/с до полной аустенитизации, т. е. выше температуры A_{C3} . Температуру начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{C1}) определяли по моменту одновременного возникновения дилатометрического и термического эффекта в соответствии с методикой [23]. Дилатометрический эффект вызван образованием более компактной кристаллической решеткой при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, что приводит к уменьшению объема исследуемого образца, а термический эффект обусловлен поглощением тепла в процессе превращения и фиксируется по моменту возникновения разницы между задаваемой и реальной температурой образца (рис. 1). Температуру окончания образования аустенита (A_{C3}) определяли по точке отрыва касательной к участку линейного термического расширения аустенита при нагреве после $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

По результатам исследования положения критических точек при различных скоростях нагрева построена термокинетическая диаграмма образования аустенита с обозначением критических точек A_{C1} и A_{C3} (рис. 2). Показано, что с увеличением скорости нагрева происходит снижение критической температуры A_{C1} и повышение A_{C3} . Данное явление вызвано частичным сохранением исходных дислокаций мартенсита, которые инициируют $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при более низких температурах в процессе нагрева со

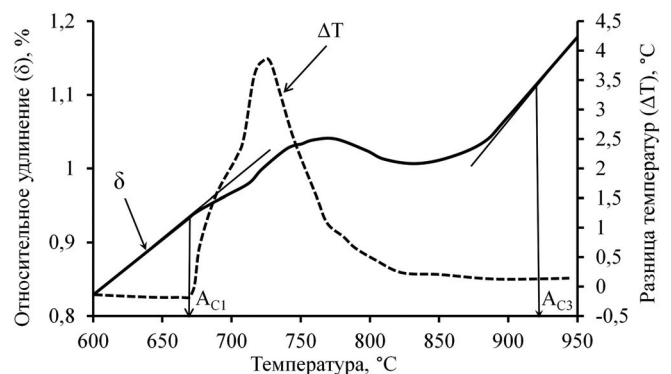


Рис. 1. Схема определения положения критических точек A_{C1} и A_{C3} при непрерывном нагреве со скоростью 1,5 °С/с исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС: ΔT – разница между задаваемой и реальной температурой образца; δ – относительное удлинение образца

Fig. 1. Scheme for determining the position of the critical points A_{C1} and A_{C3} during continuous heating at a rate of 1.5 °С/с of the initially hardened steel 10H3G3MFS: ΔT – is the difference between the set and actual temperature of the sample; δ – is the percent elongation of the sample

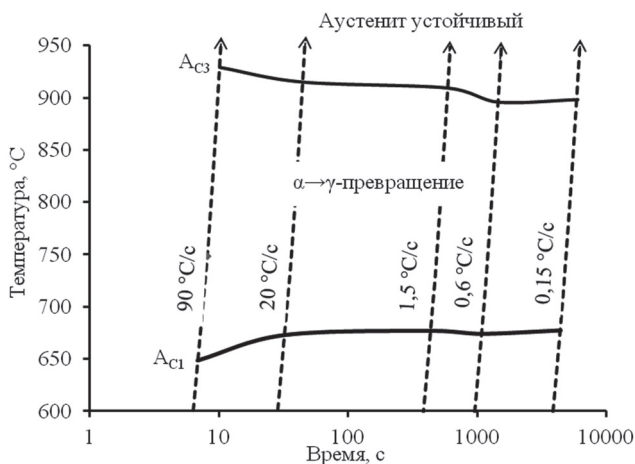


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10X3Г3МФС

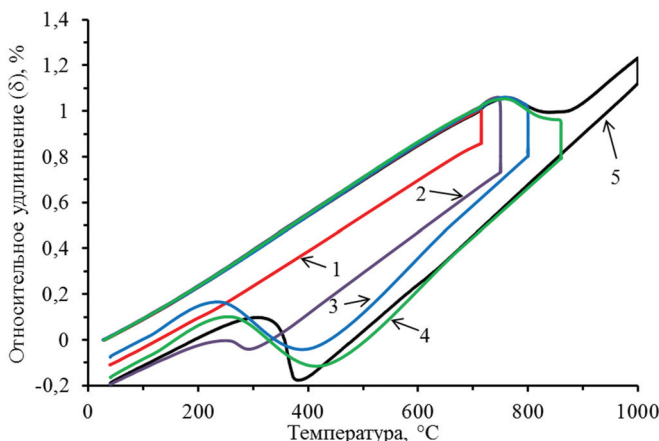
Fig. 2. Thermokinetic diagram of the formation of austenite of initially hardened steel 10N3G3MFS

скоростями 20 и 90 °C/c [8–11]. При нагреве со скоростями 1,5, 0,6 и 0,15 °C/c положение температуры A_{C1} остается практически неизменным и находится на уровне 680 °C. Критическая точка A_{C3} при увеличении скорости нагрева повышается, что обусловлено смещением диффузионных стадий $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область более высоких температур из-за уменьшения времени для их развития.

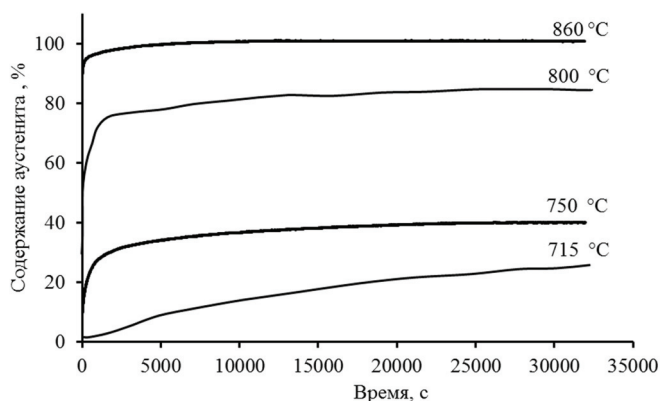
Для исследования изотермической аустенизации выбрана скорость нагрева 1,5 °C/c, что соответствует нагреву стали при посадке в горячую печь. Аустенизацию проводили выше критической температуры A_{C1} , но ниже A_{C3} (910 °C) – при температурах 710, 750, 800 и 860 °C.

Дилатограммы изотермической аустенизации и кинетические кривые образования аустенита при исследуемых температурах представлены на рис. 3. Аустенизация в течение 9 ч при температуре 710 °C вызывает образование 27% γ -фазы, при 750 °C – 59 % γ -фазы, при 800 °C – 76 % γ -фазы, а в процессе выдержки при 860 °C происходит полная аустенизация с получением 100 % γ -фазы. После изотермической выдержки в МКИТ при охлаждении развивается мартенситное превращение.

По результатам дилатометрического анализа кинетики образования аустенита при постоянной температуре построена изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10X3Г3МФС, которая представ-



а



б

Рис. 3. Дилатограммы (а) исходно закаленной стали 10X3Г3МФС, обработанной по режиму закалки с различных температур 710 (1), 750 (2), 800 (3), 860 (4) и 1000 °C (5) и кинетика $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения во время изотермической выдержки при различных температурах (б)

Fig. 3. Dilatograms (a) of the initially hardened steel 10N3G3MPS quenched from various temperatures 710 (1), 750 (2), 800 (3), 860 (4) and 1000 °C (5) and the kinetics $\alpha \rightarrow \gamma$ – transformation during isothermal soaking at various temperatures (b)

лена на рис. 4. Следует отметить, что аустенит по кинетическому признаку можно разделить на атермический, который образовался при непрерывном нагреве, и на изотермический, который сформировался в изотермических условиях. При увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита возрастает, а изотермического – снижается. Наибольшее количество изотермического аустенита формируется в середине МКИТ – при температуре 750 °C, при которой его количество достигает 37 %.

Металлографические исследования исходного состояния закаленной стали 10X3Г3МФС

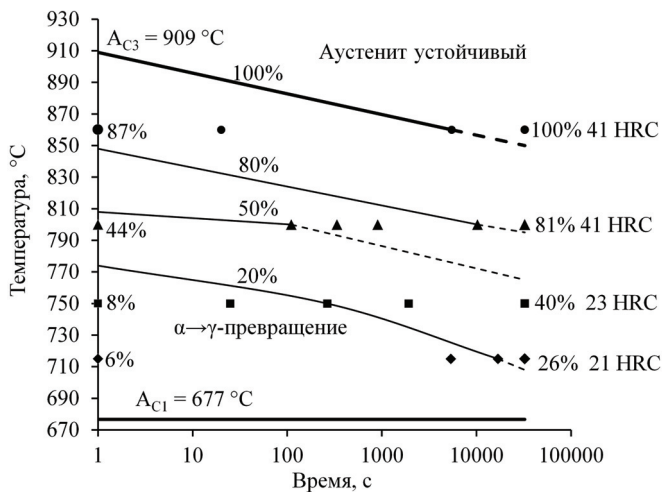


Рис. 4. Изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10X3Г3МФС

Fig. 4. Isothermal diagram of the formation of austenite of initially hardened steel 10H3G3MPS

выявили наличие структуры мартенсита, состоящего из параллельных реек (рис. 5, а), объединенных в пакеты, а по данным просвечивающей электронной микроскопии внутри реек наблюдается высокая плотность дислокаций (рис. 6, а). В процессе нагрева до температуры 715 °С и изотермической выдержки в течение девяти часов развивается первая стадия образования аустенита – по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов (рис. 5, б), что хорошо согласуется с данными работ [1, 3, 4, 12]. Исходная мартенситная α-фаза претерпевает процессы отпуска, при этом сохраняется пакетно-реечная морфология, в ней также присутствуют карбидные частицы. Увеличение температуры нагрева до 750 °С приводит к появлению пластин свежезакаленного мартенсита, расположенных вдоль мартенситных кристаллов, которые образовались при закалке из пластин аустенита (рис. 5, в).

По результатам металлографических и электронно-микроскопических исследований установлено, что при температуре 800 °С дальнейшее развитие получает вторая стадия образования аустенита – по межреечным границам. После такой обработки по межреечным границам исходной α-фазы формируется мартенситный каркас, внутри которого находятся изолированные прослойки исходной α-фазы (рис. 5, з и б, б). Данные прослойки исходной α-фазы фрагментированы дислокационными границами и упрочнены небольшим количеством карбидных частиц. В мартенситном каркасе присутствуют

тонкие прослойки остаточного аустенита, которые стабилизированы, по-видимому, из-за обогащения углеродом в процессе изотермической выдержки в МКИТ и малых размеров, что в совокупности значительно снижает положение температуры мартенситного превращения этих областей (рис. 6, в). Встречаются свежезакаленные области полиэдрической формы, которые сформировались на границах зерен исходного аустенита или границах исходных пакетов (рис. 6, з). Следует отметить, что вблизи свежезакаленных областей в исходной α-фазе наблюдается повышенная плотность хаотически расположенных дислокаций, что является следствием фазового наклепа в процессе закалки сформированного в МКИТ аустенита.

Увеличение температуры выдержки до 860 °С вызывает завершение процесса α→γ-превращения в процессе выдержки, что при охлаждении в результате закалки приводит к получению структуры пакетного мартенсита с реечным строением (рис. 5, д) и равномерно распределенными дислокациями внутри (рис. 6, д), однако гомогенизация по углероду из-за пребывания в МКИТ в этих условиях не проходит полностью, в результате чего в некоторых областях структуры после закалки наблюдается двойникованный мартенсит (рис. 6, е).

По результатам испытания характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ начиная с температуры 800 °С приводит к небольшому снижению временного сопротивления (на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается (см. таблицу). Относительное удлинение остается на уровне исходно закаленной стали, а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70 %, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м²). По данным микрофрактографического анализа установлено, что в исследуемой стали, обработанной по данному режиму, в условиях плоскодеформированного состояния (плоская часть излома образца после динамических испытаний) разрушение развивается только по вязкому механизму – образование и рост ямок (рис. 7, б, д), что обусловлено наличием дисперсной многофазной структуры, в отличие от стали в исходно закаленном состоянии, где

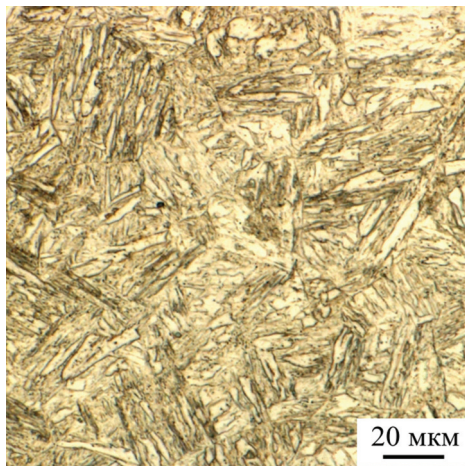
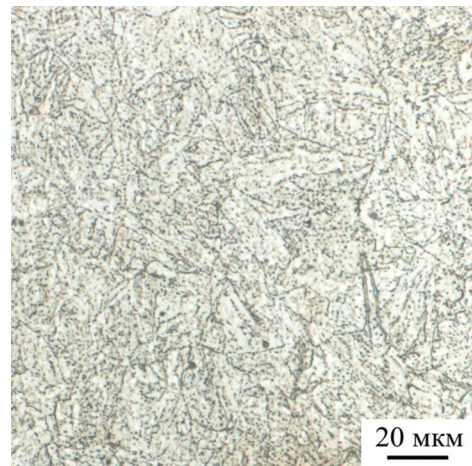
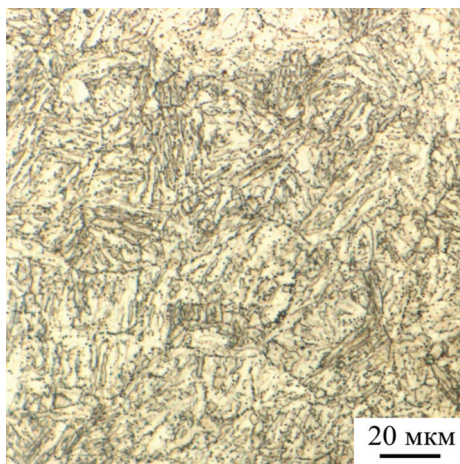
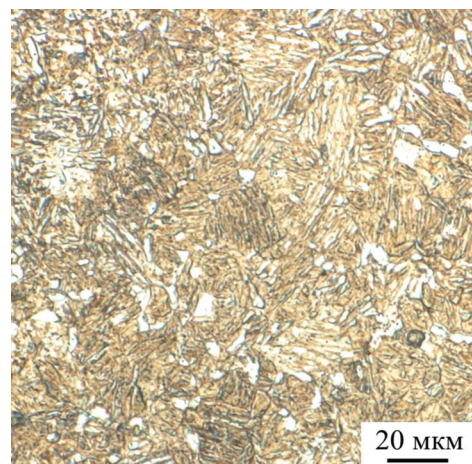
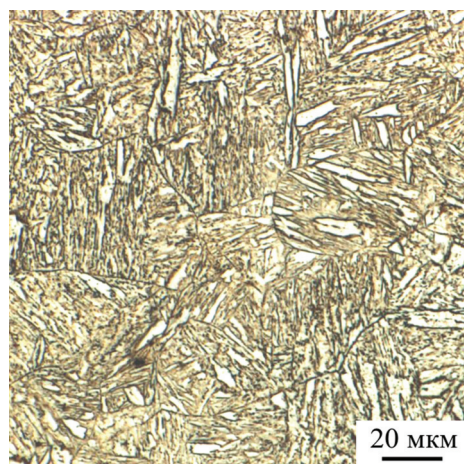
*a**б**в**г**д*

Рис. 5. Микроструктура исходно закаленной (*a*) и после неполных закалок на 715 °C (*б*), 750 °C (*в*), 800 °C (*г*) и 860 °C (*д*) стали 10Х3Г3МФС

Fig. 5. Microstructure of the initially hardened steel 10H3G3MFS (*a*) and steel 10H3G3MFS after incomplete quenching at 715 °C (*б*), 750 °C (*в*), 800 °C (*г*), and 860 °C (*д*)

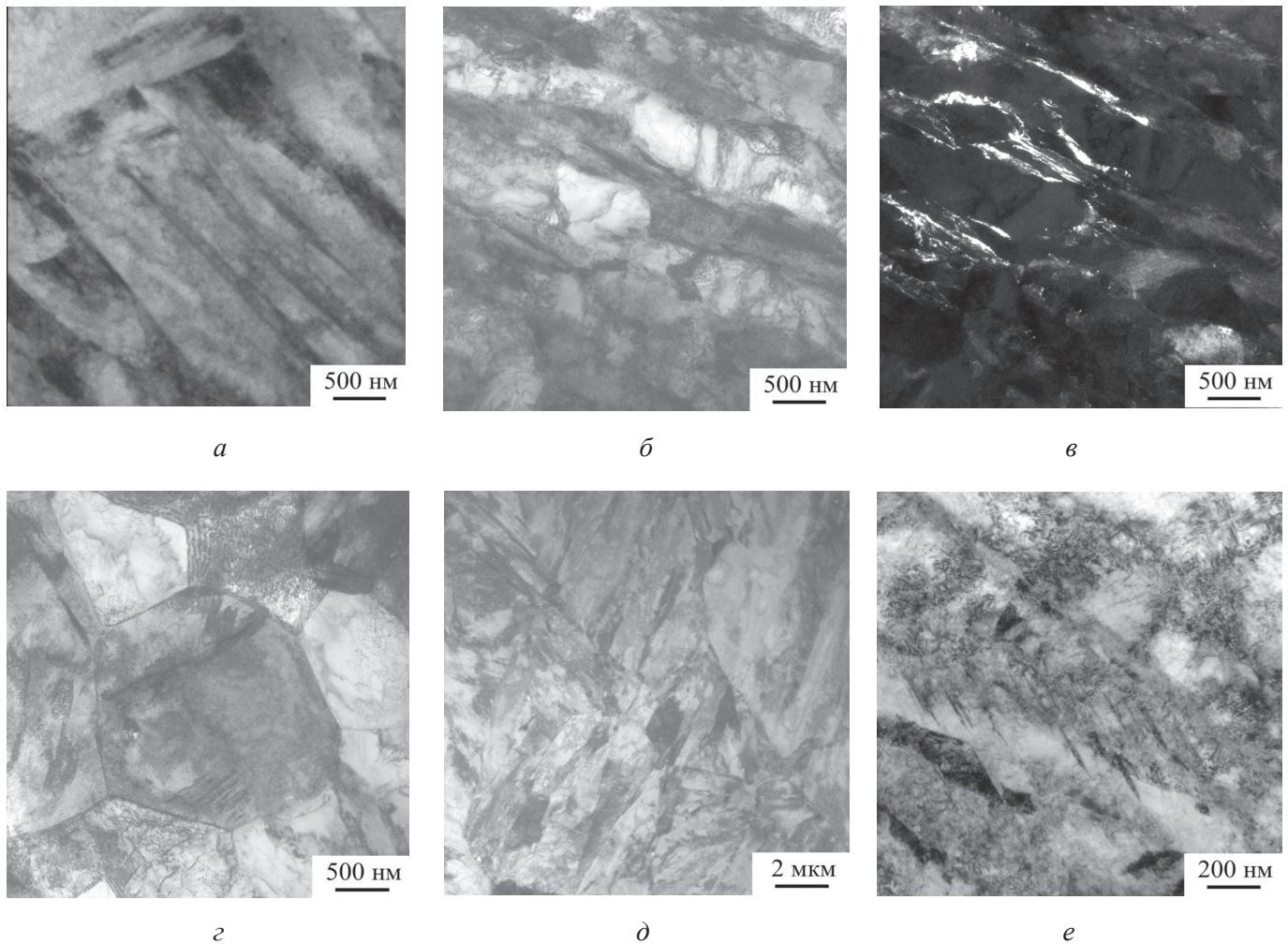


Рис. 6. Тонкая структура исходно закаленной стали 10X3Г3МФС (*a*) и после закалки из МКИТ с температур 800 (*б-г*) и 860 °С (*д, е*): *a, б, г-е* – светлопольные изображения; *в* – темнопольное изображение в рефлексе аустенита

Fig. 6. Fine structure of the initially hardened steel 10H3G3MFS (*a*) and steel 10H3G3MFS after quenching at 800 (*б-г*) and 860 °С (*д, е*): *a, б, г-е* – light-field images; *в* – dark field image in austenite reflex

Механические свойства стали 10X3Г3МФС после различных режимов термической обработки

Mechanical properties of 10H3G3MFS steel after various modes of heat treatment

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСТ, МДж/м ²
Исходное состояние	960	1320	14	54	0,44
Закалка с 800 °С	910	1210	15	60	0,76
Закалка с 860 °С	970	1345	12	62	0,28

разрушение происходит по смешанному механизму – вязкий и квазискол (рис. 7, *a, г*).

Применение закалки начиная с температуры 860 °С в процессе выдержки, при которой наблюдается полная аустенитизация, приводит к получению характеристик прочности на уровне исходно закаленного состояния, однако ударная вязкость КСТ при этом несколько ниже

исходного уровня. При исследовании поверхности разрушения показано, что разрушение в условиях плоской деформации развивается преимущественно по механизму квазискола, так как микроструктура излома состоит в основном из фасеток квазискола (рис. 7, *в* и 7, *е*). Данный эффект, по-видимому, вызван охрупчивающим влиянием двойникового мартенсита, сформиро-

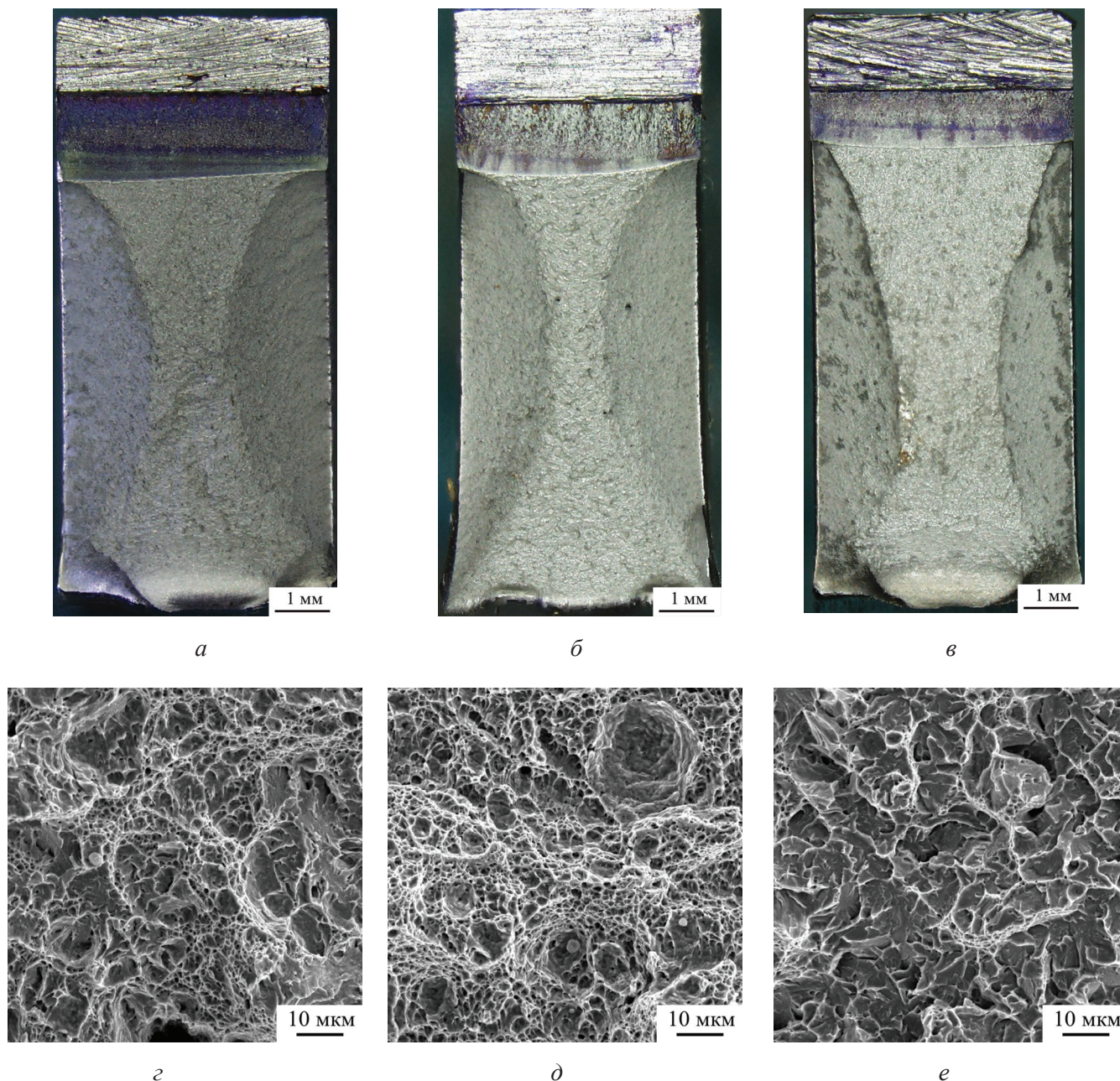


Рис. 7. Макро- (а–в) и микрофрактографии (г–е) образцов, испытанных на ударную вязкость КСТ, из стали 10Х3Г3МФС, обработанных по различным режимам:

а, г – исходно закаленное состояние; б, д – закалка с температуры 800 °С; в, е – закалка с температуры 860 °С

Fig. 7. Macro (а–б) and microfractographic pictures (г–е) of samples of 10Х3Г3МФС steel tested for KCT toughness, heat treated according to different regimes:

а, г – initial hardened condition; б, д – quenching from a temperature of 800 °С; в, е – quenching from a temperature of 860 °С

вавшегося из обогащенных углеродом участков аустенита при закалке из МКИТ.

Полученный режим термической обработки (межкритическая закалка с 800 °С) стали 10Х3Г3МФС позволяет повысить уровень ударной вязкости без потери в прочности изделий любых габаритных размеров для нефтедобывающего машиностроения.

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. По результатам дилатометрических и металлографических исследований построены термокинетическая и изотермическая диаграммы образования аустенита в стали 10Х3Г3МФС. Показано, что с увеличением скорости нагрева

выше 1,5 °C/c наблюдается снижение критической точки A_{C1} и повышение критической точки A_{C3} . В изотермических условиях реализуются три стадии образования аустенита: при температурах ниже 750 °C аустенит образуется преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и пакетов, при температурах 750...800 °C превращение развивается по границам элементов субструктуры исходного пакетного мартенсита – границам реек, а при более высоких температурах превращение завершается за счет растворения участков исходной α -фазы. При увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита в структуре стали возрастает, а изотермического снижается. Наибольшее количество изотермического аустенита формируется в середине МКИТ – при температуре 750 °C, при которой его количество достигает 37 %.

2. Наилучшее сочетание характеристик механических свойств исходно закаленной исследуемой стали наблюдается после закалки из МКИТ начиная с температуры 800 °C. В результате обработки по данному режиму формируется многофазная структура, состоящая из мартенситного каркаса с прослойками остаточного аустенита и изолированных прослоек исходной α -фазы, фрагментированной дислокационными границами и упрочненной карбидными частицами. Данная структура при незначительном снижении уровня характеристик прочности обладает более высоким уровнем ударной вязкости КСТ. Увеличение температуры закалки из МКИТ до 860 °C приводит к полной аустенитизации, однако неоднородность стали по углероду приводит при закалке к получению двойникового мартенсита, который вызывает значительное снижение ударной вязкости КСТ за счет смены механизма разрушения в условиях плоской деформации с вязкого на квазискол.

Список литературы

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.
2. Липчин Н.Н., Коковьякина С.А. Структурный механизм превращений при нагреве стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 9. – С. 2–7.
3. Счастливец В.М., Концева Н.В. Электронно-микроскопические исследования аустенита при на-

греве конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 42, № 4. – С. 837–847.

4. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, вып. 9–10. – P. 442–448. – doi: 10.1007/s11041-009-9082-3.

5. Лазерный нагрев и структура стали: атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева. – Свердловск: Уральский рабочий, 1989. – 102 с.

6. Бернштейн Л.М., Капусткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСИС, 1997. – 336 с.

7. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.

8. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкарёв, В.И. Труфилов. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.

9. Критические точки при быстром нагреве деформированной стали / В.Н. Гриднев, О.М. Ивасин, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров // Металлофизика. – 1975. – Вып. 61. – С. 98–100.

10. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железомангановых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

11. Горностырев Ю.Н. Микроскопические механизмы гетерогенного зарождения новой фазы при полиморфном ГЦК–ОЦК-превращении // Фазовые и структурные превращения в сталях: сборник научных трудов. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского государственного университета, 2008. – С. 31–57.

12. Structure formation in low-alloy pipe steel during heating in the intercritical temperature range / A.N. Makovetskii, T.I. Tabatchikova, I.L. Yakovleva, N.A. Tereshchenko, D.A. Mirzaev // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Vol. 113, iss. 7. – P. 704–715. – doi: 10.1134/S0031918X12070083.

13. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching / S.S. Yugai, L.M. Kleiner, A.A. Shatsov, N.N. Mitrokhovich // The Physics of Metals and Metallography. – 2004. – Vol. 97, N 1. – P. 98–103.

14. Huang J., Poole W.J., Militzer M. Austenite formation during intercritical annealing // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. – Vol. 35, iss. 11. – P. 3363–3375. – doi: 10.1007/s11661-004-0173-x.

15. In-situ determination of austenite and martensite formation in 13Cr6Ni2Mo supermartensitic stainless steel / A. Bojack, L. Zhao, P.F. Morris, J. Sietsma // Materials Characterization. – 2012. – Vol. 71. – P. 77–86. – doi: 10.1016/j.matchar.2012.06.004.

16. Chang M., Yu H. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low car-

bon microalloyed steel // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2013. – Vol. 20, iss. 5. P. – 427–432. – doi: 10.1007/s12613-013-0746-z.

17. Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy / R. Wei, M. Enomoto, R. Hadian, H.S. Zurob, G.R. Purdy // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 2. – P. 697–707. – doi: 10.1016/j.actamat.2012.10.019.

18. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel / P. Li, J. Li, Q. Meng, W. Hu, D. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 578. – P. 320–327. – doi: 10.1016/j.jallcom.2013.05.226.

19. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels / E. López-Martínez, O. Vázquez-Gómez, H.J. Vergara-Hernández, B. Campillo // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2015. – Vol. 22, iss. 12. – P. 1304–1311. – doi: 10.1007/s12613-015-1198-4.

20. Патент 2532628 Российская Федерация, МПК С 22 С 38/38. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Г.С. Шайманов, Д.П. Подузов. – № 2013113589/02; заявл. 26.03.2013; опубл. 10.11.2014, Бюл. № 31.

21. Recrystallization and formation of austenite in deformed lath martensitic structure of low carbon steels / M. Tokizane, N. Matsumura, K. Tsuzaki, T. Maki, I. Tamura // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13, iss. 8. – P. 1379–1388. – doi: 10.1007/BF02642875.

22. Stages of austenitization of cold-worked low-carbon steel in intercritical temperature range / D.O. Panov, Y.N. Simonov, L.V. Spivak, A.I. Smirnov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116, N 8. – P. 802–809. – doi: 10.1134/S0031918X15080128.

23. Патент 2561315 Российская Федерация, МПК G 01 N 25/02. Способ определения температур фазовых превращений в металлических материалах / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов. – № 2014120830/28; заявл. 22.05.2014; опубл. 27.08.2015, Бюл. № 24.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Intercerical Quenching of Low-Carbon Steel with the Formation of a Disperse Multiphase Structure

Dmitry Panov^{1, a, *}, Tatyana Barsukova^{1, b}, Alexander Smirnov^{2, c}, Evgeniya Orlova^{1, d}, Yuri Simonov^{1, e}

¹ Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

² Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-8971-1268>, panovdmitriy85@gmail.com, ^b <http://orcid.org/0000-0002-6251-2672>, tanok4444@yandex.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0003-3746-8793>, micros20t@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0002-7429-9645>, 77zhenya77@mail.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0003-0037-1146>, simonov@pstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 September 2017

Revised: 4 October 2017

Accepted: 24 October 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords:

Low carbon steel

Intercerical temperature range

Quenching

Dilatometry

Phase transformations

Acknowledgements:

The authors express gratitude to *Vagin Roman Andreyevich* for participating in the experiment. TEM investigations were conducted at NSTU Materials Research Center.

Funding:

The work is carried out in accordance with the project No. 11.8213.2017 / 8.9 within the framework of the basic part of the state task to higher educational institutions in the sphere of scientific activity with the financing of the Ministry of Education and Science of Russia.

ABSTRACT

Introduction. The advanced steel 10H3G3MFS (C = 0.1, Mn = 2.51, Cr = 2.75, Mo = 0.40, V = 0.12, Si = 1.25), developed for oil-producing engineering, has good workability and strength characteristics, but the level of impact strength after the traditional modes of heat treatment is at a sufficiently low level. The paper is devoted to the investigation the possibility of metastable structural states formation during intercerical quenching of steel 10H3G3MFS for the purpose of increase the level of impact strength without significant loss of strength characteristics. The subjects of study are the steel structure formation processes when heated in an intercerical temperature range (ICTR) with subsequent quenching. **The purpose** of this work is to study the possibilities of controlling the structure and properties of steel 10H3G3MFS with the use of isothermal austenitization in ICTR to obtain a dispersed structure. **Methods.** Dilatometric analysis using the Linseis hardening dilatometer R.I.T.A. L78, metallographic analysis using a light inverted microscope OLYMPUS GX 51 and electron microscopy using a transmission electron microscope FEI Tecnai 20 G2 TWIN are being in use. Uniaxial tensile tests are carried out using the universal hydraulic system for static tests INSTRON-SATEC 300 LX and the toughness is determined by pendulum coprometer KM-30, followed by fractographic analysis on a light microscope Olympus SZX-16 and a scanning electron microscope Hitachi S-3400N. **Results and Discussion.** Based on the results of the study of the process of investigated steel continuous heating, a thermokinetic diagram of the formation of austenite with the designation of the critical points A_{C1} and A_{C3} is constructed. It has been established that as the heating rate increases, the critical temperature A_{C1} decreases and A_{C3} increases. A study of the isothermal austenitization process showed that 27% of the γ -phase is formed at 710 °C, 59% of the γ -phase is formed at 750 °C, 76% of the γ -phase is formed 800 °C, and during the soaking at 860 °C occurs complete austenitization and 100% of the γ -phase is obtained. It was also found that with an increase in the temperature of isothermal soaking, the proportion of athermic austenite increases, and the isothermal content decreases. An isothermal diagram of austenite formation the initially hardened steel 10H3G3MFS is constructed. The study of steel 10H3G3MFS structure formation process has revealed that during the austenitization process at 715 °C the first stage of austenite formation occurs: austenitic grains form along the boundaries of former austenite grains and martensitic packages. An increase in the austenitization temperature up to 750 °C leads to the development of the second stage of austenitization: austenitic grains form along the martensitic stripe boundary. At a temperature of 800 °C, the second stage is further developed, which, after quenching, leads to the formation of a martensitic framework along the interstitial boundaries of the initial α -phase. These interlayers of the initial α -phase are fragmented by dislocation boundaries and strengthened by a small amount of carbide particles. Thin layers of residual austenite are present in the martensite framework. There are freshly quenched areas of the polyhedral shape that are formed at the grain boundaries of the original austenite or the boundaries of the original packets. The raise of heating temperature to 860 °C causes the end of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation during the soaking process, and after following quenching the structure of packet martensite with twins is formed. According to the strength and plasticity test, it is established that quenching from 800 °C leads to a slight decrease in the tensile strength brake (by 8%), but the yield strength does not practically decrease. The percent elongation remains at the level of the initially hardened steel, and the percent reduction significantly increases (from 54 to 60%). The KCT toughness level of the steel under study significantly increases up to 0.76 MJ/m²

* Corresponding author

Panov Dmitry O., Ph.D. (Metallography), Associate Professor
 Perm National Research Polytechnic University,
 29 Komsomolsky prospekt,
 614990, Perm, Russian Federation
 Tel.: 8 (342) 2198-149, e-mail: panovdmitriy85@gmail.com



(by more than 70 %). According to the data of fractographic analysis, samples after dynamic tests have viscous fracture mode. The received mode of heat treatment allows to increase the level of toughness of the steel under study without loss in strength of products of any overall dimensions for oil-producing machine building.

For citation: Panov D.O., Barsukova T.Y., Smirnov A.I., Orlova E.N., Simonov Yu.N. Intercritical quenching of low-carbon steel with the formation of a disperse multiphase structure. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 6–18. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-6-18. (In Russian).

References

1. Sadovskii V.D. *Strukturnaya nasledstvennost' v stali* [Structural heredity in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 205 p.
2. Lipchin N.N., Kokovyakina S.A. Strukturnyi mekhanizm prevrashchenii pri nagreve stali [Structural mechanism of transformations during steel heating]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1970, no. 9, pp. 2–7. (In Russian).
3. Schastlivtsev V.M., Koptseva N.V. Elektronno-mikroskopicheskie issledovaniya austenita pri nagreve konstruktsionnoi stali [Electron-microscopic studies of austenite during heating of structural steel]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1976, vol. 42, no. 4, pp. 837–847. (In Russian).
4. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 9–10, pp. 442–448. doi: 10.1007/s11041-009-9082-3.
5. Sadovskii V.D., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L. *Lazernyi nagrev i struktura stali: atlas mikrostruktur* [Laser heating and the structure of steel: an atlas of microstructures]. Sverdlovsk, Ural'skii rabochii Publ., 1989. 102 p.
6. Bernshtein L.M., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Tempered steel]. Moscow, MISIS Publ., 1997. 336 p.
7. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannyye stali* [Biphasic low-alloyed steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 207 p.
8. Gridnev V.N., Meshkov Yu.Ya., Oshkarev S.P., Trufilov V.I. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskogo uprochneniya stali* [Physical basis of electrothermal hardening of steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1973. 335 p.
9. Gridnev V.N., Ivasishin O.M., Meshkov Yu.Ya., Oshkaderov S.P. Kriticheskie tochki pri bystrom nagreve deformirovannoi stali [Critical points in the rapid heating of deformed steel]. *Metallofizika = Metallophysics*, 1975, iss. 61, pp. 98–100.
10. D'yachenko S.S. *Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh* [The formation of austenite in iron-carbon alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 128 p.
11. Gornostyrev Yu.N. [Microscopic mechanisms of the heterogeneous nucleation of a new phase under a polymorphic FCC-BCC transformation]. *Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v stalyakh: sbornik nauchnykh trudov* [Proceedings of Nosov Magnitogorsk State Technical University “Phase and structural transformations in steel”]. Magnitogorsk, Magnitogorskii dom pečhati Publ., 2008, pp. 31–57. (In Russian).
12. Makovetskii A.N., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Mirzaev D.A. Structure formation in low-alloy pipe steel during heating in the intercritical temperature range. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, iss. 7, pp. 704–715. doi: 10.1134/S0031918X12070083.
13. Yugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 97, no. 1, pp. 98–103.
14. Huang J., Poole W.J., Militzer M. Austenite formation during intercritical annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, iss. 11, pp. 3363–3375. doi: 10.1007/s11661-004-0173-x.
15. Bojack A., Zhao L., Morris P.F., Sietsma J. In-situ determination of austenite and martensite formation in 13Cr6Ni2Mo supermartensitic stainless steel. *Materials Characterization*, 2012, vol. 71, pp. 77–86. doi: 10.1016/j.matchar.2012.06.004.
16. Chang M., Yu H. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low carbon microalloyed steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2013, vol. 20, iss. 5, pp. 427–432. doi: 10.1007/s12613-013-0746-z.
17. Wei R., Enomoto M., Hadian R., Zurob H.S., Purdy G.R. Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 2, pp. 697–707. doi: 10.1016/j.actamat.2012.10.019.

18. Li P., Li J., Meng Q., Hu W., Xu D. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 578, pp. 320–327. doi: 10.1016/j.jallcom.2013.05.226.

19. López-Martínez E., Vázquez-Gómez O., Vergara-Hernández H.J., Campillo B. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 22, iss. 12, pp. 1304–1311. doi: 10.1007/s12613-015-1198-4.

20. Simonov J.N., Simonov M.J., Shajmanov G.S., Poduzov D.P. *Stal' dlya izgotovleniya izdelii s povyshennoi prokalivaemost'yu* [Steel for manufacture of items with increased hardness penetration]. Patent RF, no. 2532628, 2014.

21. Tokizane M., Matsumura N., Tsuzaki K., Maki T., Tamura I. Recrystallization and formation of austenite in deformed lath martensitic structure of low carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, iss. 8, pp. 1379–1388. doi: 10.1007/BF02642875.

22. Panov D.O., Simonov Y.N., Spivak L.V., Smirnov A.I. Stages of austenitization of cold-worked low-carbon steel in intercritical temperature range. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 802–809. doi: 10.1134/S0031918X15080128.

23. Simonov J.N., Panov D.O. *Sposob opredeleniya temperatur fazovykh prevrashchenii v metallicheskih materialakh* [Method of temperatures determination of phase transformations in metals]. Patent RF, no. 2561315, 2014.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние основных параметров процесса сварки трением с перемешиванием на дефектность структуры сварного соединения

Ольга Сизова^{a,*}, Александр Колубаев^b, Евгений Колубаев^{1,c}, Анастасия Заикина^d, Валерий Рубцов^e

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0001-9177-6602>, ovs@ispms.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-2839-5249>, kav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8507-3417>, aaz@ispms.tsc.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.71' 721::621.791.14

История статьи:

Поступила: 26 сентября 2017
 Рецензирование: 11 октября 2017
 Принята к печати: 25 октября 2017
 Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием
 Алюминиевый сплав
 Дефекты структуры
 Статическое растяжение
 Разрушение

Финансирование:

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы

АННОТАЦИЯ

Цель: выявление особенностей разрушения сварных соединений алюминиево-магниевого сплава с дефектной структурой, выполненных способом сварки трением с перемешиванием. В работе представлены результаты анализа разновидностей структурных дефектов сварного шва и их влияние на прочность сварных соединений при статическом растяжении. Приведен краткий обзор основных причин возникновения несплошностей структуры сварного соединения, дана оценка влияния основных параметров температурного режима в зоне сварки на получение качественного шва. На основании данных фрактографического анализа поверхности разрушения образцов сварных соединений и послойного металлографического анализа материала в зоне дефекта описаны виды характерных дефектов и обсуждается природа их возникновения. Полученные результаты указывают на определяющую роль характера пластического течения материала в зоне движущегося инструмента в формировании структуры и свойств сварного соединения и могут быть учтены при выборе режимов сварки трением с перемешиванием и контроле качества сварных соединений. **Методы:** экспериментальные исследования проводились на лабораторной установке для сварки способом трения с перемешиванием, изготовленной в ИФПМ СО РАН. Испытания на статическое растяжение были выполнены с помощью разрывной машины типа УТС110М-100. Структурные исследования проводили методами оптической и растровой микроскопии с использованием электронного сканирующего микроскопа MiniSEM. **Результаты и обсуждение.** На примере пластин сплава АМг5М разной толщины показано влияние основных параметров технологического процесса сварки на качество сварных соединений. Показано, что режим сварки обуславливает вид и размер образующихся дефектов, механическую прочность и характер разрушения сварных соединений. По данным сравнительного анализа топографии излома образцов после растяжения установлено, что в зоне дефекта имеется переход материала от вязкого характера разрушения к хрупкому. Выявлены особенности формирования дефектной структуры сварного шва при варьировании величиной тепловложения при сварке. Показано, что не толщина свариваемых пластин оказывает влияние на тип образующегося дефекта, а количество тепла, вводимое в зону сварки. На основании полученных результатов фрактографического анализа поверхности разрушения образцов сварных соединений и послойного металлографического анализа материала в зоне дефекта описаны виды характерных дефектов и обсуждается природа их возникновения.

Для цитирования: Влияние основных параметров процесса сварки трением с перемешиванием на дефектность структуры сварного соединения / О.В. Сизова, А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 19–29. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-19-29.

Введение

Сварка трением с перемешиванием, успешно применяемая для соединения различных металлов и сплавов, наибольшее распространение

получила при сварке конструкций из алюминия и его сплавов. С начала появления технологии сварки трением с перемешиванием и до настоящего времени большое количество зарубежных и отечественных исследований посвящалось главным образом изучению механизма формирования структуры шва. В этом направлении достигнуты большие успехи. Результаты исследований, посвященных описанию своеобразной структуры и механических свойств сварного

*Адрес для переписки

Сизова Ольга Владимировна, д.т.н., профессор
 Институт физики прочности и материаловедения
 Сибирского отделения Российской академии наук
 пр. Академический, 2/4, 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 228-69-70, e-mail: ovs@ispms.ru

шва, полученного сваркой трением с перемешиванием, показали, что при внешней простоте схемы процесса и идентичности строения сварного шва у широкого класса материалов добиться качественного соединения не всегда возможно из-за возникающих дефектов, отличных от характерных для сварки плавлением [1–4]. Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению структуры и свойств сварных соединений различных металлов и сплавов, полученных способом сварки трением с перемешиванием, однозначного мнения о влиянии дефектной структуры сварного шва на характер разрушения соединения не существует. Изучение этого влияния является в настоящее время важнейшей задачей, от решения которой зависит успех широкого внедрения в промышленность этой перспективной технологии.

Действующие в области сварки плавлением стандарты, определяющие вид и допустимость образующихся дефектов, а также технологические причины их возникновения для сварки трением с перемешиванием оказались неприменимы в основном из-за специфики структурообразования сварного шва: слоистого строения и наличия резкой границы между ядром шва и зоной термомеханического влияния [5–7]. Применение сварки трением с перемешиванием для ответственных конструкций требует учета специфичности образуемых при данном методе сварки дефектов и определения их влияния на прочность сварного соединения.

Самыми значимыми параметрами при СТП являются частота вращения инструмента и скорость его поступательного движения при формировании шва, а также их соотношение. Эти параметры управляют температурным режимом в зоне сварки и должны обеспечивать оптимальный баланс для получения качественного шва. С одной стороны, не должно быть перегрева материала, а с другой – материал должен быть достаточно разогрет для формирования качественного бездефектного шва.

Для получения систематических данных, которые могли бы послужить в дальнейшем базой для первичной классификации дефектов, представляется полезным применение метода целенаправленного варьирования основными параметрами режима сварки с целью идентификации

образующихся дефектов и изучения их влияния на прочность сварных соединений.

Целью работы является изучение влияния основных параметров технологического режима сварки трением с перемешиванием алюминиево-магниевого сплава на дефектность структуры и механические свойства сварных соединений листов алюминиево-магниевого сплава различной толщины.

Методика исследований

Сварку листового проката из алюминиево-магниевого сплава АМг5М толщиной 5,0 и 8,0 мм, исходный химический состав которого соответствовал составу сплава АМг5 по ГОСТ 4784–97, выполняли на лабораторной установке, изготовленной в ИФПМ СО РАН для экспериментальных исследований технологических режимов сварки способом трения с перемешиванием (рис. 1). Вращение инструмента осуществлялось против часовой стрелки.

Сварка выполнялась с помощью инструментов, формирующих у свариваемых пластин выбранной толщины шов шириной ~20 мм, по режимам, приведенным в табл. 1. Основное внимание при сварке уделялось поиску режима сварочного процесса, позволяющего получить сварное соединение с минимальным количеством дефектов.

С этой целью варьировались следующие параметры сварочного процесса: скорость вращения инструмента и скорость его движения относительно заготовки свариваемого материала (скорость подачи), а также сила прижима инструмента к заготовке. Для оценки совместного влияния этих параметров на качество формирующегося сварного шва рассчитывали изменение коэффициента тепловложения, характеризующего тепло, вводимое в зону сварки. Численное значение коэффициента тепловложения определялось как отношение скорости подачи инструмента к скорости его вращения [8–9].

Качество сварного соединения оценивали визуально, а также методом оптической микроскопии. Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение были выполнены с помощью электронного сканирующего микроскопа MiniSEM (Южная Корея). Для получения

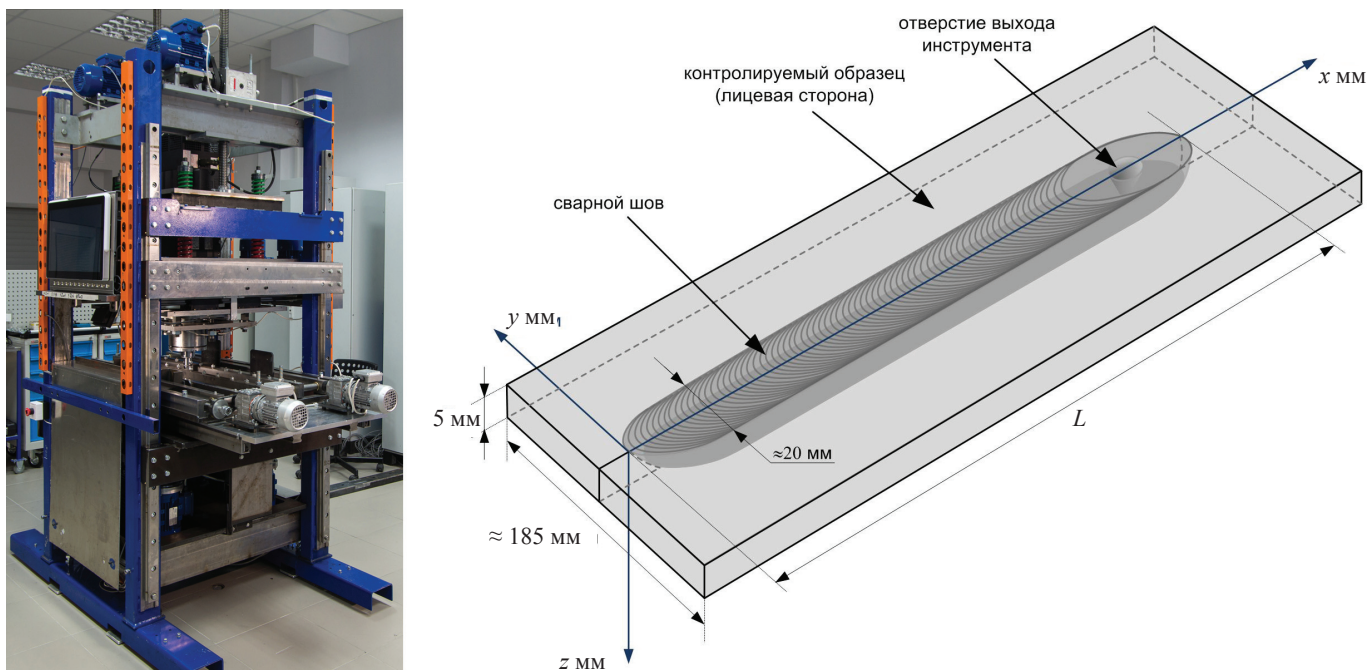


Рис. 1. Экспериментальная установка и схема образования сварного соединения

Fig. 1. Laboratory machine and the scheme of welding joint formation

Таблица 1

Table 1

Параметры режимов сварки
The friction stir welding parameters

Номер режима сварки	Сила прижима инструмента (кг), P	Скорость вращения инструмента (об/мин), ω	Скорость подачи (мм/мин), $V_{св}$	Коэффициент тепловложения, η
5 мм				
1	2600 кг	670 об/мин	500 мм/мин	0,75
2	2600 кг	560 об/мин	500 мм/мин	0,89
3	2100 кг	450 об/мин	300 мм/мин.	0,67
4	1500 кг	560 об/мин	300 мм/мин	0,53
8 мм				
5	2700 кг	600 об/мин	450 мм/мин	0,75
6	2900 кг	560 об/мин	550 мм/мин	0,92
7	2600 кг	500 об/мин	400 мм/мин	0,80
8	2100 кг	550 об/мин	350 мм/мин	0,64

более четкого представления об обнаруженных дефектах выполнялся послойный металлографический анализ сечений сплава, параллельных поверхности образца, а также перпендикулярных к оси шва.

Результаты и их обсуждение

Образцы для испытаний на статическое растяжение сварных соединений исследованного алюминий-магниевого сплава были изготовле-

ны согласно требованиям ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. Результаты испытаний образцов сплава в исходном состоянии и после сварки по указанным режимам, а также рассчитанный коэффициент прочности сварных соединений, вид обнаруженного дефекта приведены в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что коэффициенты прочности сварных соединений и величина временного сопротивления для пластин толщиной 5,0 мм, сваренных по режимам 2–3, и по режи-

Статическая прочность сварных соединений сплава АМг5М
 Static tensile strength of the friction stir welded Al 5083 alloy

Режим сварки	Временное сопротивление, МПа	Коэффициент прочности	Тип дефекта
5 мм			
Основной металл	327,0 ± 2,0	1,0	Нет
1	321,1 ± 16,4	0,98	Дефект типа wormhole
2	325,0 ± 14,0	0,99	Рыхлость
3	327,6 ± 41,1	1,00	Нет
4	183,0 ± 2,0	0,56	Линия стыка (Lazy S)
8 мм			
Основной металл	318,0 ± 2,0	1,0	Нет
5	271,0 ± 8,5	0,85	Дефект типа wormhole
6	250,0 ± 66,0	0,77	Рыхлость, дефект типа wormhole
7	314,0 ± 7,0	0,99	Нет
8	216,9 ± 59,0	0,68	Линия стыка (Lazy S)

му 7 – для пластин толщиной 8,0 мм, были близки к свойствам исходного материала. Разрушение этих образцов происходило в зоне термомеханического влияния на «отступающей» стороне по линии стыка. На рис. 2 показан характерный вид поверхности разрушения после испытаний на статическое растяжение и приведена фрактограмма поверхности излома этих образцов. Из полученных результатов следует, что процесс разрушения проходил в два этапа – раскрытие

материала по линии стыка в нижней части сварного шва с последующим доломом остального объема материала.

В структуре образцов, сварка которых была выполнена с самой высокой скоростью вращения инструмента (режимы 1, 5 и 6) наблюдали дефекты сварки, получившие в англоязычной литературе название «wormhole», или «червоточина» [10–15]. Это наиболее часто встречающийся тип дефекта при сварке трением

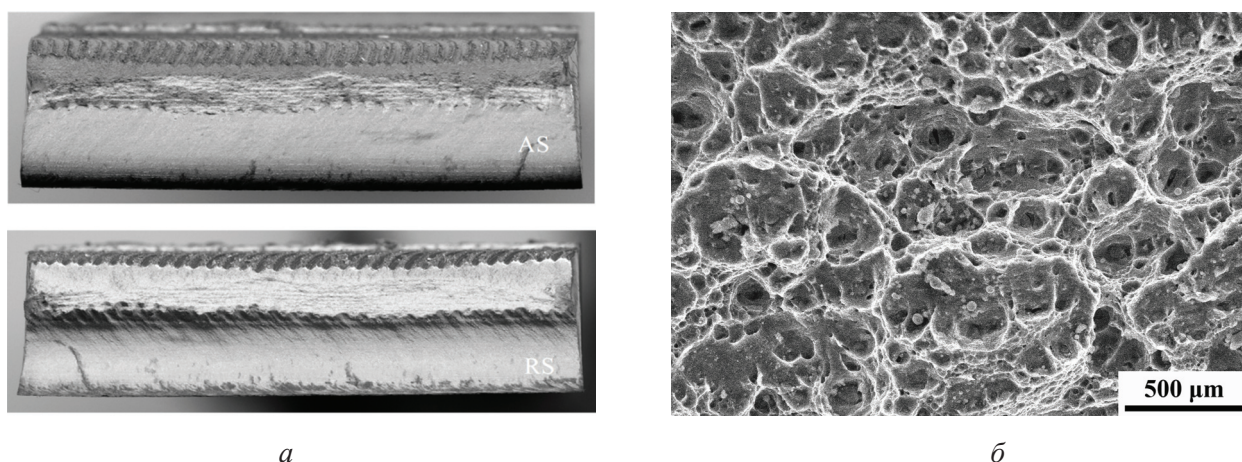


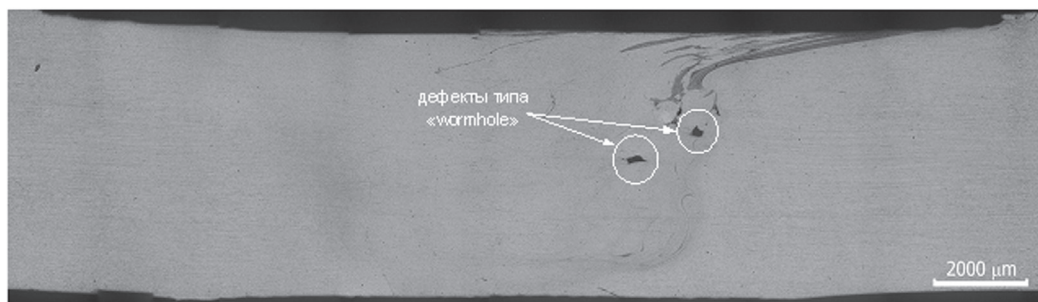
Рис. 2. Поверхность разрушения (AS – набегающая сторона; RS – отступающая сторона) (а) и фрактограмма поверхности излома (б) бездефектного сварного шва

Fig. 2. Defect-free joint's fracture surface: general view (AS – advancing side; RS – retreating side) (a), magnified view (b)

с перемешиванием имеет вид несплошности на наступающей стороне шва и возникает предположительно вследствие чрезмерно высокой скорости движения инструмента относительно заготовки, когда увлекаемый инструментом слой металла не успевает заполнять пространство позади этого инструмента. В пластинах большей толщины этот дефект проявился наиболее масштабно: у образцов толщиной 5,0 мм дефект «wormhole» располагается вблизи поверхности, в то время как у образцов толщиной 8,0 мм дефект распространился на значительную часть сечения образца (рис. 3), глубина залегания дефекта составила 1800 и 2160 мкм соответственно. Протяженность дефекта заметно повлияла на показатель прочности сварного соединения, что следует из результатов испытаний образцов, сваренных по режимам 1 и 6, приведенных в табл. 2. Можно предположить, что при воздействии динамических нагрузок снижение прочности будет более заметным, поскольку в этих условиях дефект будет активно играть роль концентратора напряжений. При снижении скорости подачи инструмента до 300...400 мм/мин дефект не обнаруживался, что отмечено и в работе [14].

Послойный металлографический анализ показал, что дефект расположен в ядре шва справа по ходу движения инструмента на границе с основным материалом. Он представляет собой квазипериодическую пористую структуру с периодом, близким к периоду кольцевой структуры на лицевой стороне шва (рис. 4, а, б). Поры ориентированы вдоль линий пластического течения материала и представляют собой микропустоты неправильной формы. По данным фрактографического анализа поверхности разрушения видно, что прилегающий к дефекту материал разрушался хрупко (рис. 4, в, г).

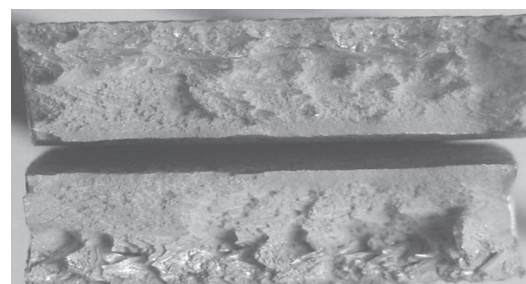
В образцах, сваренных по режимам 4 и 8 в условиях сочетания высокой скорости сварки и недостаточного усилия прижима вращающегося инструмента к свариваемому металлу, обнаружился другой опасный тип дефекта — стыковая линия в прикорневой зоне сварного шва, заметно снижающий эффективное сечение материала в сварном шве, а следовательно, и прочность сварного соединения. Вышеописанный дефект, известный по ряду публикаций [15–20] под названием «Lazy S», считается наиболее опасным из-за своей значительной протяженности по



а



а



б

Рис. 3. Месторасположение дефекта «wormhole» в поперечном сечении образца (а) и поверхности разрушения сварного шва: б – образец толщиной 5,0 мм; в – образец толщиной 8,0 мм

Fig. 3. “Wormhole” defect location (а), welded joint fracture surfaces (б – 5 mm thick sample, в – 8 mm thick sample)

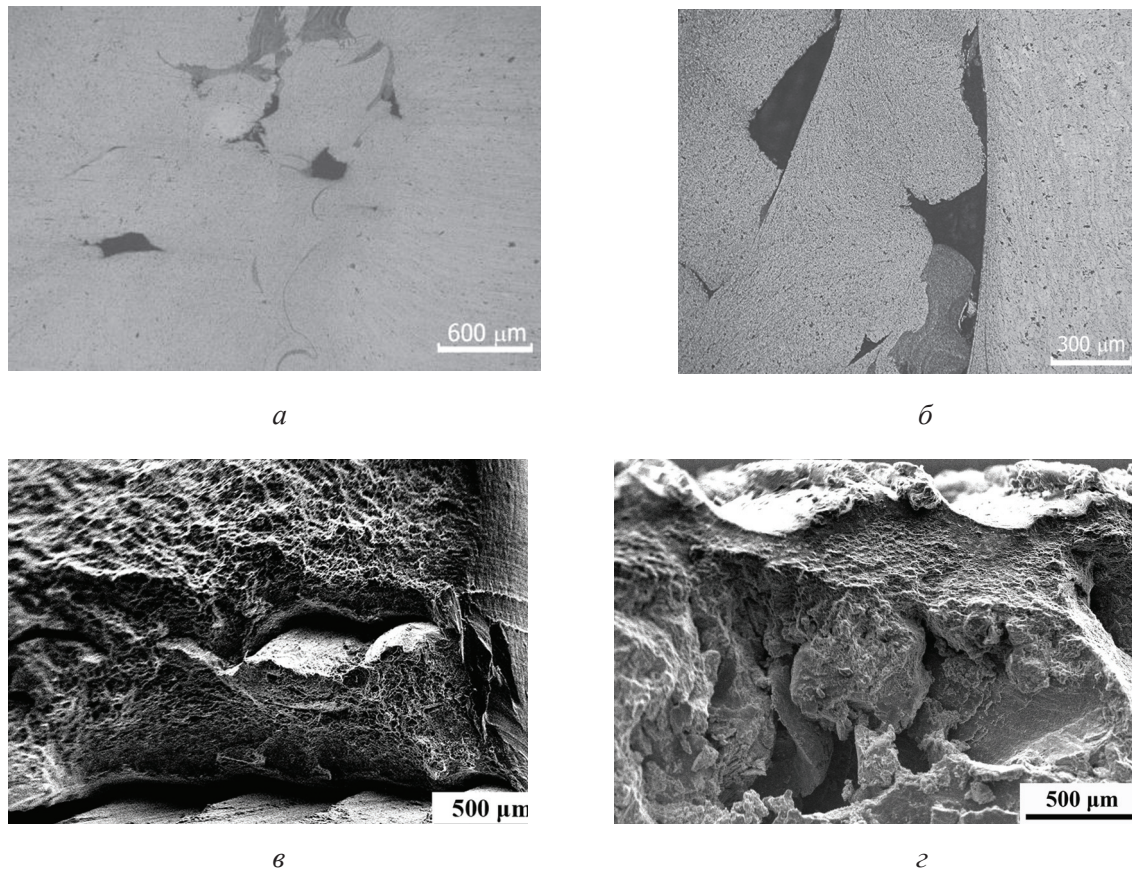


Рис. 4. Микроструктура дефекта типа «wormhole», полученная методом послойного металлографического анализа:

a – на глубине 2,0 мм; *б* – на глубине 2,6 мм и фрактография поверхности разрушения: *в* – образец, толщиной 5,0 мм; *г* – образец толщиной 8,0 мм

Fig. 4. “Wormhole”-type defect microstructure, obtained by layer by layer metallographic analysis:

a – at depth 2.0 mm; *б* – at depth 2.6 mm; fracture surface for samples: *в* – 5 mm thick, *г* – 8 mm thick

длине сварного шва, что обуславливает потерю несущей способности конструкции и быстрое ее разрушение. Стыковая линия хорошо обнаруживается при металлографическом исследовании (рис.5, *a, б*). На рис. 5, *в, г* можно видеть, что при растяжении образца с таким дефектом расслоение (разрыв) материала происходит по полосам луковичной структуры.

Очевидно, что ширина полос луковичной структуры должна оказывать заметное влияние на траекторию распространения трещины. В работе [16] показано, что полосы луковичной структуры при статическом нагружении поворачиваются в направлении приложенной нагрузки до тех пор, пока направление роста трещины не совпадет с направлением нагружения. Далее трещина продолжает свой путь вдоль направления полос, а отрыв материала проявляется по по-

лосам луковичной структуры практически под прямыми углами к общему направлению распространения трещины.

Полученные в настоящей работе экспериментальные результаты могут быть использованы как при выборе режимов сварки алюминиево-магниевого сплава, так и для поиска способов контроля качества сварных соединений, полученных способом сварки трением с перемешиванием, поскольку к настоящему времени не существует общепринятой классификации наиболее часто возникающих дефектов при этом способе сварки.

Выводы

Изучение возможных комбинаций технологических параметров режима сварки трением с перемешиванием алюминиево-магниевого

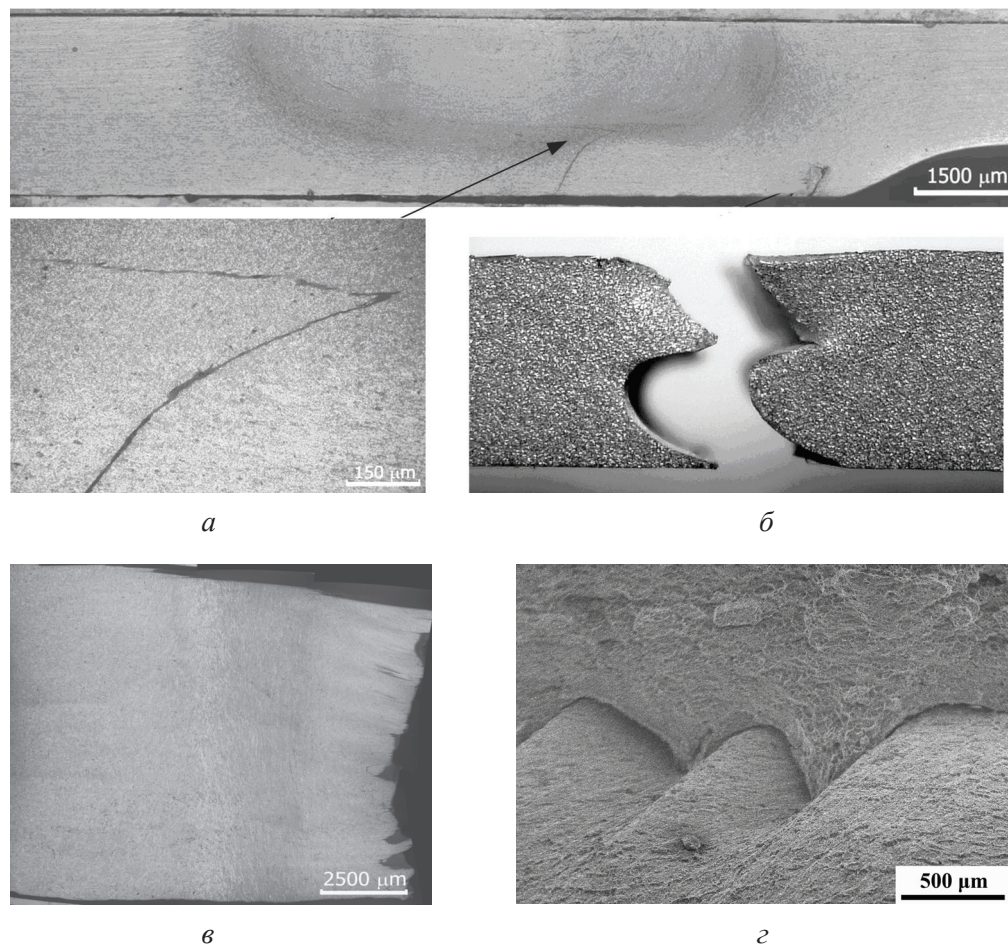


Рис. 5. Линия стыка на поперечном сечении сварного шва (а) и фрагмент разрушенного образца (б); разрушение материала по полосам луковичной структуры: в – оптическая металлография; з – растровая электронная микроскопия

Fig. 5. “Lazy S” defect on the cross sectional view of welded joint (a), fragment of fractured sample (б); material fracture along the “onion rings” bands: в – optical metallography; з – SEM

сплава AMg5M на формирование структурных неоднородностей (дефектов) сварного шва и прочность сварного соединения показало, что при сварке с чрезмерно высокой скоростью движения сварочного инструмента образуются дефекты в виде «пустот» предположительно из-за ухудшения условий перемешивания слоев материала вокруг движущегося инструмента. Сварка с низкой скоростью подачи инструмента при недостаточном усилии его прижима к свариваемой заготовке приводит к появлению другого опасного типа дефекта – стыковой линии. Показано, что присутствие обоих видов дефекта в одинаковой степени влияет на характер разрушения образцов: в отличие от бездефектных образцов он становится двухстадийным. С увеличением площади дефекта в изломе образца возрастает доля хрупкого разрушения и соответственно снижается прочность сварного соединения.

Список литературы

1. Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding process, weldment structure and properties // Progress in Material Science. – 2008. – Vol. 53, iss. 6. – P. 980–1023. – doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
2. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy / T. Hirata, T. Oguri, H. Hagino, T. Tanaka, S.W. Chung, Y. Takigawa, K. Higashi // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 457. – P. 344–349. – doi: 10.1016/j.msea.2006.12.079.
3. Kumar N., Kailas S.V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 485, iss. 1–2. – P. 367–384. – doi: 10.1016/j.msea.2007.08.0134.
4. Sato Y.S., Urata M., Kokawa H. Parameters controlling microstructure and hardness during friction

stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063 // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2002. – Vol. 33, iss. 3. – P. 625–635. – doi: 10.1007/s11661-002-0124-3.

5. *Yoon T.-I., Yun J.-G., Kang Ch.-Y.* Formation mechanism of typical ring structures and void defects in friction stir lap welded dissimilar aluminum alloys // *Materials and Design.* – 2016. – Vol. 90. – P. 568–578. – doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.014.

6. On material flow in Friction Stir Welded Al alloys / A. Tougne, C. Desrayand, M. Jahazi, E. Feulvach // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2017. – Vol. 239. – P. 284–296. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.

7. *Stephen Leon J., Jayakumar V.* Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding // *American Journal of Mechanical Engineering and Automation.* – 2014. – Vol. 1, N 1. – P. 6–9.

8. Сварка трением с перемешиванием термически упрочняемого сплава В95 системы Al-Zn-Mg-Cu / В.А. Фролов, В.Ю. Конкевич, П.Ю. Предко, В.В. Белоцерковец // *Сварочное производство.* – 2013. – № 3. – С. 21–26.

9. Сварка алюминиевых сплавов в авиакосмической промышленности / В.И. Лукин, О.Г. Оспенникова, Е.Н. Иода, М.Д. Пантелеев // *Сварка и диагностика.* – 2013. – № 2. – С. 47–51.

10. *Cerri E., Leo P.* Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2013. – Vol. 213, iss. 1. – P. 75–83. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.09.001.

11. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Mg alloy / H.L. Hao, D.R. Ni, H. Huang, D. Wang, B.L. Xiao, Z.R. Nie, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering: A.* – 2013. – Vol. 559. – P. 889–896. – doi: 10.1016/j.msea.2012.09.041.

12. Особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, И.П. Жегина, Л.В. Котельникова, В.В. Овчинников // *Сварочное производство.* – 2012. – № 6. – С. 30–36.

13. *Сизова О.В., Заикина А.А., Рубцов В.Е.* Влияние технологических режимов сварки трением с перемешиванием на механические свойства и характер разрушения алюминиево-магниевого сплава // *Вопросы материаловедения.* – 2016. – № 4 (88). – С. 101–108. – doi: 10.22349/1994-6716-2016-88-4-101-108.

14. Effect of initial base metal temper on microstructure and mechanical properties of friction stir processed of Al-7B04 alloy / Y. Chen, H. Ding, Z. Cai, J. Zhao, J. Li // *Materials Science and Engineering: A.* – 2016. – Vol. 650. – P. 396–403. – doi: 10.1016/j.msea.2015.10.083.

15. Разрушение стыковых соединений алюминиево-магниевого сплава, выполненных сваркой трением с перемешиванием / О.В. Сизова, А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, В.Е. Рубцов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2014. – № 3 (64). – С. 14–21.

16. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds / H.B. Chen, K. Yan, S.B. Chen, C.Y. Jiang, Y. Zhao // *Materials Science and Engineering: A.* – 2006. – Vol. 433, iss. 1–2. – P. 64–69. – doi: 10.1016/j.msea.2006.06.056.

17. The effect of interface defect on mechanical properties and its formation mechanism in friction stir lap welded joints of aluminum alloys / H. Liu, Y. Hu, Ya. Peng, C. Dou, Z. Wang // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2016. – Vol. 238. – P. 244–254. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.029.

18. Influence of processing of thermal field in Mg-Nd-Zn-Zr alloy during friction stir processing / J. Han, J. Chen, L. Peng, F. Zheng, W. Rong, Y. Wu, W. Ding // *Materials and Design.* – 2016. – Vol. 94. – P. 186–194. – doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.044.

19. *Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.* A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear.* – 2014. – Vol. 318, iss. 1–2. – P. 130–134. – doi: 10.1016/j.wear.2014.06.014.

20. Dissimilar friction stir welding of 6061 Al to T2 pure Cu adopting tooth-shaped joint configuration: Microstructure and mechanical properties / W. Zhang, Y. Shen, Y. Yan, R. Guo // *Materials Science and Engineering: A.* – 2017. – Vol. 690. – P. 355–364. – doi: 10.1016/j.msea.2017.02.091.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of Main Parameters of the Friction Stir Welding on Structure Imperfections of Welded Joint

Olga Sizova^{a,*}, Alexander Kolubaev^b, Evgeny Kolubaev^c, Anastasia Zaikina^d, Valery Rubtsov^e

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0001-9177-6602>, ovs@ispms.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-2839-5249>, kav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8507-3417>, aaz@ispms.tsc.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 September 2017
 Revised: 11 October 2017
 Accepted: 25 October 2017
 Available online: 15 December 2017

Keywords:

Friction stir welding
 Aluminum alloy
 Structural defects
 Tensile strength
 Fracture

Funding:

The work is carried out in the framework of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020.

ABSTRACT

Purpose: to identify the fracturing behavior of the defected aluminum-magnesium alloy friction stir welded joints. The paper presents the results of analysis of varieties of structural defects in a welded joint and its effect on the strength of welded joints under static tension. The brief review of the main reasons for the appearance of discontinuities in the structure of the welded joint is given; the influence of the main parameters of the temperature regime in the welding area on obtaining a high-quality weld is evaluated. In accordance with the fractographic analysis of the fracture surface of samples with welded joint and layer by layer metallographic analysis of the material in the defect zone, the types of defects specific for friction stir welding are described and the nature of its origin is discussed. The obtained results indicate the defining role of the nature of the plastic flow of material in the zone of the moving tool in the formation of the structure and properties of the welded joint and can be taken into account when choosing friction stir welding modes and welded joints quality control. **Methods:** experimental studies were carried out on a laboratory machine for friction stir welding, manufactured by ISPM SB RAS. Static tensile tests were performed on tension testing machine UTS110M-100. Structural studies were performed by optical and scanning microscopy using the MiniSEM electronic scanning microscope. **Results and Discussion:** the effect of the welding process main parameters on the quality of welded joints is shown on the example of Al 5083 alloy plates of different thicknesses. It is shown that the welding regime determines the type and size of the defects formed, the mechanical strength and the nature of the welded joints fracture mode. According to the comparative analysis of the fracture surface of samples after static tensile tests, it is found that in the defect zone the fracture mode is changed from the viscous nature to the brittle one. The forming features of defected structure of the welded joint are revealed by varying the heat input value. It is shown that not the thickness of the welded plates affects the type of defect formed, but the amount of heat input into the welding zone. Based on the results of fractographic analysis of the welded joints fracture surface and layer by layer metallographic analysis of the material in the defect area, types of defects specific for friction stir welding are described and the nature of its origin is discussed.

For citation: Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Effect of main parameters of the friction stir welding on structure imperfections of welded joint. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 19–29. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-19-29. (In Russian).

References

1. Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding process, weldment structure and properties. *Progress in Material Science*, 2008, vol. 53, iss. 6, pp. 980–1023. doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.

* Corresponding author

Sizova Olga V., D.Sc. (Engineering), Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch
 of Russian Academy of Sciences 2/4, pr. Akademicheskii
 Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 228-69-70, e-mail: ovs@ispms.ru

2. Hirata T., Oguri T., Hagino H., Tanaka T., Chung S.W., Takigawa Y., Higashi K. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 456, pp. 344–349. doi: 10.1016/j.msea.2006.12.079.
3. Kumar N., Katlas S.V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 485, iss. 1–2, pp. 367–374. doi: 10.1016/j.msea.2007.08.013.
4. Sato Y.S., Urata M., Kokawa H. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2002, vol. 33, iss. 3, pp. 625–635. doi: 10.1007/s11661-002-0124-3.
5. Yoon T.-I., Yun J.-G., Kang Ch.-Y. Formation mechanism of typical ring structures and void defects in friction stir lap welded dissimilar aluminum alloys. *Materials & Design*, 2016, vol. 90, pp. 568–578. doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.014.
6. Tougne A., Desrayand C., Jahazi M., Feulvach E. On material flow in Friction Stir Welded Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 239, pp. 284–296. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.
7. Stephen Leon J., Jayakumar V. Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding. *American Journal of Mechanical Engineering and Automation*, 2014, vol. 1, no. 1, pp. 6–9.
8. Frolov V.A., Konkevich V.Yu., Predko P.Yu., Belotserkovets V.V. Svarka treniem s peremeshivaniem termicheski uprochnyaemogo splava V95 sistemy Al-Zn-Mg-Cu [Friction stir welding of the heat-treatable alloy B95 of the Al-Zn-Mg-Cu system]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding International*, 2013, no. 3, pp. 21–26.
9. Lukin V.I., Ospennikova O.G., Ioda E.N., Pantelev M.D. Svarka alyuminievyykh splavov v aviakosmicheskoi promyshlennosti [Welding of aluminum alloys in the aerospace industry]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2013, no. 2, pp. 47–51.
10. Cerri E., Leo P. Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, vol. 213, iss. 1, pp. 75–83. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.09.001.
11. Hao H.L., Ni D.R., Huang H., Wang D., Xiao B.L., Nie Z.R., Ma Z.Y. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Mg-Er alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 559, pp. 889–896. doi: 10.1016/j.msea.2012.09.041.
12. Lukin V.I., Ioda E.N., Bazeskin A.V., Zhegina I.P., Kotel'nikova L.V., Ovchinnikov V.V. Osobennosti formirovaniya svarnogo soedineniya pri svarke treniem s peremeshivaniem alyuminievogo splava V-1469 [Features of welded joint formation at friction stir welding of aluminium alloy B-1469]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding International*, 2012, no. 6, pp. 30–36.
13. Sizova O.V., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Vliyanie tekhnologicheskikh rezhimov svarki treniem s peremeshivaniem na mekhanicheskie svoystva i kharakter razrusheniya alyuminievo-magnievogo splava [Effect of friction stir welding process parameters on mechanical and fracture behavior of aluminum-magnesium alloy]. *Voprosy materialovedeniya = Inorganic Materials: Applied Research*, 2016, no. 4 (88), pp. 101–108. doi: 10.22349/1994-6716-2016-88-4-101-108. (In Russian).
14. Chen Y, Ding H, Cai Z., Zhao J, Li J. Effect of initial base metal temper on microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al-7B04 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 650, pp. 396–403. doi: 10.1016/j.msea.2015.10.083.
15. Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Razrushenie stykovykh soedinenii alyuminievo-magnievogo splava, vypolnennykh svarkoi treniem s peremeshivaniem [Fracture of friction stir welded butt joints structure of aluminum-magnesium alloy]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2014, no. 3 (64), pp. 14–21.
16. Chen H.B., Yan K., Chen S.B., Jiang C.Y., Zhao Y. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 433, iss. 1–2, pp. 64–69. doi: 10.1016/j.msea.2006.06.056.
17. Liu H., Hu Y., Peng Ya., Dou C., Wang Z. The effect of interface defect on mechanical properties and its formation mechanism in friction stir lap welded joints of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 244–254. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.029.
18. Han J., Chen J., Peng L., Zheng F., Rong W., Wu Y., Ding W. Influence of processing of thermal field in Mg-Nd-Zn-Zr alloy during friction stir processing. *Materials & Design*, 2016, vol. 94, pp. 186–194. doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.044.



19. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*, 2014, vol. 318, iss. 1–2, pp. 130–134. doi: 10.1016/j.wear.2014.06.014.

20. Zhang W., Shen Y., Yan Y., Guo R. Dissimilar friction stir welding of 6061 Al to T2 pure Cu adopting tooth-shaped joint configuration: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 690, pp. 355–364. doi: 10.1016/j.msea.2017.02.091.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Поисковые исследования повышения надежности сварных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Севера

Юрий Сараев^{1, a, *}, Николай Голиков^{2, b, *}, Михаил Сидоров^{2, c}, Екатерина Максимова^{2, d},
 Сергей Семёнов^{2, e}, Марина Перовская^{1, f}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

² Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, ул. Октябрьская, 1, г. Якутск, 677981, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-9457-4309>, litsin@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0001-9209-1592>, n.i.golikov@mail.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0001-7490-2777>, sidorovmm@bk.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-6556-1659>, nikiforova_em@mail.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0002-6639-9195>, s1789@mail.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0003-2780-6023>, mv_perovskaya@inbox.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 812.35.15.14

История статьи:

Поступила: 19 сентября 2017
 Рецензирование: 16 октября 2017
 Принята к печати: 3 ноября 2017
 Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Сварные соединения
 Металл шва
 Импульсно-дуговая сварка
 Покрытые электроды
 Низкие климатические температуры
 Механические свойства
 Структура
 Ударная вязкость
 Погонная энергия сварки

Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 16-19-10010.

АННОТАЦИЯ

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (-45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтвержден эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до -45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

Для цитирования: Поисковые исследования повышения надежности сварных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Севера / Ю.Н. Сараев, Н.И. Голиков, М.М. Сидоров, Е.М. Максимова, С.В. Семенов, М.В. Перовская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 30–42. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-30-42.

Введение

Исчерпание работоспособности ответственных конструкций, эксплуатируемых в условиях холодного климата, имеет ускоренный характер. Экстремальные погодные-климатические условия занимают большую часть годового периода на территории Крайнего Севера и Арктики и значительно влияют на их эксплуатацию. В основном

*Адрес для переписки

Сараев Юрий Николаевич, д.т.н., главный научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8-3822-492-942, 8-3822-286-990, e-mail: litsin@ispms.tsc.ru

Голиков Николай Иннокентьевич, к.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, ул. Октябрьская, 1, 677981, г. Якутск, Россия
 Тел. 8-4112-35-88-69, e-mail: n.i.golikov@mail.ru

разрушения конструкций связаны с накоплением технологических эксплуатационных повреждений и возникновением хрупких трещин в зонах их сварного соединения. В целом поток аварий металлоконструкций, эксплуатирующихся в условиях зимнего периода по сравнению с летним, увеличивается в 2-3 раза, по некоторым данным до 4... 6 раз, что наносит экономике России большие убытки [1-3].

Помимо длительного воздействия низких температур существуют другие факторы, усложняющие эксплуатацию конструкций в условиях северной и арктической зоны. В частности, проведение сварочных работ в условиях отрицательных температур окружающего воздуха, при котором увеличивается скорость охлаждения сварных соединений, уменьшается диффузия водорода. В результате снижаются температуры структурных превращений, существенно понижается удаление водорода из зон, склонных к образованию холодных трещин, смещаются в сторону положительных температур критические температуры хрупкости [1].

Сварка, как основной метод металлообработки, применяемый при создании конструкций ответственного назначения, оказывает большое влияние на прочностные свойства создаваемых конструкций, работающих в различных условиях эксплуатации и климатических температур. Обеспечение требуемых свойств выполняется выбором сварочных материалов, режима сварки и подогрева с учетом естественного рассеяния ряда технологических параметров сварки, а также характеристик основного и сварочных материалов [4-7]. Общими недостатками используемых технологий является появление в неразъемных соединениях зон структурной неоднородности, которые определяют поведение металлоконструкции на протяжении всего её жизненного цикла [8-13].

В настоящее время, несмотря на существующее довольно большое количество способов повышения технологической и эксплуатационной прочности сварных соединений, некоторые из них полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной научно-технической задачей, направленной

на решение проблемы повышения надежности и безопасности изделий техники и конструкций, эксплуатируемых в условиях Севера и Арктики.

Следует признать, что радикальное решение проблемы создания неразъемных соединений с высокими прочностными и эксплуатационными свойствами при снижении их ресурсо- и энергоемкости требует нетрадиционных подходов. Одним из перспективных направлений такого подхода является применение методов сварки, основанных на реализации алгоритмов импульсного управления энергетическими параметрами процесса.

Цель работы: изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур.

Методики исследований и материалы

Для исследований были подготовлены под сварку пластины размерами 150×300×12 мм из листовой стали 09Г2С, скосом кромок (25±2)°. Пластины были собраны встык в специальном кондукторе с зазором 2,5...3,0 мм, исключающим коробление пластин в процессе и после сварки. Сварку осуществляли в три прохода электродами диаметрами 3,0 и 4,0 мм на постоянном токе (СПТ) и с модуляцией тока (СМТ) – метод адаптивной импульсно-дуговой сварки. Конструктивные элементы свариваемых образцов и размеры швов выполнены в соответствии с ГОСТ 5264-80. Перечень использованных электродов и их химический состав приведены в табл. 1. При сварке с модуляцией тока в выходную цепь источника питания дополнительно включался специальный полупроводниковый коммутатор тока, работающий по принципу импульсно регулируемого сопротивления. В этом случае благодаря полупроводниковому ключу электрическая дуга получает питание от двух чередующихся по определенной программе энергетических уровней источника питания: высокий энергетический уровень (импульс), на интервале которого происходит высококонцентрированное выделение на дуге энергетического потока, способствующего быстрому нагреву зоны соединения, и низкий энергетический уровень (пауза), на интервале которого происходит частичное остывание расплавленного металла, уменьшение его

Таблица 1

Table 1

Электроды, применяемые при сварке образцов
Welding Electrodes

Марка электрода	C, %	Si, %	Mn, %	Ni, %	Mo, %	S, %	P, %
УОНИ-13/МОРОЗ	0,075	0,3	0,7	2,8	–	0,010	0,017
Э50А-ХОБЭКС-К-54	0,09	0,42	0,83	–	–	0,022	0,024
LB-52TRU	0,09	0,42	0,9	–	–	0,017	0,020

теплосодержания и, как следствие, увеличение скорости кристаллизации расплава, что способствует минимальным структурным изменениям, а следовательно, и минимальным напряжениям и деформациям [14]. Режимы и параметры сварки приведены в табл. 2.

В процессе сварки производили регистрацию основных энергетических параметров (тока и напряжения дуги) при помощи цифрового запоминающего осциллографа «АКИП-4122/1V», дифференциального пробника «Pintek Electronics «DP-50» и токосъемного блока «current probe PR 1030». Полученные результаты обрабатывали с применением программы «OWON_Oscilloscope_2.0.8.26». Регистрацию термических циклов производили тепловизором «Therma CAMTMP65HS». В ходе технологического эксперимента оценивали время сварки и рассчитывали среднее тепловложение в соответствии с общепринятой методикой. Полученные

результаты подвергались статистической обработке с получением гистограмм основных энергетических параметров.

Сварку пластин производили как при положительных, так и отрицательных температурах окружающего воздуха. Номера сваренных пластин различными электродами и при различных температурах окружающего воздуха приведены в табл. 3.

Спектральный анализ содержания легирующих элементов металла шва получен по результатам трех измерений каждого образца на установке «Foundry-master».

Исследование макроструктуры образцов проводили с помощью оптического микроскопа МБС-10 при увеличении $\times 12$, микроструктуры с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ-21 при увеличении $\times 200$. Травление шлифов осуществляли химическим способом в 3 %-м спиртовом растворе азотной кислоты

Таблица 2

Table 2

Режимы и параметры сварки пластин 09Г2С
Modes and parameters of the 09G2S billet welding

Номер пластины	Режим сварки	Параметры тока и напряжения	Ток импульса, $I_{и}$; длительность импульса, $t_{и}$; частота модуляции, f	Ток паузы $I_{п}$; длительность паузы $t_{п}$
8, 12, 16, 10, 14, 18	На постоянном токе	Корень: $\varnothing 3,0$ мм: $I_{д.ср} = 70 \dots 90$ А; $U_{д.ср} = 20 \dots 22$ В Заполнение: $\varnothing 4,0$ мм: $I_{д.ср} = 120 \dots 169$ А; $U_{д.ср} = 23 \dots 26$ В	–	–
7, 11, 15, 9, 13, 18	С модуляцией тока	Корень: $\varnothing 3,0$ мм: $I_{д.ср} = 80 \dots 100$ А; $U_{д.ср} = 20 \dots 22$ В Заполнение: $\varnothing 4,0$ мм: $I_{д.ср} = 140 \dots 170$ А; $U_{д.ср} = 22 \dots 25$ В	$I_{и} = 80 \dots 110$ А $t_{и} = 0,3$ с $I_{и} = 170 \dots 200$ А $t_{и} = 0,3$ с $f = 1,67$ Гц	$I_{п} = 29$ А; $t_{п} = 0,3$ с $I_{п} = 35$ А; $t_{п} = 0,3$ с

Таблица 3

Table 3

Маркировки пластин для каждого режима и условий сварки
Plates marking for each mode and conditions of welding

Режимы и условия сварки	Марка электродов		
	ЛБ-52TRU	ХОБЭКС-К-54	УОНИ 13/Мороз
	Маркировка сварных проб, №		
Сварка с модуляцией тока при температуре (+20) °С	7	11	15
Сварка на постоянном токе при температуре (+20) °С	8	12	16
Сварка с модуляцией тока при температуре (-40) °С	9	13	17
Сварка на постоянном токе при температуре (-40) °С	10	14	18

с погружением шлифа до выявления границ сварного шва.

Механические испытания на растяжение и ударный изгиб металла сварного соединения выполняли в соответствии с ГОСТ 6996–66. Статическое растяжение образцов с целью определения предела текучести, предела прочности, относительного удлинения сварных соединений проведено на универсальной электромеханической испытательной машине «Zwick Roell Z600», ударный изгиб образцов с V-образным надрезом при температурах испытаний (-20) °С, (-40) °С и (-60) °С осуществлен на инструментированном маятниковом копре «Amsler RKP

450». V-образные надрезы образцов наносили на специальном станке «Black Charpy», охлаждение образцов до требуемых температур во время испытаний производилось в климатической камере «Lauda».

Результаты и их обсуждение

В табл. 4 представлены усредненные результаты спектрального анализа химического состава образцов, вырезанных из сварных соединений каждой пластины.

Анализ результатов спектрального анализа показывает, что наибольшее отличие в содержании

Таблица 4

Table 4

Химический состав исследованных образцов
The chemical composition of the samples

Номер образца	Содержание химических элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo	Cu	Fe
7	0,06	0,74	1,28	0,06	0,25	0,02	0,01	0,02	0,23	Ост
8	0,05	0,64	1,10	0,06	0,13	0,02	0,01	0,02	0,19	Ост
9	0,06	0,53	1,05	0,06	0,12	0,02	0,01	0,02	0,19	Ост
10	0,05	0,63	1,15	0,06	0,13	0,02	0,01	0,02	0,19	Ост
11	0,06	0,54	1,30	0,06	0,09	0,02	0,02	0,02	0,17	Ост
12	0,06	0,51	1,32	0,06	0,09	0,02	0,01	0,02	0,16	Ост
13	0,06	0,56	1,38	0,05	0,09	0,02	0,02	0,02	0,16	Ост
14	0,07	0,59	1,30	0,09	0,10	0,02	0,01	0,02	0,19	Ост
15	0,07	0,40	0,80	0,10	2,74	0,02	0,01	0,08	0,17	Ост
16	0,07	0,40	0,80	0,10	2,77	0,02	0,01	0,08	0,17	Ост
17	0,07	0,38	0,73	0,10	2,68	0,02	0,01	0,08	0,18	Ост
18	0,07	0,38	0,80	0,10	2,70	0,02	0,01	0,08	0,17	Ост

химических элементов в металлах шва сварных соединений пластин имеется в процентном содержании элементов марганца (Mn) и никеля (Ni) и зависит от химического состава сварочного материала.

Так, наибольшее содержание Mn в интервале 1,30...1,38 % имеется у образцов с маркировкой № 11–14, полученных сваркой с применением электродов марки ХОБЭКС-К-54. У образцов № 7–10 содержание Mn составило 1,05...1,28 %, их сварка осуществлялась с применением электродов ЛБ 52TRU, а наименьшее содержание этого элемента, равное 0,73...0,80 %, наблюдается у образцов № 15–18, полученных сваркой с применением электродов УОНИ 13/Мороз.

Наибольшее количество содержания Ni, равное 2,68...2,77 %, выявлено у образцов с маркировкой № 15–18, полученных сваркой с применением электродов УОНИ 13/Мороз. У образцов № 7–10, полученных сваркой с применением электродов марок ЛБ 52TRU, составляет 0,12...0,25 %. Наименьшее количество содержания этого элемента, равное 0,09...0,10 %, наблюдается у образцов № 11–14, полученных сваркой с применением электродов ХОБЭКС-К-54.

Исследования микроструктуры металла шва облицовочного слоя всех образцов показали, что они имеют крупнозернистую столбчатую структуру, где зерна вытянуты в одном направлении. Металл шва заполняющего и корневого слоев всех образцов имеют характерную мелкозернистую структуру с равномерным распределением зерен феррита и перлита, что особенно часто встречается при многослойной сварке. Выявle-

но, что при сварке с модуляцией тока размер зерен металла шва меньше, чем при сварке на постоянном токе.

Полученные результаты хорошо согласуются с ранее полученными приведенными в работах [15, 16] результатами, в которых был установлен эффект существенного измельчения структуры металла шва и зоны термического влияния при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами. Вышеуказанный эффект достигается за счет регулируемого тепловложения, а также возможности управления процессами плавления и кристаллизации металла шва при частотах модуляции, лежащей в диапазоне 0,25...5,0 Гц [16]. Увеличение частоты свыше 5,0 Гц приводит к усреднению теплового потока, и эффекта регулируемого тепловложения не происходит из-за теплоинерционности расплава. При этом резко возрастает размер зерна и увеличивается в размерах зона термического влияния.

Существенная разница обнаружена в структурах облицовочных слоев металла шва в зависимости от условий сварки. В облицовочных слоях всех образцов, полученных в условиях отрицательных температур, наблюдаются крупные участки структурных составляющих в виде белых пятен. В условиях положительных температур независимо от марки применяемого электрода и режима сварки таких пятен не наблюдается. Структуры остальных слоев (заполняющие и корневые) практически одинаковы во всех случаях. В качестве примера на рис. 1 приведена макроструктура сварных соединений образцов

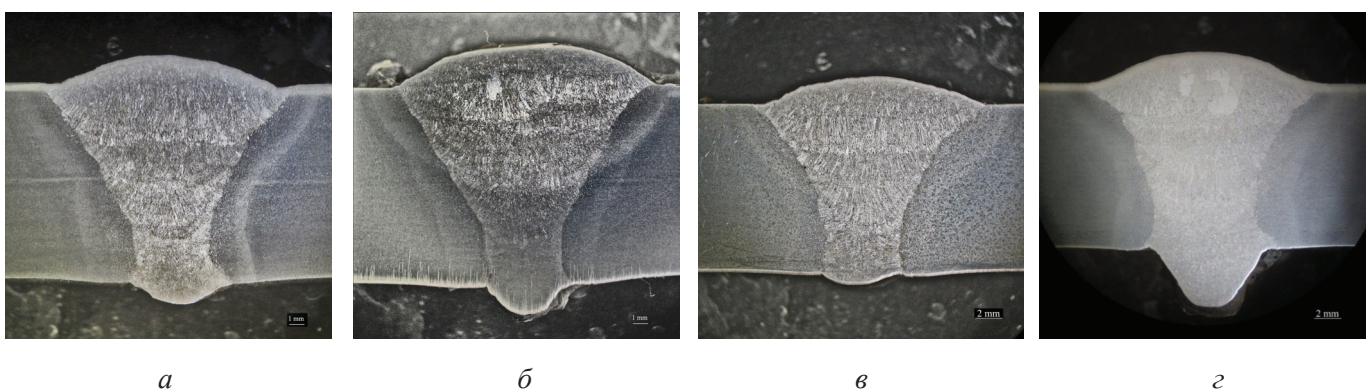


Рис. 1. Макроструктура стыковых соединений, выполненных электродами марки «УОНИ 13/Мороз»: а – образец № 15 СМТ (+20 °С); б – образец № 17 СМТ (–45 °С); в – образец № 16 СПТ (+20 °С); з – образец № 18 СПТ (–45 °С)

Fig. 1. Macrostructure of butt joints made with electrodes classification “УОНИ 13 /Мороз”:

а – sample N 15; б – sample N 16; в – sample N 17; з – sample N 18

№ 15–18, полученных сваркой в условиях положительной и отрицательной температуры с применением электрода марки УОНИ 13/Мороз.

В табл. 5 представлены средние значения механических характеристик по типам образцов. Временное сопротивление и предел текучести

образцов, разрушенных по основному металлу при изменениях температуры и режимов сварки (СМТ, СПТ), практически не меняется. Разброс значений в пределах 2 %. Относительное удлинение образцов, сваренных при разных температурах, не имеет существенных различий.

Таблица 5

Table 5

Средние значения механических характеристик образцов

Mean values of the samples mechanical characteristics

№ п/п	Типы образцов	Механические характеристики		
		Временное сопротивление, σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %
1	Все образцы, разрушенные по основному металлу	534	405	26,26
2	Образцы, разрушенные по основному металлу Сварка при комнатной температуре (+20) °С	537	412	25,84
3	Образцы, разрушенные по основному металлу Сварка при отрицательных температурах ниже (-45) °С	533	403	26,43
4	Образцы, разрушенные по основному металлу Сварка с модуляцией тока	533	403	24,99
5	Образцы, разрушенные по основному металлу Сварка на постоянном токе	536	408	27,53
6	Все образцы с дефектами, разрушенные по линии сплавления	505	399	14,78

По результатам ударных испытаний построены графики зависимости ударной вязкости (КСВ) металла шва, полученной сваркой с применением трех различных марок электродов от температуры испытаний (рис. 2–4).

В табл. 6 показано сравнение средних значений ударной вязкости (КСВ) металла шва (МШ), полученных при сварке в условиях положительных и отрицательных температур.

Установлено, что ударная вязкость образцов, сваренных при положительных температурах, выше, чем при отрицательных для каждой марки сварочного электрода. Наиболее значительная разница значений КСВ в пределах 20 % выявлена у электродов марки ХОБЭКС-К-54. Разница значений КСВ электродов ЛБ 52TRU и УОНИ 13/Мороз незначительна.

В табл. 7 приведено сравнение средних значений ударной вязкости металла шва при отрицательных температурах испытания, полученных различными видами сварки с учетом температуры их выполнения.

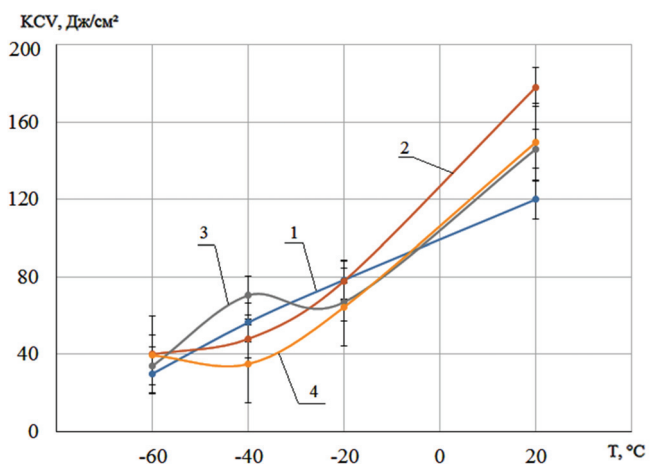


Рис. 2. Зависимость ударной вязкости металла шва, полученной сваркой с применением электродов ЛБ 52TRU от температуры испытаний:

1 – СМТ; 2 – СПТ; 3 – СМТ (-45) °С; 4 – СПТ (-45) °С

Fig. 2. Dependence of the toughness of weld metal obtained by welding using LB 52TRU electrodes on the test temperature:

1 – welding with modulation of current; 2 – direct current welding; 3 – welding with modulation of current at -45 °C; 4 – direct current welding at -45 °C

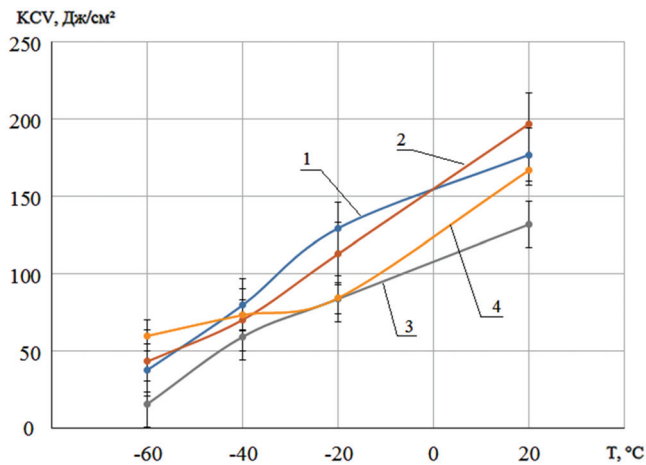


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости металла шва, полученной сваркой с применением электрода ХОБЭКС-К-54 от температуры испытаний:

1 – СМТ; 2 – СПТ; 3 – СМТ (–45) °С; 4 – СПТ (–45) °С

Fig. 3. Dependence of the toughness of the weld metal obtained by welding with the use of the HOBEX-K-54 electrode on the test temperature:

1 – welding with modulation of current; 2 – welding with a direct current; 3 – welding with modulation of current at a temperature (–45) °С; 4 – welding with a direct current at a temperature (–45) °С

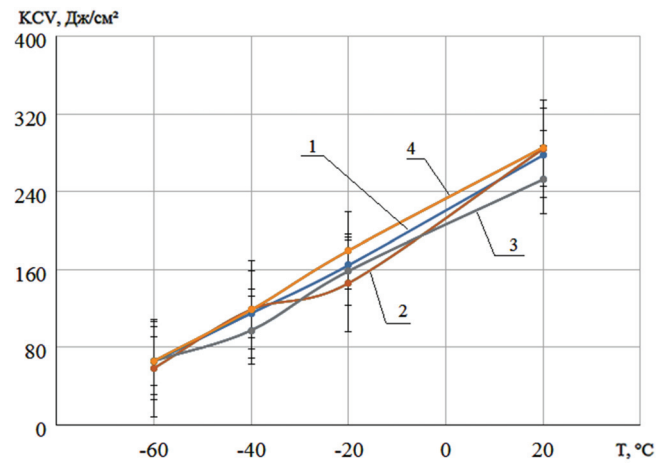


Рис. 4. Зависимость ударной вязкости металла шва, полученной сваркой с применением электрода УОНИ 13/Мороз от температуры испытаний:

1 – СМТ; 2 – СПТ; 3 – СМТ (–45) °С; 4 – СПТ (–45) °С

Fig. 4. Dependence of the toughness of the weld metal obtained by welding using an electrode УОНИ 13 /Мороз from the test temperature:

1 – welding with modulation of current; 2 – direct current welding; 3 – welding with modulation of current at –45 °С; 4 – direct current welding at –45 °С

Таблица 6

Table 6

Сравнение средних значений ударной вязкости металла шва, полученных при сварке в условиях положительных и отрицательных температур

Comparison of the average values of the toughness of the weld metal, received when welding in the conditions of positive and negative temperatures

Температура сварки $T_{св}$, °С	Средние значения ударной вязкости KCV, Дж/см ²		
	ЛБ 52TRU	ХОБЭКС-К-54	УОНИ 13/Мороз
+20	79	106	154
–45	76	85	153
Разница KCV в %	4	20	<1

Результаты ударных испытаний показали, что при СМТ в условиях положительных (комнатных) температур обнаружено повышение до 9 % ударной вязкости металла швов для всех испытанных марок сварочных электродов по сравнению с образцами, полученными СПТ. Ударная вязкость металла шва образцов, сваренных в условиях отрицательных температур (–45 °С), меняется неоднозначно.

Повышение ударной вязкости на 24 % обнаружено у электродов марки ЛБ-52TRU при переходе от постоянного к импульсному режиму сварки. У остальных марок сварочных электро-

дов ударная вязкость металла швов проб, сваренных в режиме СМТ, меньше, чем полученных СПТ.

Анализ результатов испытаний показал, что значение ударной вязкости существенно зависит от тепловложения при сварке. Известно, что в случае сварки при низких температурах (ниже –40 °С) наблюдаются следующие особенности: изменяются условия горения дуги, увеличивается теплоотдача от изделия в воздух, в десятки раз уменьшается диффузия водорода. В интервале температур 600... 500 °С скорости охлаждения сварных соединений увеличиваются на

Сравнение средних значений ударной вязкости металла шва при отрицательных температурах испытаний, полученных различными видами сварки

Comparison of average values of toughness of weld metal obtained by different types of welding at negative test temperatures

Сварочные электроды	Температура сварки (+20) °С, $T_{св}^{+20}$		Температура сварки (-45) °С, $T_{св}^{-45}$		Разница KCV между видами сварки, %	
	Сварка с модуляцией тока	Сварка на постоянном токе	Сварка с модуляцией тока	Сварка на постоянном токе	$T_{св}^{+20}$	$T_{св}^{-45}$
	Средние значения ударной вязкости KCV, Дж/см ²					
ЛБ 52TRU	55	55	57	46	0	24
ХОБЭКС-К-54	83	76	53	73	9	38
УОНИ 13/Мороз	115	108	107	121	6	13

25... 40 %, длительность пребывания металла в интервале температур 300... 100 °С сокращается в несколько раз. Кроме того, вследствие уменьшения диффузии водорода избыточный водород остается в металле шва, что в итоге может привести к снижению значений ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний. По-видимому, в условиях сварки при низких температурах окружающего воздуха требуется некоторое увеличение энергетических параметров процесса, что приведет к увеличению тепловложения, интенсивному выделению из расплава водорода и, как следствие, повышению хладостойкости неразъемных соединений [17–18].

Сварку всех образцов в условиях положительных и отрицательных температур производили примерно с одинаковым тепловложением с разницей примерно до 12 %. Такое различие существенно повлияло на значения ударной вязкости. Сравнительно низкие значения ударной вязкости металла шва электродов УОНИ 13/Мороз и ХОБЭКС-К-54, полученных адаптивной импульсно-дуговой сваркой при отрицательной температуре (-45 °С) (табл. 7, рис. 3 и 4), объясняются более низкими (на 7–8 %) по сравнению с СПТ режимами тепловложения, хотя сварку этих проб режимом СМТ при -45 °С производили с повышением тепловложения от 3 до 8 % по сравнению с комнатной температурой. Погонная энергия при СМТ в условиях отрицательных температур электродами марки ЛБ-52TRU

была самой наибольшей (до 16 %) по сравнению с режимами импульсно-дуговой сварки других образцов.

Анализ полученных результатов показывает, что при сварке с модуляцией тока в условиях отрицательной температуры (ниже -45 °С) требуется повышение тепловложения по сравнению с режимами сварки, осуществляемыми при положительной температуре, до 20 %. Однако при более существенном повышении тепловложения может наблюдаться значительный перегрев металла шва [18], увеличение размеров ЗТВ и, как следствие, повышение значений растягивающих остаточных сварочных напряжений, отрицательно влияющих на работоспособность сварных соединений [19–24].

Электроды марки УОНИ 13/Мороз показали наиболее высокие значения ударной вязкости по сравнению с другими испытанными марками электродов. Ударная вязкость при температуре испытаний (-60) °С всех сварных проб, выполненных электродами УОНИ 13/Мороз, выше 50 Дж/см², в то время как у образцов остальных марок электродов значение KCV⁶⁰ опускалась ниже 30 Дж/см².

Заключение

1. Установлено, что на формирование структуры металла шва значительно влияет температура окружающего воздуха, при которой осуществляется процесс сварки. Значительное различие

в размерах структурных составляющих зоны неразъемного соединения наблюдается в структурах облицовочных слоев металла шва, полученных в условиях отрицательных температур, где имеются крупные участки структурных составляющих в виде белых пятен, по сравнению со сварными соединениями, полученными при положительных температурах окружающего воздуха, независимо от марки применяемого электрода и режима сварки.

2. Выполненные исследования позволили установить, что при статических испытаниях на растяжение не выявлены различия механических свойств (σ_B , σ_T , δ) неразъемных соединений для всех марок электродов в зависимости от температуры выполнения сварки (при -45°C и $+20^\circ\text{C}$) и режимов сварки (СМТ, СПТ).

3. Установлено, что ударные испытания с надрезом в металле шва позволяют выявить не только различия составов сварочных материалов, но и чувствительность сваренных образцов к температуре их выполнения и режимам сварки. Для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур (-45°C) методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения до 20 % относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре.

Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

Список литературы

1. Хладостойкость материалов и элементов конструкций: результаты и перспективы / В.П. Ларионов [и др.]; отв. ред. В.В. Филиппов. – Новосибирск: Наука, 2005. – 290 с. – ISBN 5-02-032442-6.

2. Повышение прочности сварных металлоконструкций, горнодобывающей и транспортной техники в условиях Севера / О.И. Слепцов [и др.]; отв. ред. С.П. Яковлева. – Новосибирск: Наука, 2012. – 183 с. – ISBN 978-5-02-019108.

3. Солнцев Ю.П., Титова Т.И. Стали для Севера и Сибири. – СПб.: Химиздат, 2002. – 352 с. – ISBN 5-93808-049-5.

4. Wang J.-M., Wu S.-T. Implementation of an improved power supply with simple inverters for arc welding machine // International Transactions on Electrical

Energy Systems. – 2015. – Vol. 25, iss. 6. – P. 1075–1082. – doi: 10.1002/etep.1890.

5. Investigation of the stability of melting and electrode metal transfer in consumable electrode arc welding using power sources with different dynamic characteristics / Yu.N. Saraev, D.A. Chinakhov, D.I. Ilyashchenko, A.S. Kiselev, A.S. Gordynets // Welding International. – 2017. – Vol. 31, iss. 10. – P. 784–790. – doi: 10.1080/09507116.2017.1343977.

6. Low temperature impact toughness of structural steel welds with different welding processes / H.-S. Shin, K.-T. Park, C.-H. Lee, K.-H. Chang, V.N. Van Do // KSCE Journal of Civil Engineering. – 2015. – Vol. 19, iss. 5. – P. 1431–1437. – doi: 10.1007/s12205-015-0042-8.

7. Повышение прочности сварных конструкций для Севера / О.И. Слепцов, В.Е. Михайлов, В.Г. Петушков, Г.П. Яковлев, С.П. Яковлева. – Новосибирск: Наука, 1989. – 223 с. – ISBN 5-02-028754-7.

8. In situ strain and temperature measurement and modelling during arc welding / J. Chen, X. Yu, R.G. Miller, Z. Feng // Science and Technology of Welding and Joining. – 2015. – Vol. 20, iss. 3. – P. 181–188. – doi: 10.1179/1362171814Y.0000000270.

9. Influence of Y on microstructures and mechanical properties of high strength steel weld metal / Y.C. Cai, R.P. Liu, Y.H. Wei, Z.G. Cheng // Materials and Design. – 2014. – Vol. 62. – P. 83–90. – doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.057.

10. Liu C., Bhole S.D. Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties // Science and Technology of Welding and Joining. – 2013. – Vol. 18, iss. 2. – P. 169–181. – doi: 10.1179/1362171812Y.0000000090.

11. Sharma S.K., Maheshwari S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels // Journal of Natural Gas Science and Engineering. – 2017. – Vol. 38. – P. 203–217. – doi: 10.1016/j.jngse.2016.12.039.

12. Пояркова Е.В. Эволюция структурно-механической неоднородности материалов сварных элементов конструкций в рамках концепции иерархического согласования масштабов: дис... д-ра техн. наук: 05.16.09. – Уфа, 2015. – 392 с.

13. Остсемин А.А. Прочность и напряженное состояние несимметричных механически неоднородных сварных соединений с непроваром в центре шва при двухосном нагружении // Проблемы прочности. – 2009. – № 5. – С. 154–168.

14. Saraev Y. Adaptive pulse-arc welding methods for construction and repair of the main pipelines // Welding – HIGH-TECH Technology in 21st century: 2nd South-East European IIV International Congress, Sofia, Bulgaria, October 21st–24th 2010: proceedings. – Sofia, 2010. – P. 174–177.

15. Saraev Y.N., Bezborodov V.P. Effect of the energy parameters of the welding process on the structure and

properties of welded joints in low-alloy steels // *Welding International*. – 2013. – Vol. 27, iss. 9. – P. 678–680. – doi: 10.1080/09507116.2012.753276.

16. Improving the reliability of metallic structures in service in the conditions with low climatic temperatures by efficient application of advanced methods of modification of the zone of the welded joint / Yu.N. Saraev, V.P. Bezborodov, S.V. Gladkovskiy, N.I. Golikov // *Welding International*. – 2017. – Vol. 31, iss. 8. – P. 631–636. – doi: 10.1080/09507116.2017.1307512.

17. *Ларионов В.П.* Электродуговая сварка конструкций в северном исполнении. – Новосибирск: Наука, 1986. – 256 с.

18. *Аммосов А.П.* Термодеформационные процессы и разрушение сварных соединений. – Якутск: ЯФ СО АН СССР, 1988. – 136 с.

19. Сварка в машиностроении. В 4 т. Т. 3: справочник / под ред. В.А. Винокурова. – М.: Машиностроение, 1979. – 567 с.

20. *Леонов В.П., Мизецкий А.В.* Влияние локальных остаточных сварочных напряжений на начальную стадию развития трещин в сварных

соединениях // *Вопросы материаловедения*. – 2008. – № 4 (56). – С. 54–65.

21. Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads / S. Murugan, S.K. Rai, P.V. Kumar, T. Jayakumar, B. Raj, M.S.C. Bose // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2001. – Vol. 78, iss. 4. – P. 307–317. – doi: 10.1016/S0308-0161(01)00047-3.

22. Прочность сварных соединений при переменных нагрузках / под ред. В.И. Труфякова. – Киев: Наукова думка, 1990. – 256 с. – ISBN 5-12-009392-2.

23. *Матюхин Г.В., Воробьев А.Ю., Игуменов А.А.* Оценка влияния остаточных сварочных напряжений на предел выносливости различных зон сварных соединений феррито-перлитных сталей // *Сварка и диагностика*. – 2015. – № 1. – С. 32–34.

24. *Terada H.* Stress intensity factor analysis and fatigue behavior of a crack in the residual stress field of welding // *Journal of ASTM International*. – 2005. – Vol. 2, iss. 5. – P. 1–11. – doi: 10.1520/JAI12558.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Exploratory Research of Reliability Improvement of High-duty Welded Metal Constructions Operated under the Conditions of the North

Yury Sarayev^{1, a, *}, Nikolay Golikov^{2, b, *}, Mikhail Sidorov^{2, c}, Ekaterina Maksimova^{2, d},
 Sergey Semyonov^{2, e}, Marina Perovskaya^{1, f}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North of the Siberian Branch of the RAS, 1 Oktyabrskaya str., Yakutsk, 677891, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-9457-4309>, litsin@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0001-9209-1592>, n.i.golikov@mail.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0001-7490-2777>, sidorovmm@bk.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-6556-1659>, nikiforova_em@mail.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0002-6639-9195>, s1789@mail.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0003-2780-6023>, mv_perovskaya@inbox.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 September 2017

Revised: 16 October 2017

Accepted: 3 November 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords:

Welded joints

Weld metal

Pulse-arc welding

Coated electrodes

Low climatic temperatures

Mechanical properties

Structure

Impact strength

Rat of energy input

Funding:

The research is executed with financial support of RSF, the project No. 16-19-10010.

ABSTRACT

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of O9G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures are investigated using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

For citation: Saraev Y.N., Golikov N.I., Sidorov M.M., Maksimova E.M., Semenov S.V., Perovskaya M.V. Exploratory research of reliability improvement of high-duty welded metal constructions operated under the conditions of the North. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 4 (77), pp. 30–42. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-30-42. (In Russian).

* Corresponding author

Sarayev Yury N., D.Sc. (Engineering), Chief Researcher

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS

2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

Tel.: 8-3822-492-942, 8-3822-286-990, e-mail: litsin@ispms.tsc.ru

Golikov Nikolay I., Ph.D. (Engineering), Leading researcher

Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North of the Siberian Branch of the RAS

1 Oktyabrskaya str., Yakutsk, 677891, Russian Federation

Tel.: 8-4112-35-88-69, e-mail: n.i.golikov@mail.ru

References

1. Filippov V.V., ed. *Khladostoikost' materialov i elementov konstruksii: rezul'taty i perspektivy* [Cold resisting property of materials and elements of construction. Results and prospects]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2005. 290 p. ISBN 5-02-032442-6.
2. Yakovleva S.P., ed. *Povyshenie prochnosti svarynykh metallokonstruksii, gornodobyvayushchei i transportnoi tekhniki v usloviyakh Severa* [Increasing the strength of welded metal construction, mining and transport techniques in the North]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2012. 183 p. ISBN 978-5-02-019108.
3. Solntsev Yu.P., Titova T.I. *Stali dlya Severa i Sibiri* [Steel for the North and Siberia]. St. Petersburg, Khimizdat Publ., 2002. 352 p. ISBN 5-93808-049-5.
4. Wang J.-M., Wu S.-T. Implementation of an improved power supply with simple inverters for arc welding machine. *International Transactions on Electrical Energy Systems*, 2015, vol. 25, iss. 6, pp. 1075–1082. doi: 10.1002/etep.1890.
5. Saraev Yu.N., Chinakhov D.A., Ilyashchenko D.I., Kiselev A.S., Gordynets A.S. Investigation of the stability of melting and electrode metal transfer in consumable electrode arc welding using power sources with different dynamic characteristics. *Welding International*, 2017, vol. 31, iss. 10, pp. 784–790. doi: 10.1080/09507116.2017.1343977.
6. Shin H.-S., Park K.-T., Lee C.-H., Chang K.-H., Van Do V.N. Low temperature impact toughness of structural steel welds with different welding processes. *KSCE Journal of Civil Engineering*, 2015, vol. 19, iss. 5, pp. 1431–1437. doi: 10.1007/s12205-015-0042-8.
7. Sleptsov O.I., Mikhailov V.E., Petushkov V.G., Yakovlev G.P., Yakovleva S.P. *Povyshenie prochnosti svarynykh konstruksii dlya Severa* [Increasing the strength of welded constructions for the North]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1989. 223 p. ISBN 5-02-028754-7.
8. Chen J., Yu X., Miller R.G., Feng Z. In situ strain and temperature measurement and modelling during arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2015, vol. 20, iss. 3, pp. 181–188. doi: 10.1179/1362171814Y.0000000270.
9. Cai Y.C., Liu R.P., Wei Y.H., Cheng Z.G. Influence of Y on microstructures and mechanical properties of high strength steel weld metal. *Materials & Design*, 2014, vol. 62, pp. 83–90. doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.057.
10. Liu C., Bhole S.D. Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2013, vol. 18, iss. 2, pp. 169–181. doi: 10.1179/1362171812Y.0000000090.
11. Sharma S.K., Maheshwari S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, 2017, vol. 38, pp. 203–217. doi: 10.1016/j.jngse.2016.12.039.
12. Poyarkova E.V. *Evolutsiya strukturno-mekhanicheskoi neodnorodnosti materialov svarynykh elementov konstruksii v ramkakh kontseptsii ierarhicheskogo soglasovaniya masshtabov*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Evolution of structural and mechanical heterogeneity of welded structural elements in the framework of the concept of hierarchical agreement of scales. Dr. eng. sci. diss.]. Ufa, 2015. 392 p.
13. Ostsemin A.A. Prochnost' i napryazhennoe sostoyanie nesimmetrichnykh mekhanicheskii neodnorodnykh svarynykh soedinenii s neprovarom v tsentre shva pri dvukhosnom nagruzhении [Strength and stressed state of asymmetric mechanically heterogeneous welded joints with faulty fusion in the weld center subjected to biaxial loading]. *Problemy prochnosti = Strength of Materials*, 2009, no. 5, pp. 154–168. (In Russian).
14. Saraev Y. Adaptive pulse-arc welding methods for construction and repair of the main pipelines. *Proceedings of the 2nd South-East European IIV International Congress "Welding – HIGH-TECH Technology in 21st century"*, Sofia, Bulgaria, October 21st–24th 2010, pp. 174–177.
15. Saraev Y.N., Bezborodov V.P. Effect of the energy parameters of the welding process on the structure and properties of welded joints in low-alloy steels. *Welding International*, 2013, vol. 27, iss. 9, pp. 678–680. doi: 10.1080/09507116.2012.753276.
16. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Gladkovskiy S.V., Golikov N.I. Improving the reliability of metallic structures in service in the conditions with low climatic temperatures by efficient application of advanced methods of modification of the zone of the welded joint. *Welding International*, 2017, vol. 31, iss. 8, pp. 631–636. doi: 10.1080/09507116.2017.1307512.
17. Larionov V.P. *Elektrodugovaya svarka konstruksii v severnom ispolnenii* [Electric arc welding of structures in the northern version]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1986. 256 p.
18. Ammosov A.P. *Termodeformatsionnye protsessy i razrushenie svarynykh soedinenii* [Thermal deformation processes and failure of welded joints]. Yakutsk, SB AS the USSR Publ., 1988. 136 p.
19. Vinokurov V.A., ed. *Svarka v mashinostroenii*. V 4 t. T. 3: spravochnik [Welding in mechanical engineering. In 4 vol. Vol. 3: a handbook]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 567 p.

20. Leonov V.P., Mizetskii A.V. Vliyanie lokal'nykh ostatochnykh svarochnykh napryazhenii na nachal'nyu stadiyu razvitiya treshchin v svarnykh soedineniyakh [Influence of local residual welding stresses upon initial stage of evolution of cracks in welded joints]. *Voprosy materialovedeniya = Inorganic Materials: Applied Research*, 2008, no. 4 (56), pp. 54–65. (In Russian).

21. Murugan S., Rai S.K., Kumar P.V., Jayakumar T., Raj B., Bose M.S.C. Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2001, vol. 78, iss. 4, pp. 307–317. doi: 10.1016/S0308-0161(01)00047-3.

22. Trufiyakov V.I., ed. *Prochnost' svarnykh soedinenii pri peremennykh nagruzkakh* [Strength of welded joints at variable loads]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1990. 256 p. ISBN 5-12-009392-2.

23. Matokhin G.V., Vorob'ev A.Yu. Igumenov A.A. Otsenka vliyaniya ostatochnykh svarochnykh napryazhenii na predel vynoslivosti razlichnykh zon svarnykh soedinenii ferrito-perlitnykh staley [Estimation of the influence of residual welding stresses on the endurance limit of various zones of welded joints of ferrite-pearlitic steels]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2015, no. 1, pp. 32–34.

24. Terada H. Stress intensity factor analysis and fatigue behavior of a crack in the residual stress field of welding. *Journal of ASTM International*, 2005, vol. 2, iss. 5, pp. 1–11. doi: 10.1520/JAI12558.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Пластическая деформация белых чугунов

Дмитрий Суханов^{1, a, *}, Леонид Архангельский^{2, b}, Наталья Плотникова^{3, c},
Лариса Суханова^{1, d}, Александр Голиков^{1, e}

¹ Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ», Научный проезд, 8, строение 1, г. Москва, 117246, Россия

² Межрегиональная общественная организация «Творческий союз кузнецов», Таможенный проезд, 6, г. Москва, 111033, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-9565-6437>, suhanov7@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-4202-2518>, tigram.korolev@mail.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, plotnikova1975@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0002-1431-6183>, suhanova.l@ask-msc.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0002-5962-135X>, golikov.a@ask-msc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.141.13

История статьи:

Поступила: 14 августа 2017

Рецензирование: 15 сентября 2017

Принята к печати: 6 ноября 2017

Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Белый чугун

Обработка давлением

Сталь ледебуритного класса

АННОТАЦИЯ

Цель работы: выявление причин высокой деформационной пластичности белых чугунов в обычных условиях ковочного производства. **Материалы и методы исследования.** Объектом исследования были выбраны высокочистые белые чугуны БЧ24А (2.42 % С, 0.092 % Si, 0.14 % Mn, 0.007 % P, 0.023 % S) и БЧ27А (2.78 % С, 0.021 % Si, 0.14 % Mn, 0.006 % P, 0.022 % S). Химический состав белых чугунов контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460. Деформацию сплавов осуществляли на пневматическом молоте МБ-412 с весом падающих подвижных частей 150 кг, предназначенного для кузнечных работ методом свободнойковки в условиях мелкосерийного производства. Нагрев образцов под термическую обработку осуществляли в камерной лабораторной печи типа ШОЛ 6/11. Структурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа серии МЕТАМ РВ-21-2. **Результаты и обсуждения.** Выяснено, что деформация белых чугунов в обычных условиях ковочного производства возможна только при минимальном количестве постоянных примесей. Разработаны режимы высокотемпературных промежуточных отжигов для осуществления процессаковки литых белых чугунов. Показано, что в процессе изотермического отжига в белых чугунах начинается процесс распада ледебурита в более устойчивые карбиды эвтектического типа, которые обеспечивают технологическую пластичность для последующей обработки давлением. Установлено, что деформация ускоряет процесс завершения распада ледебурита и способствует образованию ованенных эвтектических карбидов. Изучено влияние чистоты белого чугуна на формирование особой морфологии избыточного цементита в виде ованенных эвтектических карбидов. Исследована морфология избыточных карбидных фаз в литом состоянии после предварительного отжига и после деформации ковкой. Выяснена возможность протекания карбидных превращений в ледебурите высокочистого белого чугуна в процессе изотермического отжига. Установлено, что после интенсивной пластической деформации структура белого чугуна становится термически устойчивой благодаря появлению ованенных эвтектических карбидов. Определено, что структура деформированного белого чугуна из-за отсутствия в ней ледебуритной составляющей, напоминает структуру легированных ледебуритных сталей. Разработаны рекомендации по контролю за морфологией образования ованенных эвтектических карбидов в сплавах высокочистого белого чугуна.

Для цитирования: Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В., Суханова Л.Н., Голиков А.Ю. Пластическая деформация белых чугунов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 43–54. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-43-54.

Введение

Нелегированные белые чугуны благодаря наличию в своей структуре ледебурита имеют высокую твердость и износостойкость, а также обладают более низкой себестоимостью по

сравнению со сталями ледебуритного класса. Общепринятым считается, что белый чугун без легирующих карбидообразующих элементов из-за низкой технологической пластичности не имеет перспектив применения в качестве режущего либо износостойкого инструмента. В большинстве случаев белые чугуны используют для последующего передела в сталь либо в ковкий серый чугун с хлопьевидным графитом.

*Адрес для переписки

Суханов Дмитрий Александрович, к.т.н., директор
 Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ»
 Научный проезд, 8, строение 1, 117246, г. Москва, Россия
 Тел.: 8 (495) 775-17-55, e-mail: suhanov7@mail.ru

Как известно, структурно обоснованной границей между литым белым чугуном и высокоуглеродистой сталью является наличие в структуре аустенитно-карбидной эвтектики (ледебурита). По технологическим свойствам белый чугун обладает малой способностью к пластической деформации, т. е. в обычных условиях не поддается ковке. Такого мнения придерживались большинство советских специалистов в области чугунов и сталей [2–5]. В своей статье П.Ф. Нижниковская [6] отмечала, что деформировать нелегированный белый чугун можно только в условиях всестороннего сжатия. В обычных условиях ковочного производства белый чугун разрушается под молотом.

Анализ литературных данных [1–6] показал, что большинство исследователей в области чугунов и сталей склоняются к тому, что трудности, которые возникают при пластической деформации белых чугунов, связаны с наличием в структуре аустенитно-карбидной эвтектики.

Еще в первой половине XIX века русский металлург П.П. Аносов выплавлял тигельным способом высокоуглеродистые сплавы с содержанием углерода как в белом чугуне и подвергал их интенсивной пластической деформации ковкой, получая при этом высшие сорта булатной стали, такие как персидский «хорасан» и индийский «кара-табан». Особое внимание П.П. Аносов уделял чистоте своих тигельных сплавов. В 1868 году Д.К. Чернов в своем знаменитом докладе о полиморфизме железа утверждал [7], что «сталь, до сих пор употребляемая в промышленности и в искусствах, по преимуществу есть соединение

железа с углеродом. Чем чище это соединение в данном куске стали, тем лучше, тем выше его качество. Самая лучшая сталь, какую когда-либо где-либо делали, есть, без сомнения, булат». И здесь же он говорит следующее: «Исследования Аносова показали ясно, что загадка разрешается чистотой стали, и ему, как известно, удалось приготовить самые высокие сорта высокоуглеродистого булата».

Необходимо отметить, что ключевыми словами и у П.П. Аносова (1841), и у Д.К. Чернова (1868) являются «чистота сплава». Традиционно считалось, что белые чугуны не обладают достаточной пластичностью для их деформирования. В более поздних исследованиях [8–17] появились сообщения о пластической деформации высокоуглеродистых сплавов с содержанием углерода от 2,0 до 3,5 % в обычных производственных условиях.

Целью данной работы является выявление причин высокой деформационной пластичности белых чугунов в обычных условиях ковочного производства.

Методика исследований

Объектом исследования были выбраны высокоуглеродистые сплавы БЧ24А и БЧ27А. Химический состав данных сплавов представлен в таблице. Выплавку сплавов проводили на научно-производственной базе ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» в вакуумной индукционной печи VacuumIndustries в атмосфере азота. Вместимость тигля составляла около 7 кг (рис. 1).

Химический состав белых чугунов
Chemical composition of white cast irons

Сплав/Alloy	Химический элемент, % / Chemical element, %				
	C	Si	Mn	P	S
БЧ24А* / WCI24HQ	2,42	0,092	0,14	0,007	0,023
	Остальные элементы в сотых и тысячных долях / the other elements in the hundredths and thousandths proportions				
WCI27HQ**	2,78	0,021	0,14	0,006	0,022
	Остальные элементы в сотых и тысячных долях / the other elements in the hundredths and thousandths proportions				
* Расшифровка сплава БЧ24А: БЧ – белый чугун; 24 – 2,4 % углерода; А – высококачественный / Explanation of the alloy WCI24HQ: WCI – white cast iron; 24 – 2,4 % carbon; HQ – high-quality. ** Расшифровка сплава БЧ27А: БЧ – белый чугун; 27 – 2,7 % углерода; А – высококачественный / Explanation of the alloy WCI27HQ: WCI – white cast iron; 27 – 2,7 % carbon; HQ – high-quality.					



Рис. 1. Тигельные слитки ВЧ24А и ВЧ27А

Fig. 1. Crucible cast slabs of WCI24HQ and WCI27HQ.

После удаления головной и прибыльной частей получившиеся заготовки подвергали химическому анализу. Химический состав сплавов контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460.

Деформацию сплавов осуществляли на пневматическом молоте МБ-412 с весом падающих подвижных частей 150 кг, предназначенном для кузнечных работ методом свободной ковки в условиях мелкосерийного производства. Промежуточный нагрев проводили в кузнечном горне с нижним поддувом на древесном березовом угле. Температура промежуточного прогрева под ковку составляла не более 950...1000 °С с выдержкой 15 мин. Температура конца ковки не ниже 600...650 °С. Температуру начала и конца ковки контролировали пирометром АКПП-9310. Время замерочного цикла не превышало 5 с.

Нагрев образцов под термическую обработку осуществляли в камерной лабораторной печи типа СНОЛ 6/11. Структурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа серии МЕТАМ РВ-21-2 в диапазоне увеличения от 50 до 1100 крат.

Результаты и их обсуждение

В современном понимании перелесный белый чугун считается высокочистым, если в его состав в качестве постоянных примесей входят: Si – до 0,5 %, Mn – до 0,8 %, S – до 0,02 %, P – до 0,02 % (ГОСТ 805–95). Раскисление расплава кремнием и марганцем влияет положительно на процесс выплавки сплавов тигельным методом. Подавляется кипение, расплав переходит в по-

лупоконное состояние, снижается дендритная и карбидная неоднородность. Полагают, что десятые доли процентов кремния и марганца, оставшиеся после раскисления расплава, не оказывают заметного воздействия на уровень механических свойств и не влияют на характер поведения сплавов при деформировании [1]. Однако данное утверждение справедливо для сталей доэвтектоидного и эвтектоидного состава. Для белых чугунов, имеющих в своей структуре ледебурит, влияние примесей в виде продуктов раскисления оказывает более заметное влияние на процесс охрупчивания во время пластической деформации.

В работе [6] отмечается, что «цементит, входящий в состав ледебурита, имеет неэластичную решетку из-за высоких барьеров Пайерлса-Набарро, обусловленных наличием жестких направленных ковалентных связей и заклинивающего воздействия углерода». При достижении критических напряжений сдвига, превышающих предел прочности цементита, происходит его хрупкое разрушение. В определенных условиях хрупкий цементит может проявлять деформационную пластичность, вследствие того что сжимающие напряжения окружающей более пластичной матрицы препятствуют распространению в нем трещин. Поэтому очень важно, чтобы матрица не имела абсолютно никаких вредных примесей, в том числе продуктов раскисления.

Проведенные ранее исследования в области превращения белых чугунов в булатные стали [17] показали, что присутствие постоянных примесей кремния и марганца более 0,2 % способствует охрупчиванию высокоуглеродистых сплавов при деформировании. Присутствие марганца более 0,2 % ограничивает рост дендритов аустенита при кристаллизации расплава, способствует преимущественному выделению игл видманштеттова цементита (рис. 2, а), стабилизирует перлитную матрицу при высокотемпературном отжиге. Присутствие кремния в количестве более 0,2 % сильно упрочняет феррит металлической основы и резко понижает пластичность сплава при деформировании в целом. Кроме того, он способствует образованию в белом чугуне элементов хрупкой скелетной эвтектики, которая при длительном изотермическом

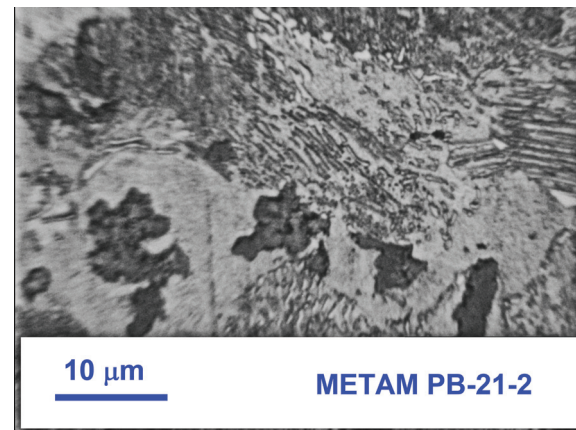
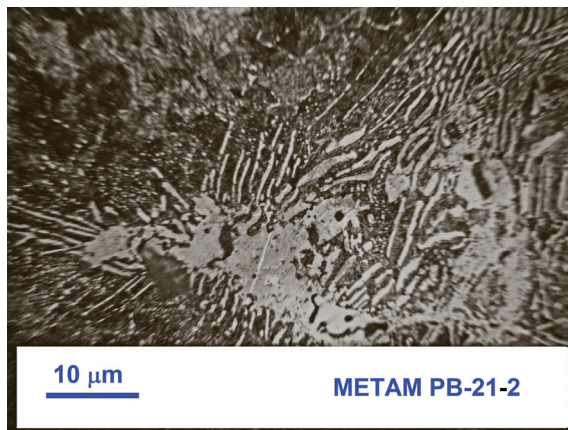


Рис. 2. Структура сплава БЧ27А, раскисленного марганцем до 0,6 % (а) и кремнием до 0,4 % (б)
 Fig. 2. The structure of the manganese-killed to 0.6 % (a) and silicon-killed to 0.4 % (б) WCI27HQ alloy

отжиге превращается в графит хлопьевидного типа (рис. 2, б).

Исследования, описанные в работе [17], свидетельствуют о том, что форма и величина эвтектических карбидов, образовавшихся при дроблении и частичной перекристаллизации ледебурита, зависят не только от условийковки и термической обработки, но и от модифицирующих добавок. Например, в обычных условиях при раскислении кремнием и марганцем образуется ледебурит смешанной морфологии, который имеет элементы пластинчатой и сотовой структуры в одной колонии (рис. 3, а). Введение в расплав алюминия до 0,10 % способствует образованию в белом чугуна преимущественно ледебурита пластинчатой морфологии (рис. 3, б). При модифицировании расплава белого чугуна кальцийсодержащими элементами до 0,02 % образуется структура ледебурита преимущественно сотового типа (рис. 3, в). Таким образом, с помощью различных модификаторов можно получать белый чугун с заданной морфологией ледебурита. Ледебурит различной морфологии ведет себя в процессе пластической деформации по-разному. Это необходимо учитывать при разработке технологических параметров ковочного производства.

Структура высокочистых белых чугунов БЧ24А и БЧ27А после вакуумной индукционной плавки полностью соответствует классическим представлениям. При затвердевании сплавов вначале кристаллизуются дендриты первичного аустенита. Количество, величина и разветвленность дендритов аустенита определяются условиями охлаждения. При выполнении настоящих

исследований скорость охлаждения сплавов в керамических тиглях не превышала 1,5 °С/с. В обогащенных углеродом междендритных участках при переохлаждении расплава ниже 1147 °С начинается формирование и рост аустенитно-карбидной эвтектики (ледебурита). Структура после затвердевания белого чугуна БЧ24А и БЧ27А представляет собой сетку ледебурита, внутри которой распределены продукты распада аустенита – перлитная матрица с хаотично расположенными в ней иглами видманштеттова цементита. Структура таких сплавов после вакуумной плавки представлена на рис. 4.

После удаления головной и прибыльной частей слитки разделили на шесть частей. Получившиеся заготовки массой не более 800 г подвергли деформации ковкой на пневматическом кузнечном молоте с промежуточными прогревами в кузнечном горне при температуре 950 °С. Заканчивали ковку при остывании образца до 650 °С. Первоначально литая заготовка трудно поддавалась пластической деформации под молотом (упруго демпфировала). Однако после трех проходов на малом ходу падающего молота с поворотом заготовки на 90° процесс деформации ковкой осуществлялся намного легче. В результате деформации получили брикет толщиной около 20,0 мм, полосу толщиной 6,0 мм и полосу толщиной 3,0 мм (рис. 5).

Металлографический анализ ковочных образцов показал, что в деформированном брикете толщиной 20,0 мм структура сплавов БЧ24А и БЧ27А имеет неоднородный характер. В структуре сохраняются участки раздробленного и вытянутого в направленииковки деформированного ледебурита

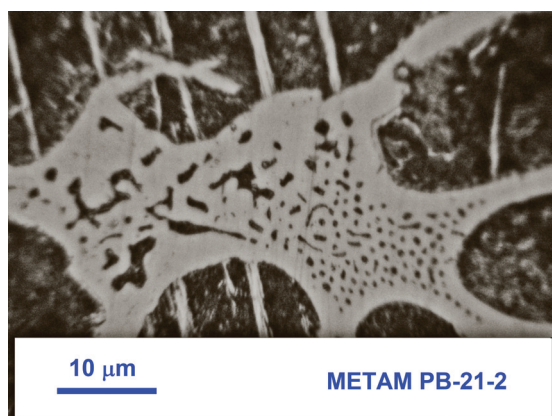
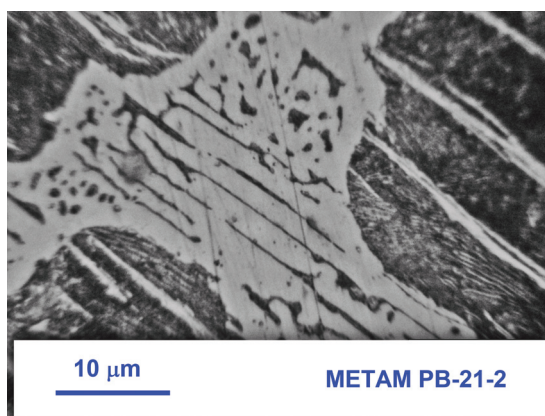
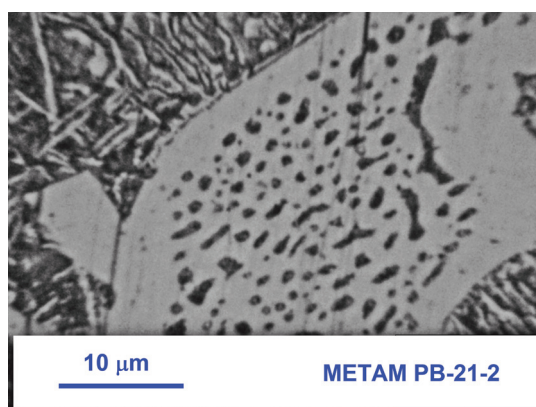
*a**б**в*

Рис. 3. Морфология ледебурита сплава БЧ27А:

a – смешанная; *б* – пластинчатая; *в* – сотовая

Fig. 3. WC127HQ alloy ledeburite morphology:

a – lamellar-cellular; *б* – lamellar; *в* – cellular

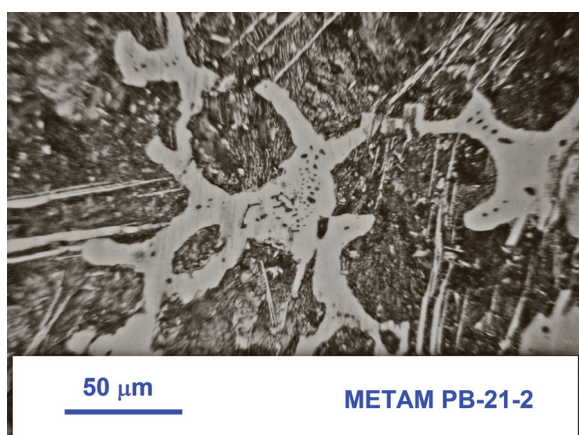
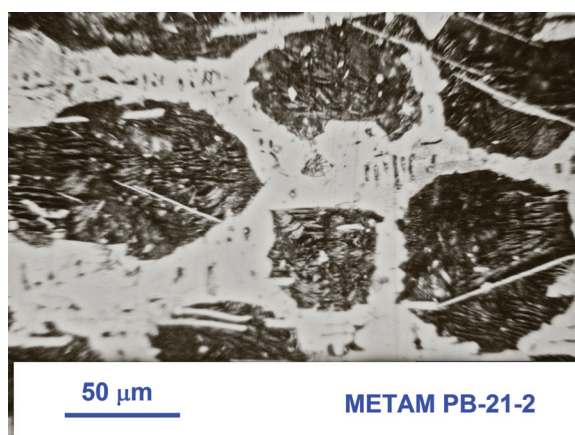
*a**б*

Рис. 4. Структура белого чугуна после вакуумной плавки:

a – БЧ24А; *б* – БЧ27А

Fig. 4. Structure White Cast Iron after melting:

a – WC124HQ; *б* – WC127HQ

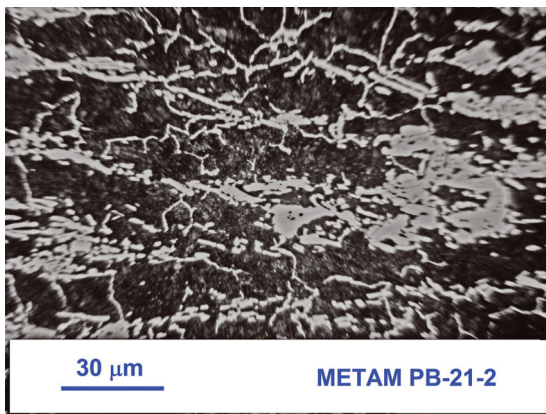


Рис. 5. Образцы белого чугуна БЧ27А послековки

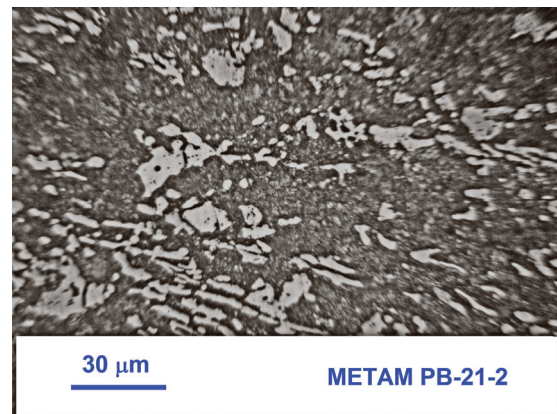
Fig. 5. Samples of white cast iron WCI-27HQ after forging

(рис. 6, а–в). В некоторых местах наблюдаются остатки цементитной сетки и видманштеттова цементита. Металлографические исследования образцов, деформированных в полосу толщиной 6 мм, показали, что частицы цементита, входящие в состав эвтектики, становятся более округлой формы, без ярко выраженных острых углов (рис. 6, б–г). Свойства сплавов с такой структурой будут еще достаточно низкими из-за неоднородности карбидов избыточной фазы.

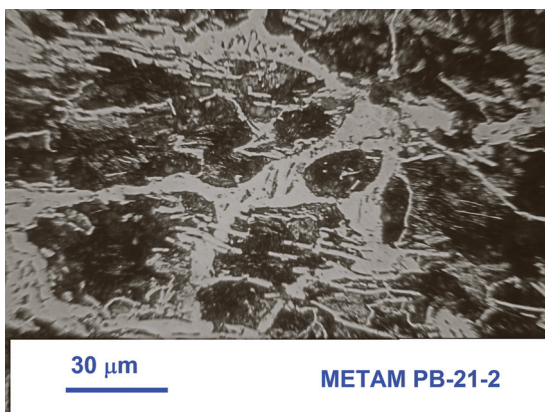
Для получения стабильных результатов и заданных параметров структуры, в частности, чтобы весь избыточный цементит в белом чугуне после деформации превратился в устойчивые карбидные образования равноосной формы, требуется разработать технологический цикл подготовительных операций перед ковкой.



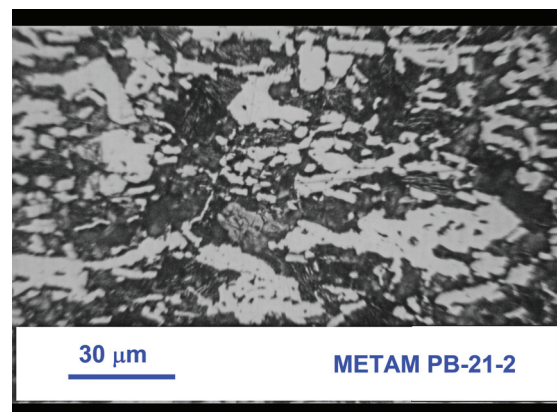
а



б



в



г

Рис. 6. Структура деформированных ковкой белых чугунов:

а – брикет толщиной 20 мм из сплава БЧ24А; б – полоса толщиной 6 мм из сплава БЧ24А; в – брикет толщиной 20 мм из сплава БЧ27А; г – полоса толщиной 6 мм из сплав БЧ27А

Fig. 6. The structure of the forged white cast iron:

а – WCI24HQ alloy 20 mm thick preform; б – WCI24HQ alloy 6 mm thick strip; в – WCI27HQ alloy 20 mm thick preform; г – WCI27HQ alloy 6 mm thick strip

В настоящей работе предлагается перед ковочным циклом литых слитков из высокочистого белого чугуна проводить дополнительную операцию, представляющую собой изотермический высокотемпературный отжиг.

В работе П.П. Аносова [7] показано, что при продолжительном отжиге в течение трех суток в калильной печи при температуре около 850...950 °С литая сталь может быть преобразована в булат. В работах [18–20] подробно описаны этапы увеличения деформационной пластичности высокоуглеродистых сплавов, содержащих 2,25 % углерода, при перекристаллизации ледебуритных колоний в эвтектические карбиды в процессе высокотемпературного изотермического отжига.

Длительность изотермической выдержки напрямую связана с температурой отжига. Чем выше температура отжига, тем меньше нужно времени для активации диффузионных процессов. В данной работе была поставлена задача снизить время изотермической выдержки, увеличив температуру отжига.

Нижним пределом изотермического отжига является температура эвтектоидного распада, которая соответствует 727 °С. Ниже этой температуры не происходят полиморфные превращения, а диффузионная активность атомов углерода очень низкая. Для получения обособленных монокристаллических карбидных образований потребуется длительная изотермическая выдержка, составляющая более 10 суток. Верхним пределом изотермического отжига является температура эвтектического распада, которая для высокочистых белых чугунов составляет около 1147 °С. Выше этой температуры велика вероятность появления жидкой фазы, что негативно отразится на структуре сплавов.

На литых образцах из сплава БЧ24А проводили высокотемпературный отжиг в течение двух часов при температурах 840, 940, 1040 и 1140 °С в герметично закрытом керамическом тигле, для предотвращения обезуглероживания поверхности материала. Повышение температуры отжига при одной и той же продолжительности изотермической выдержки способствует заметным структурным изменениям в литом сплаве БЧ24А. Микроструктура отожженных образцов представлена на рис. 7, а–г.

При 840 °С не наблюдается видимых изменений в морфологии карбидной фазы, сохраняется

видманштеттова структура цементита и сотовая структура ледебурита (см. рис. 7, а). Деформация ковкой такой структуры приводит к дроблению ледебуритной сетки и выделений избыточного цементита (рис. 8, а).

Кроме того, наблюдаются многочисленные ледебуритные осколки, что будет негативно сказываться на эксплуатационных свойствах.

При температуре изотермической выдержки 940 °С на поверхности пластин видманштеттова цементита в местах контакта с аустенитной фазой появляются выступы в виде шипов, которые свидетельствуют о начале процесса сфероидизации (см. рис. 7, б). В основе этого процесса лежит диффузионный перенос углерода от выпуклых участков цементита с большей кривизной поверхности к участкам с меньшей кривизной поверхности.

В результате пластины цементита становятся более короткими с округлыми краями.

С увеличением времени выдержки вытянутые включения избыточного цементита превращаются в округлые частицы. Сглаживание острых углов наблюдается и в колониях ледебурита. Уменьшение межфазных поверхностей при изменении морфологии цементита с пластинчатой на округлую сопровождается снижением свободной энергии, что благоприятно отражается на повышении пластических свойств сплава.

В результате деформации образцов, отожженных при температуре 940 °С, образуются короткие пластинчатые кристаллы избыточного цементита и осколки ледебурита (рис. 8, б).

После отжига при температуре 1040 °С в структуре сплава отсутствуют пластины видманштеттова цементита. Наблюдается разорванная цементитная сетка, связывающая колонии ледебурита (см. рис. 7, в). Происходит процесс коалесценции карбидов, состоящий в росте крупных кристаллов за счет растворяющихся мелких. Особенно благоприятные условия растворения частиц избыточного цементита наблюдаются вблизи вогнутой межфазной поверхности ледебуритной колонии. По границам аустенитных зерен углерод диффундирует к ледебуриту, наслаиваясь на кромку ледебуритной колонии. Частицы цементита вблизи поверхности ледебурита постепенно исчезают. Межфазная граница между ледебуритом и аустенитной матрицей становится менее протяженной. Со-

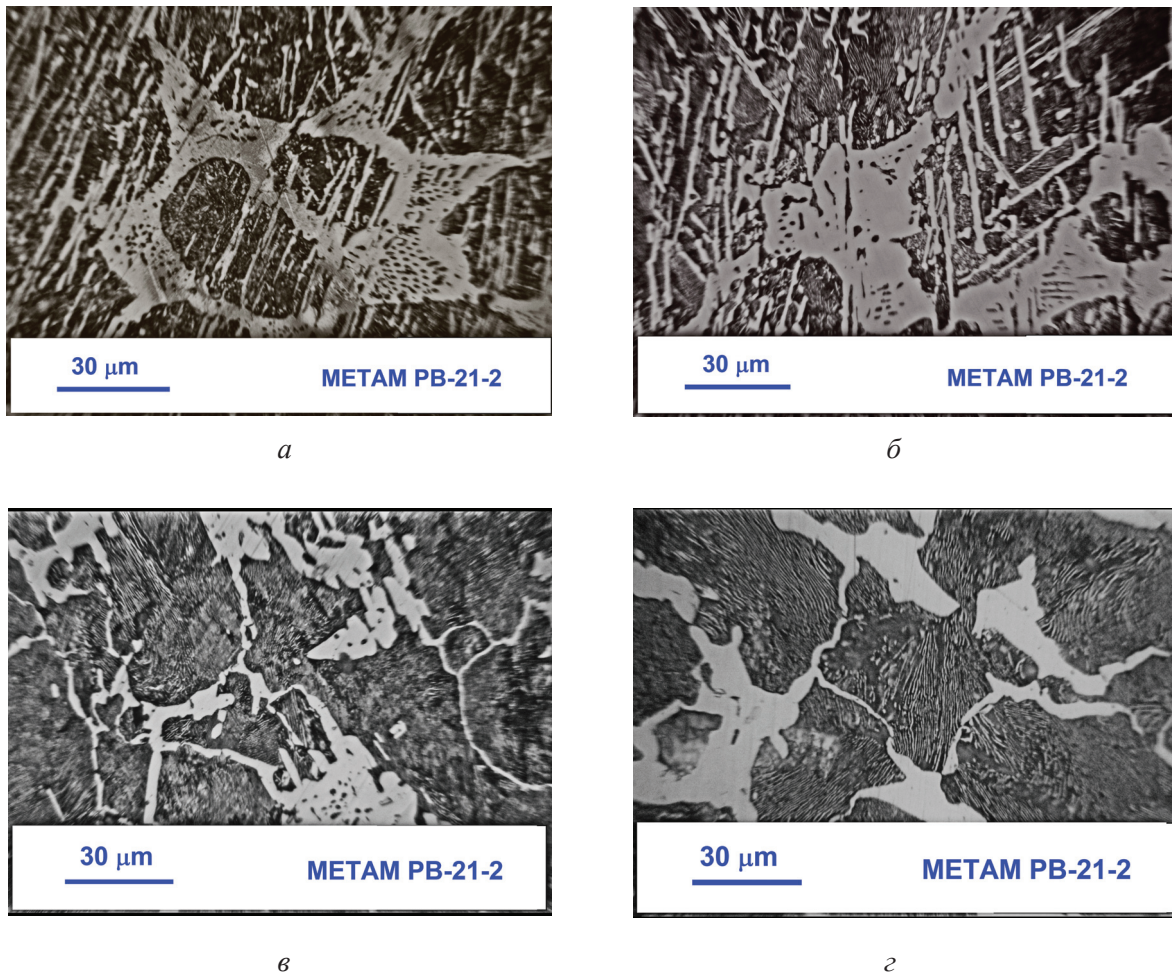


Рис. 7. Структура сплава БЧ24А после отжига в течение двух часов:
 а – 840 °С; б – 940 °С; в – 1040 °С; з – 1140 °С

Fig. 7. Structure of WC124HQ alloy after annealing for 2 hours:
 а – 840 °С; б – 940 °С; в – 1040 °С; з – 1140 °С

хранение в структуре сплава ледебуритных колоний на межфазных границах свидетельствует о незавершенности диффузионных процессов. Для завершения диффузионных процессов с целью получения в структуре вместо ледебуритных колоний плотных монокристаллических карбидных образований необходимо увеличить время изотермической выдержки.

Последующая горячая деформация ускоряет процесс превращения ледебурита в более стабильные монокристаллические карбиды. Однако наблюдается все еще неоднородная структура, так как в ней наряду с эвтектическими карбидами присутствуют осколки ледебуритной эвтектики (рис. 8, в). Необходимо отметить, что материал с такой структурой характеризуется повышенной пластичностью.

В структуре сплава после изотермической выдержки при 1140 °С практически отсутству-

ют ледебуритные колонии (см. рис. 7, з). Наблюдаются в основном монокристаллические карбиды в перлитной матрице. С повышением температуры отжига диффузионные процессы в материале протекают очень активно. Углерод из мест с повышенной его концентрацией диффундирует в места с пониженной концентрацией. Об этом свидетельствует исчезновение кристаллов видманштеттова цемента и ледебуритных колоний, на месте которых образуются крупные монокристаллические карбиды эвтектического типа. После последующей интенсивной пластической деформации структура белого чугуна становится более устойчивой и стабильной за счет появления ограниченных эвтектических карбидов, напоминающих по своей морфологии эвтектические карбиды штамповых и быстрорежущих сталей (рис. 8, з).

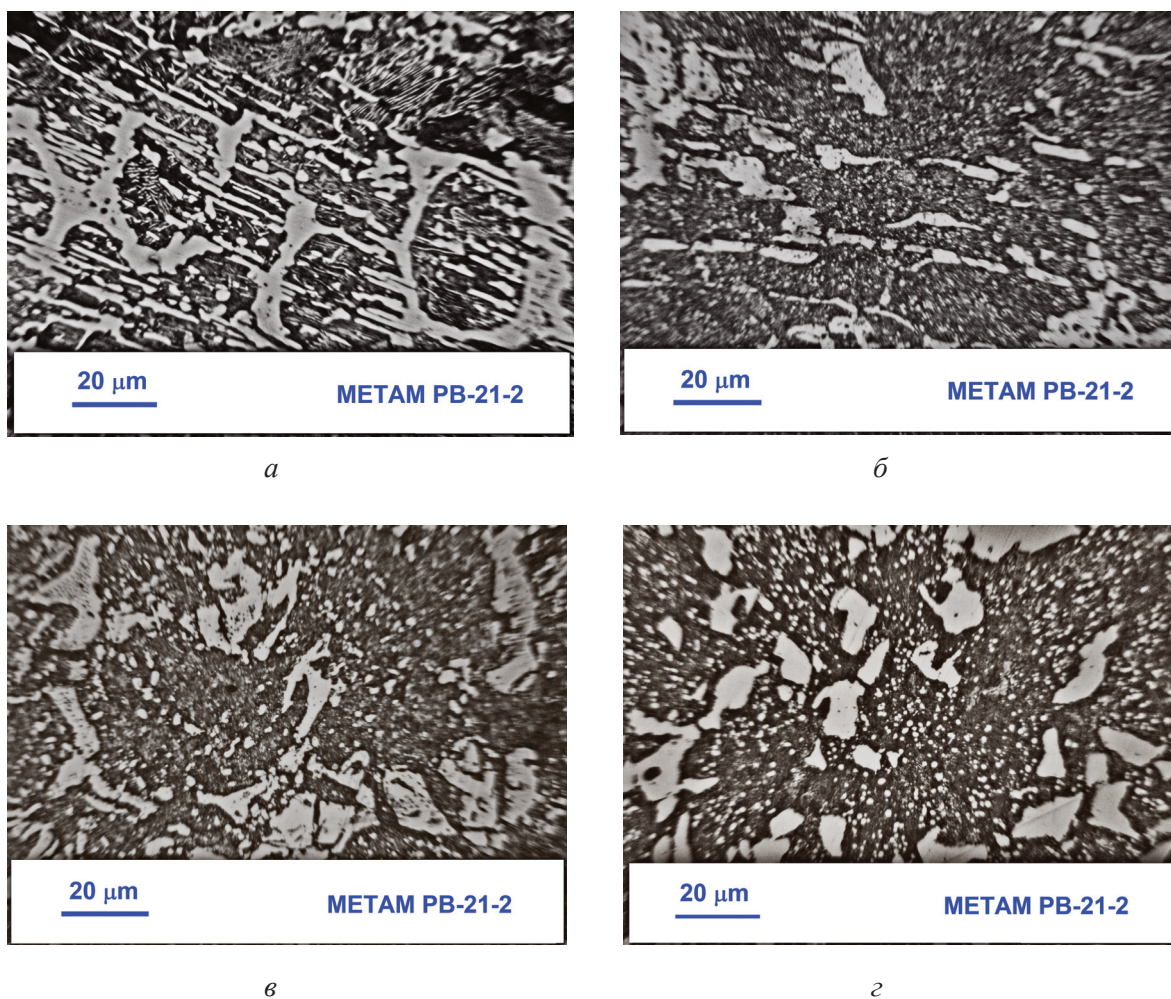


Рис. 8. Структура деформированного сплава БЧ24А после изотермического отжига:
a – 840 °С; *б* – 940 °С; *в* – 1040 °С; *г* – 1140 °С

Fig.8. Structure of the deformed WCI24HQ alloy after isothermal annealing:
a – 840 °С; *б* – 940 °С; *в* – 1040 °С; *г* – 1140 °С

Выводы

Слитки из белого чугуна с содержанием 2,4...2,7 % углерода, очищенные от всех посторонних примесей, можно подвергать интенсивной ковке в обычных производственных условиях. Для облегчения процесса деформации необходимо слиток из белого чугуна предварительно отжечь при температуре 1140 °С в течение двух часов с целью получения в структуре монокристаллических карбидов. Такая технологическая операция приводит к уменьшению межфазных поверхностей и тем самым снижает свободную энергию сплава в целом и соответственно увеличивает деформационную пластичность в процессековки.

Деформация ускоряет процесс превращения ледобурита в более стабильные ограненные эвтектические карбиды. Ограненные эвтектиче-

ские карбиды размерами от 5 до 20 мкм термически устойчивы при высоких температурах, так как не растворяются в аустените вплоть до температур эвтектического распада (1147 °С).

Список литературы

1. Кащенко Г.А. Основы металловедения. – М.; Л.: Машгиз, 1959. – 395 с.
2. Окнов М.Г. Металлография чугуна. – Л.; М.: Metallurgizdat, 1938. – 164 с.
3. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Metallurgizdat, 1956. – 495 с.
4. Бунин К.Н. Отбеленный чугун. – М.: Metallurgizdat, 1947. – 90 с.
5. Богачев И.Н. Металлография чугуна. – М.: Машгиз, 1952. – 367 с.
6. Нижниковская П.Ф. Структура и пластичность железоуглеродистых сплавов эвтектического типа // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 9. – С. 5–9.

7. Чернов Д.К. Избранные труды по металлургии и металловедению / под ред. В.Д. Садовского. – М.: Наука, 1983. – 447 с.
8. Гаев И.С. Булат и современные железоуглеродистые сплавы // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1965. – № 9. – С. 17–24.
9. Structure of bulat / V.M. Schastlivtsev, V.N. Urtsev, A.V. Shmakov, V.N. Degtyarev, A.Ya. Nakonechnyi, E.D. Mokshin, I.L. Yakovleva // The Physics of Metals and Metallography. – 2013. – Vol. 114, iss. 7. – P. 596–603. – doi: 10.1134/S0031918X13070107.
10. Verhoeven J.D. Damascus steel, Part 1: Indian wootz steel // Metallography. – 1987. – Vol. 20, iss. 2. – P. 145–151. – doi: 10.1016/0026-0800(87)90026-7.
11. Verhoeven J.D., Peterson D.T. What is a Damascus steel? // Materials Characterization. – 1992. – Vol. 29, iss. 3. – P. 335–341.
12. Хмара Л., Серко А. Инструмент из булатной стали // Техника и наука. – 1977. – № 7. – С. 7–9.
13. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades // Materials Characterization. – 1996. – Vol. 37, iss. 1. – P. 9–22. – doi: 10.1016/S1044-5803(96)00019-8.
14. Wadsworth J., Sherby O.D. Response to Verhoeven comments on Damascus steel // Materials Characterization. – 2001. – Vol. 47. – P. 163–165. – doi: 10.1016/S1044-5803(01)00184-X.
15. Структурно фазовое состояние Fe-содержащих сплавов, модифицированных ультра- и нанодисперсными порошками оксидов *d*-металлов / А.П. Зыкова, И.А. Курзина, М.Ю. Новомейский, А.С. Князев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 4 (57). – С. 72–78.
16. Wadsworth J. Atcheometallurgy related to swords // Materials Characterization. – 2015. – Vol. 99. – P. 1–7. – doi: 10.1016/j.matchar.2014.10.019.
17. Sukhanov D.A., Arkhangel'skiy L.B. Damascus steel microstructure // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, iss. 9. – P. 818–822. – doi: 10.1007/s11015-016-0178-x.
18. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Морфология избыточной карбидной фазы в высокоуглеродистых сплавах типа булат // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 4 (73). – С. 43–51. – doi: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? // Materials Sciences and Applications. – 2016. – Vol. 7, iss. 11. – P. 792–802. – doi: 10.4236/msa.2016.711061.
20. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Природа угловатых карбидов в булатной стали // Металлург. – 2017. – № 1. – С. 64–69.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



White Cast Iron Plastic Deformation





Dmitry Sukhanov ^{1, a, *}, Leonid Arhangelskiy ^{2, b}, Natalya Plotnikova ^{3, c},
 Larisa Sukhanova ^{1, d}, Golikov Aleksandr ^{1, e}



¹ Metal service center ASK-MSC Company, 8 Nauchny proezd, Moscow, 117246, Russian Federation

² Interregional public organization "Creative Union of Blacksmiths", 6 Tamozhennyi proezd, Moscow, 111033, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0002-9565-6437>,  suhanov7@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0003-4202-2518>,  tigram.korolev@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-8005-1128>,  plotnikova1975@mail.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0002-1431-6183>,  suhanova.l@ask-msc.ru,

^e  <http://orcid.org/0000-0002-5962-135X>,  golikov.a@ask-msc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 August 2017

Revised: 15 September 2017

Accepted: 6 November 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords:

White cast iron

Wootz

Steel of ledeburite class

ABSTRACT

Purpose: to identify the reasons for the high deformation plasticity of white cast iron under the usual conditions of forging production. **Materials and methods:** high-purity white cast irons WCI24HQ (2.42% C, 0.092% Si, 0.14% Mn, 0.007% P, 0.023% S) and WCI27HQ (2.78% C, 0.021% Si, 0.14% Mn, 0.006% P, 0.022% S) were selected as the objects of the study. The alloys chemical composition is controlled using an ARL 3460 optical emission spectrometer. Alloys were deformed on a MB-412 pneumatic hammer with the weight of falling moving parts of 150 kg. The MB-412 pneumatic hammer is designed for open die forging in small-scale production. The samples heat treatment is carried out in a laboratory chamber furnace SNOL 6/11. Structural studies are carried out using an optical microscope METAM RV-21-2. **Results and discussion:** it is found that the deformation of white cast iron under the usual conditions of forging production is possible only with a minimum amount of constant impurities. Modes of high-temperature intermediate annealing are developed for the process of white cast irons forging. It is shown that in the process of isothermal annealing of white cast iron, the process of ledeburite decaying into more stable eutectic carbides begins, which ensure technological plasticity for subsequent pressure treatment. It is established that the deformation accelerates the ledeburite decaying and promotes the formation of faceted eutectic carbides. The influence of the purity of white cast iron on the formation of a special morphology of excess cementite in the form of faceted eutectic carbides is studied. The morphology of excess carbide phases in the cast state, after preliminary annealing and after deformation by forging, is studied. The possibility of carbide transformations in the ledeburite of high-purity white iron during the process of isothermal annealing is elucidated. It is established that after a severe plastic deformation the structure of white cast iron becomes thermally stable due to the appearance of faceted eutectic carbides. It is determined that the structure of deformed white cast iron, due to the lack of a ledeburite component, resembles the structure of alloyed ledeburite steels. The recommendations for monitoring the formation of faceted eutectic carbides in high-purity white irons are developed.

For citation: Sukhanov D.A., Arhangelskiy L.B., Plotnikova N.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu. White Cast Iron Plastic Deformation. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 43–54. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-43-54. (In Russian).

References

1. Kashchenko G.A. *Osnovy metallovedeniya* [Fundamentals of metallography]. Moscow, Leningrad, Mashgiz Publ., 1959. 395 p.
2. Oknov M.G. *Metallografiya chuguna* [Metallography of cast iron]. Leningrad, Moscow, Metallurgizdat Publ., 1938. 164 p.

* Corresponding author

Suhanov Dmitriy A., Ph.D. (Engineering), Director
 Metal service center ASK-MSC Company,
 8 Nauchny proezd, Moscow,
 117246, Russian Federation
 Tel.: 8 (495) 775-17-55, e-mail: suhanov7@mail.ru

3. Bochvar A.A. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1956. 495 p.
4. Bunin K.N. *Otbelennyi chugun* [Bleached cast iron]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1947. 90 p.
5. Bogachev I.N. *Metallografiya chuguna* [Metallography of cast iron]. Moscow, Mashgiz Publ., 1952. 367 p.
6. Nizhnikovskaya P.F. Struktura i plastichnost' zhelezouglerodistykh splavov evtekticheskogo tipa [Structure and plasticity of iron-carbon alloys of eutectic type]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1984, no. 9, pp. 5–9. (In Russian).
7. Chernov D.K. *Izbrannye trudy po metallurgii i metallovedeniyu* [Selected works by metallurgy and metal science]. Ed. by V.D. Sadovskii. Moscow, Nauka Publ., 1983. 447 p.
8. Gaev I.S. Bulat i sovremennye zhelezouglerodistye splavy [Damascus steel and modern iron-carbon alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1965, no. 9, pp. 17–24. (In Russian).
9. Schastlivtsev V.M., Urtsev V.N., Shmakov A.V., Degtyarev V.N., Nakonechnyi A.Ya., Mokshin E.D., Yakovleva I.L. Structure of bulat. *The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, iss. 7, pp. 596–603. doi: 10.1134/S0031918X13070107.
10. Verhoeven J.D. Damascus steel, Part 1: Indian wootz steel. *Metallografiya*, 1987, vol. 20, iss. 2, pp. 145–151. doi: 10.1016/0026-0800(87)90026-7.
11. Verhoeven J.D., Peterson D.T. What is a Damascus steel? *Materials Characterization*, 1992, vol. 29, iss. 3, pp. 335–341.
12. Khmara L., Serko A. Instrument iz bulatnoi stali [Tool made of bulat steel]. *Tehnika i nauka = Technology and Science*, 1977, no. 7, pp. 7–9.
13. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades. *Materials Characterization*, 1996, vol. 37, iss. 1, pp. 9–22. doi: 10.1016/S1044-5803(96)00019-8.
14. Wadsworth J., Sherby O.D. Response to Verhoeven comments on Damascus steel. *Materials Characterization*, 2001, vol. 47, iss. 2, pp. 163–165. doi: 10.1016/S1044-5803(01)00184-X.
15. Zykova A.P., Kurzina I.A., Novomeiskii M.Yu., Knyazev A.S., Nikulina A.A. Strukturno fazovoe sostoyanie Fe-soderzhashchikh splavov, modifitsirovannykh ul'tra- i nanodispersnyimi poroshkami oksidov d-metallov [Structural-phase composition of the Fe-contained alloyed, modified with ultra- and nanodispersed powders of d-metals oxides]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 4 (57), pp. 72–78.
16. Wadsworth J. Atcheometallurgy related to swords. *Materials Characterization*, 2015, vol. 99, pp. 1–7. doi: 10.1016/j.matchar.2014.10.019.
17. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B. Damascus steel microstructure. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, iss. 9–10, pp. 818–822. doi: 10.1007/s11015-016-0178-x.
18. Sukhanov D.A., Arhangel'skiy L.B., Plotnikova N.V. Morfologiya izbytochnoi karbidnoi fazy v vysokouglerodistykh splavakh tipa bulat [The morphology of the carbides in high-carbon alloys such as damascus steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4 (73), pp. 43–51. doi: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? *Materials Sciences and Applications*, 2016, vol. 7, iss. 11, pp. 792–802. doi: 10.4236/msa.2016.711061.
20. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B., Plotnikova N.V. Priroda uglovatykh karbidov v bulatnoi stali [Nature of angular carbides in damascus steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2017, no. 1, pp. 64–69.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)


Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Формирование структуры сваренных взрывом материалов: экспериментальные исследования и численное моделирование

Иван Батаев*

Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

 <http://orcid.org/0000-0003-2871-0269>,  ivanbataev@ngs.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.13

История статьи:

Поступила: 14 июля 2017
 Рецензирование: 31 октября 2017
 Принята к печати: 15 ноября 2017
 Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Сварка взрывом
 Волны
 Вихри
 Моделирование
 Гидродинамика сглаженных частиц
 Структура
 Электронная микроскопия
 Деформация
 Сталь
 Плавление

Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по государственному заданию № 11.7662.2017/БЧ.

АННОТАЦИЯ

Цель: изучение процессов формирования структуры в сваренных взрывом материалах с использованием подхода, основанного на совместном анализе результатов математического моделирования и структурных исследований. **Методы:** в качестве объекта исследований применялась низкоуглеродистая сталь 20, пластины которой соединялись взрывом. Полученный биметалл анализировался с методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Численное моделирование процесса высокоскоростного соударения стальных пластин проводилось в программном продукте Ansys Autodyn методом гидродинамики сглаженных частиц (Smooth Particle Hydrodynamics, SPH). **Результаты и обсуждение.** Свойства сваренных взрывом материалов в значительной мере определяются структурой тонких слоев, возникающих на межслойных границах при высокоскоростном соударении заготовок. В этих слоях материал претерпевает наиболее существенные структурные изменения. Основная часть свариваемых взрывом пластин деформируется незначительно и остается в слабонагретом состоянии. Высокие скорости деформационных процессов, развивающиеся на межслойных границах, приводят к существенной локализации и разогреву материала вблизи межслойной границы. Пластическая деформация при сварке взрывом происходит в условиях, близких к адиабатическим. Такие условия способствуют фазовым превращениям вблизи межслойной границы и даже локальному плавлению отдельных микрообъемов. В связи с высокой температуропроводностью металлов и значительным температурным градиентом дальнейший отвод тепла в слабдеформированные объемы пластин происходит с высокими скоростями ($10^4 \dots 10^7$ К/с). Это приводит к формированию вблизи межслойной границы метастабильных (в частности, мартенситных) структур. Структура материала, формирующаяся вблизи межслойных границ, является результатом конкуренции процессов деформационного упрочнения и термического разупрочнения свариваемых взрывом металлических заготовок. Показано, что метод гидродинамики сглаженных частиц адекватно воспроизводит явления волно- и струеобразования при сварке взрывом, а геометрические параметры волн, предсказываемые моделью, хорошо согласуются с экспериментальными данными. Максимальные значения пластической деформации в узком слое вблизи межслойных границ могут превышать $\epsilon = 6$.

Для цитирования: Батаев И.А. Формирование структуры сваренных взрывом материалов: экспериментальные исследования и численное моделирование // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 55–67. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-55-67.

Введение

Сварка взрывом является процессом соединения заготовок, происходящим при их высокоскоростном косом соударении [1, 2]. Как правило, необходимая для достижения высокой скорости энергия передается соединяемым телам газообразными продуктами реакции, образующимися

в процессе детонации взрывчатых веществ. В то же время существуют разновидности этого процесса, в которых для разгона заготовок используются магнитно-импульсные и другие устройства [3].

Наиболее ранняя из известных публикаций, посвященных сварке взрывом, является, вероятно, короткой заметкой, опубликованной Л.Р. Карлом в журнале Metal Progress [4], описывающей сварку латунных дисков при воздействии детонационного импульса. Джон Пирсон отмечал, что соединение металлических тел при

*Адрес для переписки

Батаев Иван Анатольевич, к.т.н., доцент
 Новосибирский государственный технический университет
 пр. К. Маркса, 20, 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 346-06-12, e-mail: ivanbataev@ngs.ru

высокоскоростном соударении наблюдалось и до работы Карла при испытаниях боеприпасов, в которых фрагменты боеголовок соударялись со стальными бронепластинами и прочно сваривались с ними [5]. В работе Кроссланда и Вильямса [6] утверждается, что отдельные факты «прилипания» пуль или шрапнели к броневым пластинам были зафиксированы еще во время первой мировой войны. Следует, однако, отметить, что соответствующих ссылок в их работе приведено не было. Тем не менее такой вариант взаимодействия металлических тел кажется достаточно правдоподобным. В монографии [7] М.А. Мейерс отмечает, что после работы Карла объем наиболее значимых исследований был выполнен в 1950-х гг. Райнхартом и Пирсоном [8]. Отдельно в изучении анализируемых явлений Мейерс подчеркивает важную роль российских ученых.

Согласно А.А. Дерибасу [9], автором термина «сварка взрывом» (Explosive Welding) является американец В. Филипчук, который в 1957 г. случайно зафиксировал соединение алюминия и стали при штамповке взрывом. Схема сварки, предложенная в работе Филипчука, реализуется в воде и в настоящее время применяется редко. В монографии [9] утверждается, что в Советском Союзе соединение металлов с использованием энергии взрыва впервые было получено Н.М. Сытым (примерно во второй половине 40-х гг. XX века) – одним из учеников М.А. Лаврентьева. Им был изготовлен монолитный стержень из пучков медной проволоки, обмотанных детонирующим шнуром. Однако особого внимания этому эксперименту уделено не было. Кроме того, в группе М.А. Лаврентьева при изучении кумулятивных зарядов было получено соединение меди со сталью, на котором отчетливо наблюдалось известное для сварки взрывом явление волнообразования. Тем не менее данный эксперимент вряд ли относится к технологии сварки.

В работе [10] приводятся воспоминания самого академика Лаврентьева, в которых утверждается, что сварка взрывом была зафиксирована сотрудниками Института гидродинамики СО РАН при разработке технологии упрочнения заготовок железнодорожных стрелочных переводов. В соответствии с этой технологией на стальную заготовку металась металлическая пластина и в некоторых случаях наблюдалось их соеди-

нение. Такой же точки зрения придерживается А.А. Дерибас [9], который отмечал, что систематические исследования в области сварки взрывом в Советском Союзе начались в Институте гидродинамики СО РАН в 1961 г. после эксперимента Е.И. Биченкова, В.С. Седых, Ю.А. Тришина и самого А.А. Дерибаса. Качан М.С. в своих воспоминаниях утверждал, что изобретателем сварки взрывом в Советском Союзе был один из сотрудников М.А. Лаврентьева В.М. Седых, который целенаправленно работал над процессом соединения металлов взрывом и получил положительный результат независимо от работ по упрочнению стрелок [11].

Тем не менее очевидно, что интенсивное развитие технологий, связанных с процессами взрыва, в частности штамповки взрывом и упрочнения взрывом, рано или поздно должно было привести к выделению самостоятельного процесса сварки взрывом. Огромный объем работ, посвященных теоретическому и экспериментальному описанию этой технологии, был выполнен в 1960–1980 гг. Значимые результаты исследований опубликованы в монографиях А.А. Дерибаса [9], Ю.А. Конона с соавторами [12], И.Д. Захаренко [13], Б. Кроссланда [2] и др.

В настоящее время теоретические и экспериментальные исследования в области сварки взрывом продолжают в Институте гидродинамики СО РАН, а также в ряде других отечественных и зарубежных лабораторий. Из отечественных следует выделить группы Волгоградского государственного технического университета [14, 15], Института структурной макрокинетики РАН [16, 17]. Большой объем работ по изучению сваренных взрывом материалов проведен коллективами исследователей под руководством Б.А. Гринберга [18, 19], В.В. Рыбина [20], А.А. Бердыченко [21], А.Е. Розена [22]. Среди зарубежных групп, активно публикующих работы по сварке взрывом, выделяются коллективы университета г. Кумамото (Япония), Института металлургии и инженерии материалов Польской академии наук (Польша), Пекинского института технологий (Китай), университета Аннамалаи (Индия).

Взрывные технологии могут быть использованы для соединения заготовок различной формы, однако наиболее часто их применяют для сварки плоских либо трубчатых образцов. Бэн-

кер Д., являвшийся директором отделения плакирования взрывом компании DMC (Dynamic Materials Corporation) – мирового лидера в области сварки взрывом, отмечал, что этот тип сварки востребован, как правило, при получении крупногабаритных металлических пластин, используемых в производстве емкостей высокого давления, теплообменников, химического оборудования. Сваренные взрывом заготовки могут быть использованы также в качестве промежуточных вставок, применяемых в дальнейшем для сварки плавлением заготовок из разнородных материалов.

Максимальные размеры соединяемых взрывом заготовок могут превышать 10 м. Толщина плакирующих слоев находится в диапазоне от 0,025 до 100 мм, а толщина плакируемого материала – от 0,025 мм до 1 м и более. Одно из основных требований, предъявляемых к свариваемым материалам, касается их пластичности, способности выдерживать интенсивную деформацию без разрушения заготовок. Важный фактор, который должен быть также учтен при выборе сочетаний разнородных материалов, связан с возможностью формирования в зонах сварных швов хрупких интерметаллидных фаз.

Типичная схема сварки взрывом, реализуемая при использовании в качестве заготовок плоских образцов, представлена на рис. 1. Над неподвижной пластиной с зазором устанавливается метаемая пластина с нанесенным на нее слоем взрывчатого вещества (ВВ) (рис. 1, а). Детонация инициируется электрическим детонатором, установленным с одной из сторон пластины. Детонационная волна с высокой скоростью распространяется по заряду ВВ и приводит к

образованию газообразных продуктов, оказывающих давление на метаемую пластину, ускоряя ее по направлению к нижней. Процесс сопровождается изгибом метаемой пластины (рис. 1, б) и ее косым соударением с неподвижным основанием. При определенных режимах соударения (скорости и угле соударения) происходит формирование прочного соединения.

Показано, что в процессе соударения пластин тонкий поверхностный слой свариваемых материалов «выдавливается» вперед в виде так называемой струи или пелены (в англоязычной литературе – «jet»). Это явление приводит к очистке соударяемых пластин от загрязнений и оксидных слоев и обеспечивает контакт ювенильных поверхностей. Высокие значения давлений и температур, достигаемые в зоне контакта, являются факторами, способствующими образованию прочной связи между соединяемыми заготовками.

Одной из характерных особенностей сварки взрывом является образование волнообразных границ раздела между свариваемыми пластинами [9]. Следует отметить, что такая форма границ проявляется не всегда, и плоские границы раздела часто обеспечивают прочные соединения [13].

Сварку взрывом обычно относят к процессам соединения в твердом состоянии [5, 7]. Тем не менее во многих работах показано, что тонкий слой материала, находящийся на границе между соединяемыми заготовками, претерпевает плавление [23, 24]. Расплавленные зоны могут вытягиваться в виде непрерывных прослоек либо формировать отдельные островки вдоль соединяемых пластин. Ввиду характерного тур-

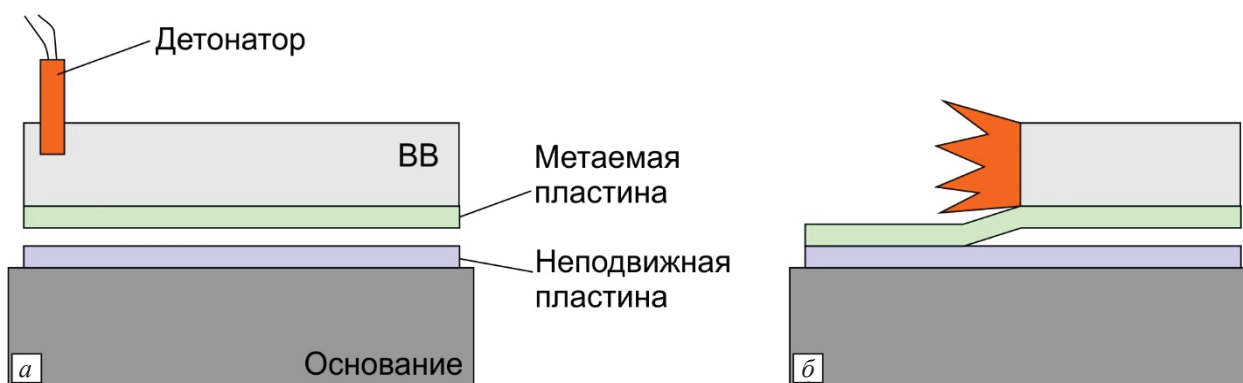


Рис. 1. Типичная схема сварки взрывом с параллельным расположением пластин

Fig. 1. Classical scheme of explosive welding with parallel arrangement of plates

булентного движения металла внутри расплавленных участков их часто называют вихревыми зонами.

Процесс формирования структуры при сварке взрывом вызывает большой интерес специалистов. Как правило, наиболее существенные структурные преобразования сосредоточены в тонких слоях вблизи поверхности сопряжения заготовок. Структура этих слоев определяет качество и набор эксплуатационных характеристик сваренных взрывом материалов. В данной работе для анализа структурных изменений в зоне сварного шва применены современные методы математического моделирования и экспериментальных исследований. В качестве материала для проведения сварки использовалась сталь 20. По ряду причин низкоуглеродистые стали являются удобным модельным материалом для анализа процессов, протекающих при сварке взрывом. Во-первых, они обладают высокой пластичностью и хорошо свариваются в широком диапазоне режимов соударения. Во-вторых, пластическая деформация и нагрев этих сталей приводят к формированию микроструктур, исследованию которых было посвящено множество работ (например, работы В.В. Рыбина [25]). Анализ структуры сварных швов позволяет воссоздать температурные и деформационные условия, которые имели место на границе соединяемых взрывом заготовок. На основании сравнения результатов математического моделирования и микроскопического анализа возможно сделать более точные выводы о процессах формирования структуры свариваемых взрывом материалов. Представленный в данной работе подход и полученные результаты могут быть в дальнейшем использованы для исследования сварки взрывом других, более сложных комбинаций материалов.

Таким образом, цель настоящей работы заключалась в изучении процессов формирования структуры в сваренных взрывом материалах и в подходе, основанном на совместном анализе результатов математического моделирования и структурных исследований.

Материалы и методы

Для сварки взрывом использовались пластины размерами $100 \times 50 \times 1$ мм из отожженной

стали 20. Поверхность пластин была тщательно очищена от оксидных пленок и промыта в ацетоне. Сварка взрывом осуществлялась по схеме, представленной на рис. 1. Расстояние между пластинами составляло 2 мм. В качестве ВВ использовался аммонит 6ЖВ. Толщина слоя ВВ составляла 23 мм. Образцы для структурных исследований вырезались из средней части полученного биметалла.

Микроструктурные исследования проводились на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m, растровом электронном микроскопе (РЭМ) Carl Zeiss EVO 50XVP и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) FEI Tecnai G2 20 TWIN. Микрошлифы для металлографических исследований готовились по стандартной технологии. На первом этапе образец разрезался вдоль направления вектора точки контакта. Далее полученная заготовка заливалась под давлением в полимерный держатель, шлифовалась при помощи абразивных бумаг и полировалась с использованием алмазных суспензий дисперсностью до 1 мкм. Микроструктуру образцов выявляли химическим травлением в водном растворе хлорного железа. Объекты для ПЭМ готовились путем электролитического утонения в установке Struers Tenupol-5.

Математическое моделирование проводили в программном продукте Ansys Autodyn с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц. Размер частиц составлял 2,5 мкм. Для достижения компромисса между высоким пространственным разрешением и разумной длительностью расчета задача сварки взрывом была существенно упрощена и сведена к двумерной задаче косоугольного соударения двух стальных пластин размером 1×10 мм. Угол соударения пластин составлял 15° , скорость соударения – 1200 м/с. Использованные начальные условия были предварительно рассчитаны по методике, представленной в работе [9]. Прочностные свойства материалов описывались с использованием модели Джонсона–Кука. Коэффициенты, используемые в этой модели, а также другие физические параметры материалов, необходимые для расчетов, брались из стандартной базы данных пакета Autodyn. Подробное описание используемых в расчетах уравнений состояния, а также численные значения коэффициентов подробно даны в работе [26].

Результаты и обсуждение

Микроскопические исследования структурных преобразований, происходящих на границе свариваемых взрывом стальных пластин

Строение сварного соединения в поперечном сечении представлено на рис. 2, а. Межслойная граница имела типичную для сварки взрывом волнистую морфологию. Вблизи вершин и впадин волн располагались вихревые участки. Вокруг границы отчетливо выявлялась темная зона, в пределах которой материал претерпевал значительную деформацию, сопровождающуюся образованием большого количества дефектов (рис. 2, б, д). Между вихревыми участками и сильнодеформированной зоной находился узкий слой рекристаллизованных зерен (рис. 2, в). Основной объем свариваемых взрывом пластин деформирован незначительно. Наиболее существенным признаком пластической деформации материала являлось образование двойников в ферритных зернах (рис. 2, з).

Анализ строения вихревых зон с использованием методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии свидетельствует о формировании внутри вихревых зон мартенситной структуры (рис. 2, е-з). В рекристаллизованных микрообъемах сформирована субмикроструктурная зеренно-субзеренная структура (рис. 2, и). Материал темной зоны, наблюдаемой на рис. 2, б, преимущественно представлен полосовой структурой (рис. 2, к), типичной для стали, находящейся в сильнодеформированном состоянии. Для слабодеформированной зоны характерно присутствие ферритных зерен с повышенным количеством дислокаций (рис. 2, л) и двойников деформационного происхождения (рис. 2, м).

Моделирование процесса сварки взрывом с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц

Процессы формирования структуры материала на границе свариваемых взрывом заготовок осложнены множеством явлений, сопутствующих динамическому взаимодействию металлических заготовок. Происходящие при сварке структурные преобразования зависят от параметров соударения заготовок и возможных сочетаний свариваемых сплавов. Структура материала, формирующаяся в отдельном микро-

объеме сварного соединения, определяется особенностями температурных и деформационных преобразований, происходящих в процессе взаимодействия заготовок. В связи с тем что связанные со сваркой взрывом физические явления локализованы в узком слое, а скорость протекающих процессов чрезвычайно велика, на практике возможно использование лишь небольшого количества экспериментальных методик оценки температурно-деформационных изменений, имеющих место при реализации анализируемой технологии. По этой причине для изучения явлений, сопровождающих сварку взрывом, широко используют расчетные методы. Большой объем исследований, связанных с моделированием происходящих при сварке процессов, выполнен с применением метода конечных элементов. Этот метод дает адекватные результаты при расчете возникающих в процессе соударения давлений, однако в меньшей степени пригоден для описания явлений струе- и волнообразования. В последнее десятилетие для моделирования процессов сварки взрывом все более активно используется метод гидродинамики сглаженных частиц (SPH – smooth particle hydrodynamics). Важнейшим его достоинством является возможность описания деформационных процессов с высокими степенями и соответствующих температурных изменений, происходящих при динамическом взаимодействии.

В данной работе метод SPH был использован для симуляции процесса косоугольного соударения двух пластин из стали 20 толщиной 1 мм (рис. 3). Анализ изображений, представленных на рис. 3, а, свидетельствует о том, что метод SPH убедительно воспроизводит процессы волнообразования, механического перемешивания взаимодействующих материалов и формирования струи, движущейся перед точкой соударения. Предсказываемая данной моделью картина деформации адекватна волнам, образующимся в реальном эксперименте (рис. 3, в). Характер распределения значений давления, возникающего в процессе соударения пластин, представлен на рис. 3, б. Анализ расчетных данных свидетельствует о том, что максимальные давления (более 30 ГПа) локализованы в зоне диаметром менее 1 мм, расположенной за точкой соударения. Следует обратить внимание на то, что ударная волна распространяется по всей толщине свариваемых

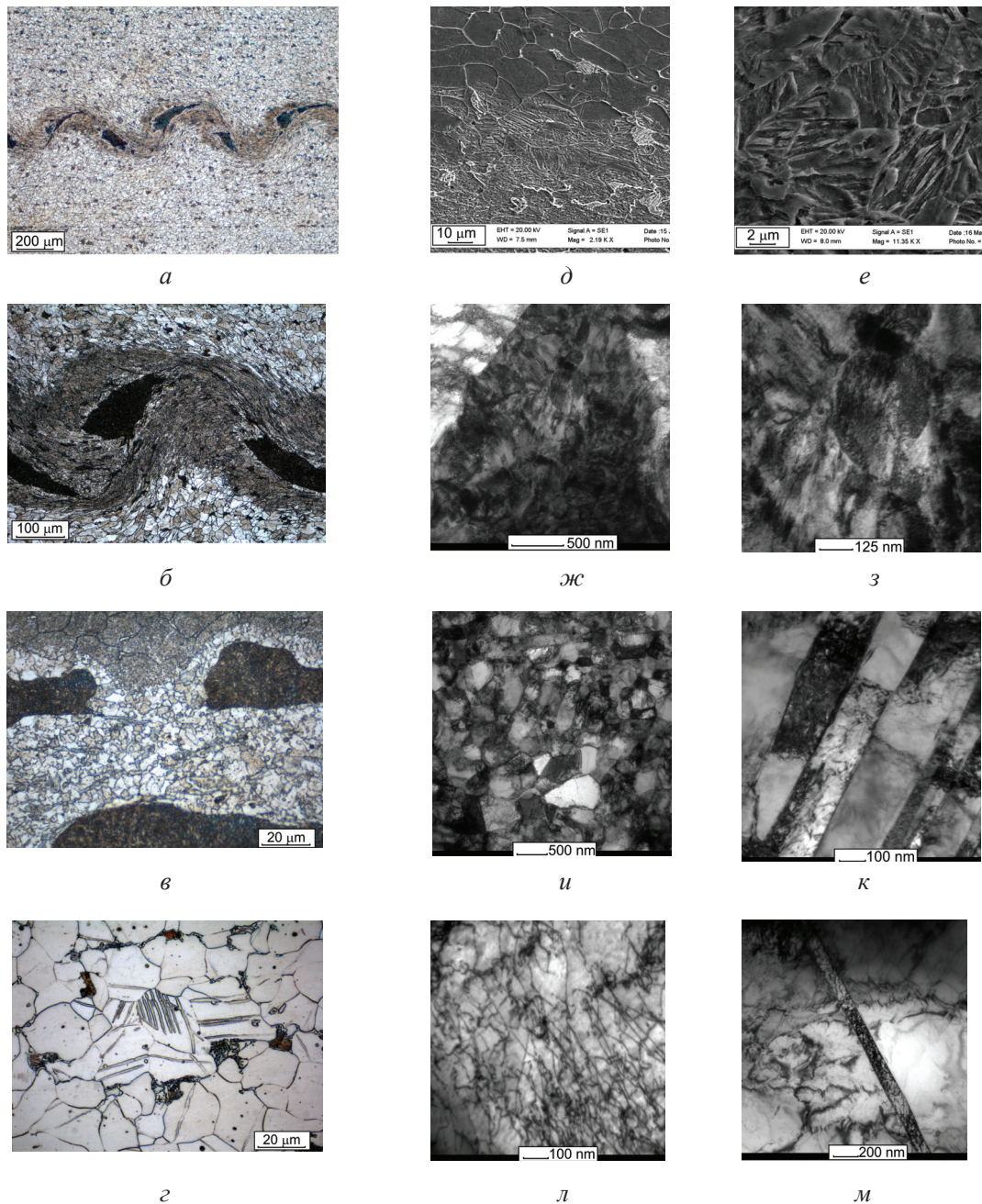


Рис. 2. Микроструктура стали 20, сформированная в процессе сварки взрывом: *а* – общий вид сварного соединения в поперечном сечении; *б* – структура материала вблизи межслойной границы; *в* – область, прилегающая к вихревым зонам; *г* – двойники деформации в слабодеформированной области стальной пластины; *д* – граница между слабодеформированной и сильнодеформированной зонами (РЭМ); *е* – мартенситная структура вихревых зон (РЭМ); *ж*, *з* – мартенситная структура вихревых зон (ПЭМ); *и* – зерно-субзеренная структура материала вблизи вихревых зон (ПЭМ); *к* – полосовая структура в сильнодеформированной области (ПЭМ); *л*, *м* – дислокации и двойники деформации в слабодеформированной области (ПЭМ)

Fig. 2. Microstructures of low carbon steel (0.2 wt.%C), formed during explosive welding: *a* – cross section of the joint at low magnification; *б* – structure of material near the interface; *в* – area near the vortices; *г* – deformation twins in slightly deformed area; *д* – boundary between slightly deformed and significantly deformed areas; *е* – martensite structure of vortices (SEM); *ж*, *з* – martensite structure of vortices (TEM); *и* – granular and subgranular structure near the vortices (TEM); *к* – deformation bands in significantly deformed zone (TEM); *л*, *м* – dislocations and twins in slightly deformed zone (TEM)

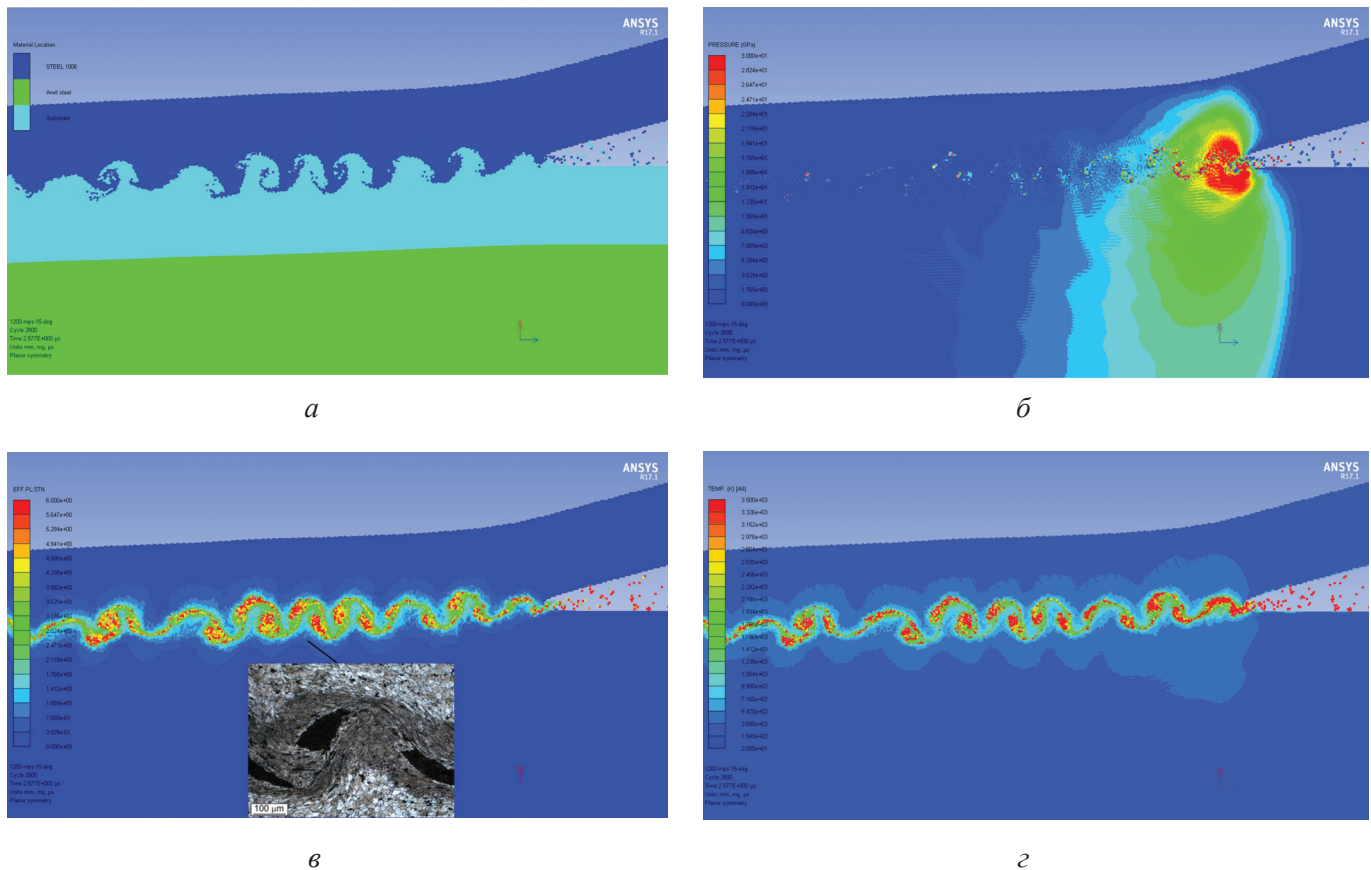


Рис. 3. Результаты моделирования процесса косоугольного соударения пластин из стали 20 методом гидродинамики сглаженных частиц:

a – перераспределение материала, иллюстрирующее формирование волновых и вихревых зон в области сварного шва; *б* – карта распределения значений давления; *в* – карта распределения значений деформации; *г* – карта распределения значений температуры

Fig. 3. Results of SPH simulation of an oblique collision of low carbon steel plates:

a – materials location; *б* – pressure distribution; *в* – plastic strain distribution; *г* – temperature distribution

заготовок. Таким образом, деформационному воздействию подвергается весь объем пластин. Фактически при сварке взрывом отсутствует типичная для других методов сварки зона основного металла с неизменной, т. е. первоначальной структурой.

Согласно расчетам максимальная степень пластической деформации при сварке взрывом достигает 6 и более. Однако значения такого уровня характерны лишь для очень узкого слоя (менее 50 мкм), расположенного вдоль границы соединяемых заготовок, а также для центров вихревых зон, возникающих вблизи гребней и впадин волн. Высокие значения деформации объясняются аномальным уровнем давления, приводящего к существенному нагреву материала и его термическому разупрочнению.

Результаты расчетов, представленные на рис. 3, *в*, позволяют сделать выводы о харак-

тере температурных изменений, сопутствующих сварке материалов взрывом. Узкая зона вдоль межслойных границ подвергается разогреву до температур, превышающих температуру плавления стали. Особенно высокие температуры достигаются в вихревых зонах. Результаты численного моделирования подтверждают предположение о том, что вихревые зоны в процессе сварки взрывом находятся в расплавленном состоянии.

Следует отметить, что используемая в Autodyn модель взаимодействия заготовок не позволяет учесть эффекты, обусловленные теплопроводностью и приводящие к охлаждению материала. В соответствии с используемой моделью процессы пластической деформации реализуются в адиабатических условиях и теплообмена между разогретым металлом и смежными объемами пластин не происходит. С учетом высоких скоростей соударения данное предпо-

ложение является, вероятно, корректным при описании процессов деформации и нагрева материала. Однако характер формирующейся в итоге структуры в значительной степени зависит от скорости охлаждения разогретого материала. Для оценки скорости охлаждения в работе [27] был разработан подход, основанный на решении уравнения теплопроводности методом конечных разностей. Начальные условия при этом получали путем анализа формирующейся при сварке взрывом микроструктуры. Полученные результаты свидетельствовали о том, что скорость охлаждения при сварке взрывом находится в диапазоне $10^4 \dots 10^7$ К/с, что существенно превышает значения, реализуемые при классической закалке сталей. Указанный диапазон скоростей охлаждения обусловлен высокой теплопроводностью металлических материалов и малым размером зон, нагретых до высоких температур. Таким образом, охлаждение сварных зон реализуется преимущественно за счет отвода тепла от межслойных границ во внутренние слои образца.

Формирование структуры в процессе сварки взрывом

Результаты математического моделирования и микроструктурного анализа, представленные в предыдущих разделах, а также в ряде опубликованных работ [28, 29], дают представление о механизме формирования структуры в процессе сварки взрывом. При высокоскоростном косом соударении заготовок пластическая деформация с высокими степенями наблюдается лишь в достаточно узкой зоне вблизи межслойной границы. Поскольку степень пластической деформации в этой зоне превышает 1, можно полагать, что деформация вблизи границы соответствует критерию «интенсивной пластической деформации».

По мере удаления от межслойной границы степень пластической деформации резко снижается, и основная часть материала деформируется лишь незначительно при прохождении ударных волн. Следует подчеркнуть также, что пластическое течение при сварке взрывом реализуется в условиях, близких к гидростатическому сжатию, что в совокупности с высокими значениями температуры, достигаемыми в зоне соударения, позволяет материалу деформироваться с высокой степенью без разрушения.

В соответствии с общепринятой дислокационной моделью пластической деформации материал в процессе сварки взрывом должен упрочняться за счет формирования значительного числа дефектов. В то же время в связи с высокой скоростью процесса сварки взрывом образующееся в результате деформации тепло не успевает отводиться во внутренние слои материала. Эта особенность обуславливает термическое разупрочнение стали. Конечная структура материала является результатом конкуренции действующих одновременно процессов деформационного упрочнения и термического разупрочнения.

Вблизи межслойной границы нагрев локальных микрообъемов происходит до значений, превышающих температуру плавления стали. Наиболее вероятно формирование расплава внутри вихревых зон, характерной особенностью которых является перемешивание микрообъемов материалов взаимодействующих пластин. Зоны, примыкающие к вихрям, также деформируются с высокими степенями (см. рис. 2, в, и). Тепла, выделяющегося в них, недостаточно для плавления стали, в то же время достигаемая температура превышает температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Высокая степень дефектности сильнодеформированной структуры способствует быстрой фазовой перекристаллизации материала. Температура в темных зонах, наблюдаемых на рис. 2, б, является недостаточно высокой для протекания фазовых превращений, сопровождаемых перекристаллизацией, а времени пребывания этих зон при высокой температуре не хватает для развития рекристаллизационных процессов. В соответствии с проведенными исследованиями для этих зон характерно формирование структуры полосового типа (рис. 2, к).

Последующие структурные превращения происходят в условиях высокоскоростного охлаждения, что объясняет образование мартенситной структуры в вихревых зонах. Этот факт хорошо коррелирует с результатами работы [27], в которой высокоскоростное охлаждение привело к формированию в вихревых зонах аморфных и квазикристаллических фаз.

Заключение

В работе представлены результаты численного моделирования и микроструктурных исследо-

ваний сварных соединений между пластинами стали 20. На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Метод гидродинамики сглаженных частиц адекватно воспроизводит явления волно- и струеобразования при сварке взрывом. Геометрические параметры волн, предсказываемых моделью, хорошо согласуются с экспериментальными данными.

2. Формирование структуры в процессе сварки взрывом происходит в условиях конкурирующих процессов деформационного упрочнения и термического разупрочнения. Высокие степени пластической деформации (более 1) наблюдаются лишь в узкой зоне вблизи межслойной границы. В результате высокой скорости деформационных процессов образующееся тепло не успевает отводиться во внутренние слои пластин, что приводит к локальному плавлению и фазовой перекристаллизации.

3. В связи с тем что основная часть свариваемых пластин остается слабдеформированной и соответственно слабонагретой, после завершения процесса соударения образовавшееся на границе тепло быстро отводится во внутренние объемы пластин. Достигаемые скорости охлаждения превышают 10^4 К/с, что приводит к образованию закалочных структур.

4. Представленный в работе подход, основанный на совместном анализе результатов математического моделирования и микроструктурных исследований, может быть эффективно использован для объяснения структурных превращений, имеющих место при сварке взрывом других сочетаний материалов.

Список литературы

1. *Crossland B.* Review of the present state-of-the-art in explosive welding // *Metals Technology*. – 1976. – Vol. 3, iss. 1. – P. 8–20. – doi: 10.1179/030716976803391845.
2. *Crossland B.* Explosive welding of metals and its application. – Oxford: Oxford University Press, 1982. – 233 p. – ISBN 978-0198591191.
3. *Shanthala K., Sreenivasa T.N.* Review on electromagnetic welding of dissimilar materials // *Frontiers of Mechanical Engineering*. – 2016. – Vol. 11, iss. 4. – P. 363–373. – doi: 10.1007/s11465-016-0375-0.
4. *Carl L.R.* Brass welds made by detonation impulse // *Metal Progress*. – 1946. – Vol. 46. – P. 102–103.

5. *Blazynski T.Z.* Explosive welding, forming and compaction. – Netherlands: Springer, 1983. – 402 p. – ISBN 978-94-011-9751-9.

6. *Crossland B., Williams J.D.* Explosive welding // *Metallurgical Reviews*. – 1970. – Vol. 15, iss. 1. – P. 79–100. – doi: 10.1179/mtlr.1970.15.1.79.

7. *Meyers M.A.* Dynamic behavior of materials. – New York: John Wiley & Sons, 1994. – 668 p. – ISBN 9780471582625.

8. *Rinehart J.S., Pearson J.* Explosive working of metals. – New York: Macmillan, 1963. – 360 p. – ISBN 978-0080101699.

9. *Дерибас А.А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980. – 224 с.

10. *Васильев А.А.* Угроженный взрыв // *Наука из первых рук*. – 2015. – Т. 64, № 4. – С. 14–33.

11. *Качан М.С.* Изобретена сварка взрывом [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.proza.ru/2013/01/05/517> (дата обращения: 15.11.2017).

12. *Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д.* Сварка взрывом. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.

13. *Захаренко И.Д.* Сварка металлов взрывом. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – 205 с. – ISBN 5-343-00551-9.

14. *Лысак В., Кузьмин С.* Сварка взрывом. – Москва: Машиностроение, 2005. – 543 с. – ISBN 5-94275-220-6.

15. *Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Шморгунов В.Г.* Титаностальные композиты и соединения. – Волгоград: ВолгГТУ, 2013. – 344 с. – ISBN 978-5-9948-1011-8.

16. Компьютерное моделирование деформации составляющих слоев биметалла в процессе сварки взрывом с использованием программы LS-DYNA / И.В. Денисов, А.Ю. Муйземнек, А.Е. Розен, О.Л. Первухина, Ю.А. Гордополов // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. – 2010. – № 5 (65). – С. 66–74.

17. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом / О.Л. Первухина, А.А. Бердыченко, Л.Б. Первухин, Д.В. Олейников // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. – 2006. – № 9. – С. 51–54.

18. Сварка взрывом: процессы и структуры / О.В. Антонова, Ю.П. Бешапошников, А.М. Власова, Б.А. Гринберг, Л.М. Гуревич, О.А. Елкина, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, В.Е. Кожевников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, А.М. Пацелов, В.П. Пилюгин, А.В. Плотников, М.С. Пушкин, В.В. Рыбин, Г.А. Салищев, О.В. Слаутин, А.П. Танкеев, Т.П. Толмачев, В.О. Харламов. – М.: Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с. – ISBN 978-5-9909179-0-3.

19. Fragmentation processes during explosion welding (review) / B. Grinberg, M. Ivanov, V.V. Rybin,

O. Elkina, A.M. Patselov, O. Antonova, A. Inozemtsev, T.P. Tolmachev // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2013. – Vol. 2013, iss. 10. – P. 727–737. – doi: 10.1134/S0036029513100030.

20. Rybin V.V., Zolotarevskii N.Yu., Ushanova E.A. Analysis of the misoriented structures in the model copper-copper compound formed by explosion welding // *Technical Physics*. – 2014. – Vol. 59, iss. 12. – P. 1819–1832. – doi: 10.1134/S106378421412024X.

21. Berdychenko A.A., Pervukhin L.B., Pervukhina O.L. Evolution of titanium structure in the zone of the joint formed by explosive welding // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2009. – Vol. 51, iss. 9–10. – P. 476–481. – doi: 10.1007/s11041-010-9196-7.

22. Розен А.Е. Разработка научных основ технологических процессов взрывного прессования, формирования структуры и свойств сегнетокерамических материалов: дис. ... д-ра техн. наук. – Волгоград, 1999. – 391 с.

23. Explosively welded multilayer Ni-Al composites / I.A. Bataev, T.S. Ogneva, A.A. Bataev, V.I. Mali, M.A. Esikov, D.V. Lazurenko, Y. Guo, A.M. Jorge Junior // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 1082–1087. – doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.103.

24. Metallic glass formation at the interface of explosively welded Nb and stainless steel / I.A. Bataev, K. Hokamoto, H. Keno, A.A. Bataev, I.A. Balagansky,

A.V. Vinogradov // *Metals and Materials International*. – 2015. – Vol. 21, iss. 4. – P. 713–718. – doi: 10.1007/s12540-015-5020-7.

25. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

26. Батаев И.А. Структура и механические свойства многослойных композиционных материалов, сформированных по технологии сварки взрывом тонколистовых заготовок из низкоуглеродистой стали: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2010. – 226 с.

27. High cooling rates and metastable phases at the interfaces of explosively welded materials / I.A. Bataev, D.V. Lazurenko, S. Tanaka, K. Hokamoto, A.A. Bataev, Y. Guo, A.M. Jorge // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 135. – P. 277–289. – doi: 10.1016/j.actamat.2017.06.038.

28. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, V.G. Burov, E.A. Prikhod'ko // *Physics of Metals and Metallography*. – 2012. – Vol. 113, iss. 3. – P. 233–240. – doi: 10.1134/S0031918X12030039.

29. Structural changes of surface layers of steel plates in the process of explosive welding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, V.A. Bataev, I.A. Balaganskii // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2014. – Vol. 55, iss. 9–10. – P. 509–513. – doi: 10.1007/s11041-014-9663-7.

Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science



Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Structure of Explosively Welded Materials: Experimental Study and Numerical Simulation

Ivan Bataev *

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

 <http://orcid.org/0000-0003-2871-0269>,  ivanbataev@ngs.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 July 2017

Revised: 31 October 2017

Accepted: 15 November 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords

Explosive welding

Explosive cladding

Waves

Vortices

Simulation

Smooth particle hydrodynamics

Structure

Electron microscopy

Deformation

Steel

Melting

ABSTRACT

Purpose: the properties of explosively welded materials to a large extent depend on structure of thin layers which appear near the interface during a high velocity collision of workpieces. The main purpose of this paper was to study formation of materials structure in these layers by simultaneous analysis of numerical simulation results and results of materials characterization. **Methods:** low carbon steel plates (0.2 wt. %C) were used for explosive welding. The structure of explosively welded material was studied using light microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The numerical simulation was carried out using smooth particle hydrodynamic (SPH) method in Ansys Autodyn software. **Results and discussion:** the most significant structural changes occur in a thin layer near the interface of explosively welded materials. The main part of the sample is just insignificantly deformed and slightly heated. High strain rate deformation in the vicinity of the interface leads to localization of strain and significant heating of materials. The conditions of the deformation during the welding are close to adiabatic. Due to the high temperature diffusivity and large temperature gradients the subsequent transfer of the heat to slightly heated layers occurs with high rates ($10^4 \dots 10^7$ K/s). This leads to formation of metastable structures (in this study, the martensite structures were observed). The structure of the welded plates forms as a result of competition between strain hardening and temperature softening processes. The SPH simulation successfully reproduced wave formation, vortices formation and jetting phenomena. The geometry of the interface predicted by the simulation was in a very good agreement with geometry, observed in metallographic study. The simulation predicts that the strain in a very thin layer near the interface can exceed $\varepsilon = 6$.

Funding:

This research was supported by Ministry of Education and Science of Russian Federation according to state task No 11.7662.2017/BCh.

For citation: Bataev I.A. Structure of explosively welded materials: experimental study and numerical simulation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 55–67. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-55-67. (In Russian).

References

1. Crossland B. Review of the present state-of-the-art in explosive welding. *Metals Technology*, 1976, vol. 3, iss. 1, pp. 8–20. doi: 10.1179/030716976803391845.
2. Crossland B. *Explosive welding of metals and its application*. Oxford, Oxford University Press, 1982. 233 p. ISBN 978-0198591191.
3. Shanthala K., Sreenivasa T.N. Review on electromagnetic welding of dissimilar materials. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2016, vol. 11, iss. 4, pp. 363–373. doi: 10.1007/s11465-016-0375-0.
4. Carl L.R. Brass welds made by detonation impulse. *Metal Progress*, 1946, vol. 46, iss. 1, pp. 102–103.

* Corresponding author

Ivan A. Bataev, Ph.D. (Engineering), Assistant Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa, 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 346-06-12, e-mail: ivanbataev@ngs.ru

5. Blazynski T.Z. *Explosive welding, forming and compaction*. Netherlands, Springer, 1983. 402 p. ISBN 978-94-011-9751-9.
6. Crossland B., Williams J.D. Explosive welding. *Metallurgical Reviews*, 1970, vol. 15, iss. 1, pp. 79–100. doi: 10.1179/mtlr.1970.15.1.79.
7. Meyers M.A. *Dynamic behavior of materials*. New York, John Wiley & Sons, 1994. 668 p. ISBN 9780471582625.
8. Rinehart J.S., Pearson J. Explosive working of metals. New York, Macmillan, 1963. 360 p. ISBN 978-0080101699.
9. Deribas A.A. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom* [Physics of hardening and welding by explosion]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1980. 224 p.
10. Vasil'ev A.A. Ukroshchennyi vzryv [The controlled explosion]. *Nauka iz pervykh ruk = Science First Hand*, 2015, vol. 64, no. 4, pp. 14–33. (In Russian).
11. Kachan M.S. *Izobretena svarka vzryvom* [Explosive welding was discovered]. Available at: <https://www.proza.ru/2013/01/05/517> (accessed 15.11.2017).
12. Konon Yu.A., Pervukhin L.B., Chudnovskii A.D. *Svarka vzryvom* [Explosion welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987. 216 p.
13. Zakharenko I.D. *Svarka metallov vzryvom* [Explosive welding of metals]. Minsk, Navuka i tekhnika Publ., 1990. 205 p. ISBN 5-343-00551-9.
14. Lysak V., Kuz'min S. *Svarka vzryvom* [Explosive welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 543 p. ISBN 5-94275-220-6.
15. Trykov Yu.P., Gurevich L.M., Shmorgun V.G. *Titanostal'nye kompozity i soedineniya* [Titanium-steel composites and joints]. Volgograd, VolgGTU Publ., 2013. 344 p. ISBN 978-5-9948-1011-8.
16. Denisov I.V., Muizemnek A.U., Rozen A.E., Pervukhina O.L., Gordopolov U.A. Komp'yuternoe modelirovanie deformatsii sostavlyayushchikh sloev bimetallov v protsesse svarki vzryvom s ispol'zovaniem programmy LS-DYNA [Computer modelling of deformation of making layers of bimetal in the course of explosion welding with program LS-DYNA]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia of Volgograd State Technical University*, 2010, vol. 4, no. 5 (65), pp. 66–74.
17. Pervukhina O.L., Berdychenko A.A., Pervukhin L.B., Oleinikov D.V. Vliyanie sostava atmosfery na obrazovanie soedineniya titana so stal'yu pri svarke vzryvom [The influence of the composition of the atmosphere on formation of joint between titanium and steel by explosion welding]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia of Volgograd State Technical University*, 2006, no. 9, pp. 51–54.
18. Antonova O.V., Besshaposhnikov Yu.P., Vlasova A.M., Grinberg B.A., Gurevich L.M., Elkina O.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V., Kozhevnikov V.E., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Patselov A.M., Pilyugin V.P., Plotnikov A.V., Pushkin M.S., Rybin V.V., Salishchev G.A., Slautin O.V., Tankeev A.P., Tolmachev T.P., Kharlamov V.O. *Svarka vzryvom: protsessy i struktury* [Explosion welding: processes and structures]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2017. 236 p. ISBN 978-5-9909179-0-3.
19. Grinberg B., Ivanov M., Rybin V.V., Elkina O., Patselov A.M., Antonova O., Inozemtsev A., Tolmachev T.P. Fragmentation processes during explosion welding (review). *Russian Metallurgy (Metally)*, 2013, vol. 2013, iss. 10, pp. 727–737. doi: 10.1134/S0036029513100030.
20. Rybin V.V., Zolotorevskii N.Yu., Ushanova E.A. Analysis of the misoriented structures in the model copper-copper compound formed by explosion welding. *Technical Physics*, 2014, vol. 59, iss. 12, pp. 1819–1832. doi: 10.1134/S106378421412024X.
21. Berdychenko A.A., Pervukhin L.B., Pervukhina O.L. Evolution of titanium structure in the zone of the joint formed by explosive welding. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, iss. 9–10, pp. 476–481. doi: 10.1007/s11041-010-9196-7.
22. Rozen A.E. *Razrabotka nauchnykh osnov tekhnologicheskikh protsessov vzryvnogo pressovaniya, formirovaniya struktury i svoystv segnetokeramicheskikh materialov*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Development of scientific basis of technological processes of explosion compaction, formation of structure and properties of segnetoceramic materials. Dr. eng. sci. diss.]. Volgograd, 1999. 391 p.
23. Bataev I.A., Ogneva T.S., Bataev A.A., Mali V.I., Esikov M.A., Lazurenko D.V., Guo Y., Jorge Junior A.M. Explosively welded multilayer Ni-Al composites. *Materials and Design*, 2015, vol. 88, pp. 1082–1087. doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.103.
24. Bataev I.A., Hokamoto K., Keno H., Bataev A.A., Balagansky I.A., Vinogradov A.V. Metallic glass formation at the interface of explosively welded Nb and stainless steel. *Metals and Materials International*, 2015, vol. 21, iss. 4, pp. 713–718. doi: 10.1007/s12540-015-5020-7.

25. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformations and failure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 224 p.

26. Bataev I.A. *Struktura i mekhanicheskie svoistva mnogosloinykh kompozitsionnykh materialov, sformirovannykh po tekhnologii svarki vzryvom tonkolistovykh zagotovok iz nizkouglerodistoi stali*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and mechanical properties of multilayer composite materials, fabricated by explosion welding of thin sheets of low carbon steel. PhD eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2010. 226 p.

27. Bataev I.A., Lazurenko D.V., Tanaka S., Hokamoto K., Bataev A.A., Guo Y., Jorge A.M. High cooling rates and metastable phases at the interfaces of explosively welded materials. *Acta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 277–289. doi: 10.1016/j.actamat.2017.06.038.

28. Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Burov V.G., Prikhod'ko E.A. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, iss. 3, pp. 233–240. doi: 10.1134/S0031918X12030039.

29. Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Bataev V.A., Balaganskii I.A. Structural changes of surface layers of steel plates in the process of explosive welding. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55, iss. 9–10, pp. 509–513. doi: 10.1007/s11041-014-9663-7.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Равновесные системы «газ–жидкость» для сплава Sb–Ag при вакуумной дистилляции

Алексей Королев ^a, Сергей Краухин ^b, Геннадий Мальцев ^{c,*}

Акционерное общество «Уралэлектромедь», пр. Успенский, 1, г. Верхняя Пышма, 624091, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-0338-9774>, gennadymaltsev@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-1388-4661>, S.Krauhin@elem.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-0750-0070>, mgi@elem.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 661.85.8...471:669.053:66.048.1–982

История статьи:

Поступила: 2 октября 2017
 Рецензирование: 25 октября 2017
 Принята к печати: 7 ноября 2017
 Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Диаграмма
 Модель
 Вакуум
 Сплав
 Дистилляция
 Свинец
 Сурьма
 Разделение
 Энергия Гиббса

АННОТАЦИЯ

Объект исследования: статья посвящена вопросу создания экологически безопасной, технологически эффективной и экономически выгодной высокопроизводительной комплексной схемы по переработке свинецсодержащих промпродуктов и отходов, в частности, силикатного шлака (СШ), образующегося при плавке медьэлектролитного шлама, с получением товарных моноэлементных продуктов. Для анализа поведения поликомпонентного сплава в процессе переработки, предварительного выбора температуры и давления системы, оценки эффективности разделения компонентов при вакуумной перегонке используют фазовые диаграммы температура–состав « $T-x$ » и давление–состав « $P-x$ ». **Цель работы:** расчет равновесных состояний «газ–жидкость» VLE (vapor liquid equilibrium), в том числе зависимости состава фаз от температуры ($T-x$) и давления ($P-x$) для Sb–Ag сплава при вакуумной перегонке на основе модели $MIVM$ (molecular interaction volume model), а также определение термодинамических параметров процесса. **Используемые методы и подходы:** расчет коэффициентов активности компонентов Sb–Ag сплава выполнен с помощью объемной модели молекулярного взаимодействия $molecular\ interaction\ volume\ model$ ($MIVM$). **Новизна:** расчет диаграмм VLE с использованием модели $MIVM$. **Основные результаты:** в интервале температур 823...1073 К рассчитаны давления насыщенного пара (Па) для Ag $(0,0053...50,544) \cdot 10^{-6}$ и Sb $(3,954...273,664)$. Высокие значения $p_{Sb}^*/p_{Ag}^* = (74,488...0,514) \cdot 10^7$ и коэффициента разделения $\log \beta_{Sb} = 5,842...12,253$ создают теоретические предпосылки для селективного выделения этих металлов вакуумной дистилляцией, когда сурьма обогащается в газовой фазе ($\beta_{Sb} > 1$), а серебро – в жидкой. Мольная доля серебра в газовой фазе $y_{Ag} = (0,00001...1296,8) \cdot 10^{-8}$ увеличивается с ростом температуры 823...1073 К и мольной доли металла в сплаве $x_{Ag} = 0,1...0,9$. С использованием модели $MIVM$ рассчитаны коэффициенты активности сурьмы $\gamma_{Sb} = 0,060...0,945$ и серебра $\gamma_{Ag} = 0,000377...0,974$ для Sb–Ag сплава различного состава в исследованном температурном диапазоне. Для фазовых диаграмм VLE может быть использовано правило рычага (правило отрезков) для прогнозирования количества вещества, остатков и возгонов при заданной температуре. Для границы раздела фаз «жидкость–газ» Sb–Ag сплава определены значения избыточных энергии Гиббса, энтальпии и энтропии: $-G_m^E = 1,9...6,9$ кДж/моль; $-H_m^E = 2,03...8,77$ кДж/моль; $S_m^E = 0,13...2,55$ Дж/моль · К. **Практическая значимость:** фазовые диаграммы VLE сплавов обеспечивают необходимой информацией для проектирования технологических параметров промышленного производства вакуумной металлургии, а также для прогнозирования температуры и давления процесса с целью получения Ag- и Sb-содержащих продуктов заданного состава.

Для цитирования: Королев А.А., Краухин С.А., Мальцев Г.И. Равновесные системы «газ–жидкость» для сплава Sb–Ag при вакуумной дистилляции // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 68–83. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-68-83.

Введение

При комплексной переработке силикатных шлаков от рафинирования черного свинца, содержащих соединения Sb–Ag, предполагается

*Адрес для переписки

Мальцев Геннадий Иванович, д.т.н., с.н.с.
 Акционерное общество «Уралэлектромедь»
 пр. Успенский, 1, 624091, г. Верхняя Пышма, Россия
 Тел.: 8 (922) 144-60-65, e-mail: mgi@elem.ru

использование вакуумной перегонки, считающейся одним из самых эффективных и экологически чистых методов для разделения и очистки, переработки и рафинирования различных металлов [1]. Она имеет ряд преимуществ, таких как относительно низкое потребление энергии, короткий производственный цикл, высокую рентабельность, отсутствие подлежащих утили-

зации отходов по сравнению с традиционными методами, например, пирометаллургической переработкой и электролизом [2]. Теоретические предпосылки для разделения компонентов металлических сплавов вакуумной дистилляцией можно оценить, сравнивая величины давления насыщенных паров чистых металлов (P^*) при заданной температуре, а также значения коэффициента разделения (β) легко- и трудновогоняемых компонентов соответственно в газовой и жидкой фазах [3]. При расчете последнего показателя необходимо определить коэффициенты активности (γ) компонентов сплава в зависимости от его состава и температуры системы [4].

Агрегатное состояние компонентов бинарного металлического сплава i - j при вакуумной перегонке в зависимости от его состава (x), температуры (T) и давления (P) в исследуемой системе можно прогнозировать с помощью равновесных фазовых диаграмм «жидкость–газ» (*vapor liquid equilibrium* – *VLE*) « T - x » и « P - x », рассчитанных для бинарного сплава, в частности Sb - Ag , на основе молекулярной модели объемного взаимодействия (*molecular interaction volume model* – *MIVM*) [5]. Согласно *MIVM* можно оценить термодинамические параметры (избыточную энергию Гиббса, энтальпию и энтропию) для границы раздела фаз «жидкость–газ» смеси i - j . При расчете термодинамических параметров задействованы координационные числа (Z), молярные объемы (V_m) и потенциальные энергии парного взаимодействия (B) компонентов сплава [6].

Объективные *VLE* зависимости важны для выбора температуры и давления системы, оценки эффективности разделения компонентов сплава при вакуумной перегонке [7]. Обычно определение термодинамических характеристик из экспериментальных данных занимает много времени и требует значительных финансовых затрат. Следовательно, теоретический расчет является альтернативным и эффективным способом получения информации о термодинамических свойствах сплавов, особенно для многокомпонентных систем [8]. С использованием названных моделей можно оценить термодинамические параметры процесса взаимодействия компонентов сплава в жидкой фазе, прогнозировать количественный и качественный состав получаемых продуктов при вакуумной перегонке в составе возгонов (конденсат) и остатка.

Целью работы являлось прогнозирование качественного и количественного состава продуктов вакуумной возгонки исходного Sb - Ag сплава посредством расчета равновесных состояний «газ–жидкость» (*VLE*), в том числе зависимости состава фаз от температуры (T - x) и давления (P - x) на основе модели *MIVM*, а также определение термодинамических параметров процесса фазового перехода компонентов сплава.

Методика исследований

В равновесной системе «жидкость–газ» химический потенциал (фугитивность) одного из компонентов в обеих фазах равен потенциалу другого и оба они соответствуют зависимости [9]

$$\Phi_i p y_i = \Phi_i^* p_i^* \gamma_i x_i \exp\left(\frac{V_i^l (p - p_i^*)}{RT}\right), \quad (1)$$

где Φ_i – фугитивность компонента i в газовой фазе; Φ_i^* – коэффициент фугитивности насыщенной жидкости чистого компонента i ; T и p – температура и давление в системе; p_i^* – давление насыщенных паров чистого компонента i при температуре T ; γ_i – коэффициент активности компонента i в жидкой фазе при данных температуре, давлении и мольной доле компонента i ; x_i и y_i – мольная доля компонента i в жидкой и газовой фазах соответственно; V_i^l – мольный объем чистой жидкости i ; R – универсальная газовая постоянная.

Остаточное давление в исследуемой системе достаточно низкое ($p \leq 133$ Па) и паровая фаза ведет себя как идеальный газ, откуда $\Phi_i = \Phi_i^* \approx 1,0$, а экспоненциальный член $\exp\left(\frac{V_i^l (p - p_i^*)}{RT}\right) \approx 1$. Таким образом, уравнение (1) можно упростить подобно модифицированному закону Рауля [9]:

$$p y_i = p_i^* \gamma_i x_i. \quad (2)$$

Если жидкая смесь является идеальным раствором, то $\gamma_i = 1$, уравнение (2).

Для бинарного сплава i - j справедливо:

$$x_i + x_j = 1, y_i + y_j = 1, \quad (3)$$

$$\begin{aligned}
 p &= p_i^* \gamma_i x_i + p_j^* \gamma_j x_j = \\
 &= p_i^* \gamma_i x_i + p_j^* \gamma_j (1 - x_i). \quad (4)
 \end{aligned}$$

Объединяя уравнения (2) и (4), получим выражения для x_i и y_i :

$$x_i = \frac{p - p_j^* \gamma_j}{p_i^* \gamma_i - p_j^* \gamma_j}, \quad (5)$$

$$y_i = \frac{p_i^* \gamma_i x_i}{p}. \quad (6)$$

Коэффициенты активности компонентов в жидкой фазе имеют решающее значение для расчета фазовой диаграммы *VLE*. Модель *MIVM* [10] считается одной из наиболее удобных и надежных. Согласно *MIVM* молярная избыточная энергия Гиббса G_m^E для границы раздела фаз «жидкость–газ» смеси *i-j* может быть выражена как [11]

$$\begin{aligned}
 \frac{G_m^E}{RT} &= x_i \ln \left(\frac{V_{mi}}{x_i V_{mi} + x_j V_{mj} B_{ji}} \right) + \\
 &+ x_j \ln \left(\frac{V_{mj}}{x_j V_{mj} + x_i V_{mi} B_{ij}} \right) - \\
 &- \frac{x_i x_j}{2} \left(\frac{Z_i B_{ji} \ln B_{ji}}{x_i + x_j B_{ji}} + \frac{Z_j B_{ij} \ln B_{ij}}{x_j + x_i B_{ij}} \right), \quad (7)
 \end{aligned}$$

где x_i и x_j – молярные доли; Z_i и Z_j – координационные числа; V_{mi} и V_{mj} – молярные объемы компонентов *i* и *j* соответственно; R – универсальная газовая постоянная, а потенциальные энергии парного взаимодействия B_{ij} и B_{ji} определяются следующим образом:

$$\begin{aligned}
 B_{ij} &= \exp \left[- \left(\frac{\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{jj}}{kT} \right) \right], \\
 B_{ji} &= \exp \left[- \left(\frac{\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}}{kT} \right) \right], \quad (8)
 \end{aligned}$$

где k – константа Больцмана; ε_{ij} , ε_{ii} и ε_{jj} – потенциальные энергии парного взаимодействия *i-j*, *i-i*, *j-j* систем, где $\varepsilon_{ji} = \varepsilon_{ij}$.

Для бинарной смеси *i-j* с помощью термодинамического соотношения $(\partial G_m^E / \partial x) T$,

p , x_j коэффициенты активности компонентов *i* и *j* могут быть получены из уравнения (7), соответственно как [12]:

$$\begin{aligned}
 \ln \gamma_i &= \ln \left(\frac{V_{m,i}}{x_i V_{m,i} + x_j V_{m,j} B_{ji}} \right) + \\
 &+ x_j \left(\frac{V_{m,j} B_{ji}}{x_i V_{m,i} + x_j V_{m,j} B_{ji}} - \frac{V_{m,i} B_{ij}}{x_j V_{m,j} + x_i V_{m,i} B_{ij}} \right) - \\
 &- \frac{x_j^2}{2} \left[\frac{Z_i B_{ji}^2 \ln B_{ji}}{(x_i + x_j B_{ji})^2} + \frac{Z_j B_{ij}^2 \ln B_{ij}}{(x_j + x_i B_{ij})^2} \right], \quad (9)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \ln \gamma_j &= \ln \left(\frac{V_{m,j}}{x_j V_{m,j} + x_i V_{m,i} B_{ij}} \right) + \\
 &+ x_i \left(\frac{V_{m,i} B_{ij}}{x_j V_{m,j} + x_i V_{m,i} B_{ij}} - \frac{V_{m,j} B_{ji}}{x_i V_{m,i} + x_j V_{m,j} B_{ji}} \right) - \\
 &- \frac{x_i^2}{2} \left[\frac{Z_j B_{ij}^2 \ln B_{ij}}{(x_j + x_i B_{ij})^2} + \frac{Z_i B_{ji}^2 \ln B_{ji}}{(x_i + x_j B_{ji})^2} \right]. \quad (10)
 \end{aligned}$$

Когда x_i или x_j приближаются к нулю, коэффициенты активности бесконечно разбавленных растворов γ_i^∞ и γ_j^∞ являются производными из уравнений (9) и (10) следующим образом [13]:

$$\begin{aligned}
 \ln \gamma_i^\infty &= 1 - \ln \left(\frac{V_{m,j} B_{ji}}{V_{m,i}} \right) - \frac{V_{m,i} B_{ij}}{V_{m,j}} - \\
 &- \frac{1}{2} (Z_i \ln B_{ji} + Z_j B_{ij} \ln B_{ij}), \quad (11)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \ln \gamma_j^\infty &= 1 - \ln \left(\frac{V_{m,i} B_{ij}}{V_{m,j}} \right) - \frac{V_{m,j} B_{ji}}{V_{m,i}} - \\
 &- \frac{1}{2} (Z_j \ln B_{ij} + Z_i B_{ji} \ln B_{ji}). \quad (12)
 \end{aligned}$$

Необходимые двоичные параметры B_{ij} и B_{ji} можно рассчитать из уравнений (11) и (12) по формуле Newton [10], если известны коэффициенты активности для бесконечно разбавленных растворов, т. е. γ_i^∞ и γ_j^∞ бинарных жидких сплавов и соответствующие параметры их компонентов [14]. Координационное число Z_i жидких металлов рассчитывают как [10]



$$Z_i = \frac{4\sqrt{2\pi}}{3} \left(\frac{r_{mi}^3 - r_{0i}^3}{r_{mi} - r_{0i}} \right) \rho_i r_{mi} \times \exp \left(\frac{\Delta H_{mi} (T_{mi} - T)}{Z_c R T T_{mi}} \right), \quad (13)$$

где $\rho_i = N_i / V_i$ – молекулярная плотность, V_i – мольный объем и N_i – число молекул; ΔH_{mi} – энтальпия плавления; T_{mi} – температура плавления; $Z_c = 12$ – координационное число плотной упаковки; T – температура жидкого металла, К; R – газовая постоянная; $r_{0i} = 0,918 d_{covi}$ – доля атомного ковалентного диаметра (d_{covi}), который подразумевает, что длина ковалентной связи образуется путем обмена внешних валентных электронов с другими атомами элемента при подходе на наименьшее расстояние между соседними атомами; r_{mi} равняется примерно атомному диаметру σ_i ($r_{mi} = \sigma_i$) [15].

Значения B_{ij} и B_{ji} при требуемой температуре T_2 можно получить из уравнения (8) для известных значений B_{ij} и B_{ji} при температуре T_1 , принимая независимой от температуры потенциальную энергию парного взаимодействия компонентов $-\frac{\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{jj}}{k}$ и $-\frac{\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}}{k}$. Например, в бинарной системе Ag–Sb ($i-j$) при $T_1 = 1300$, $B_{ij}/B_{ji} = 1,4962/0,8734$; тогда для $T_2 = 1073$:

$$-\frac{\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{jj}}{k} = T \ln B_{ij} = 1300 \cdot \ln(1,4962) = 523,807 \text{ K};$$

$$B_{ij} = \exp(523,807/1073) = 1,6293;$$

$$-(\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{jj}) = 0,0451 \text{ э-в};$$

$$-\frac{\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}}{k} = T \ln B_{ji} =$$

$$= 1300 \cdot \ln(0,8734) = 86,009 \text{ K};$$

$$B_{ji} = \exp(-175,97/1073) = 0,8487;$$

$$-(\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}) = -0,0152 \text{ э-в};$$

Давление насыщенных паров чистых компонентов рассчитывают [16] по формуле

$$\log p^* = AT^{-1} + B \log n T + CT + D, \quad (14)$$

где p^* – давление насыщенных паров чистого компонента, Па; A, B, C, D – константы испарения для компонентов жидких сплавов; T – абсолютная температура.

Необходимые для расчета параметры Pb–Sb сплава даны в табл. 1.

Для выполнения экспериментальных исследований на лабораторной установке вакуумной возгонки были приготовлены Ag–Sb сплавы с переменным содержанием компонентов в диапазоне 0,1...0,9 мольных долей (x_{ij}). Степень разряжения в вакуумной камере во время эксперимента составляла 1,3...133 Па, температура 823...1073 К, продолжительность (до момента установления равновесия в системе) 2...10 ч. Образцы возгонов и жидкой фазы были получены из конденсата и огарка (остатка) соответственно. Анализ на содержание свинца и сурьмы в продуктах дистилляции выполнен из предварительно полученных растворов атомно-абсорбционным методом на установке «GBC 933AB Plus».

Таблица 1

Table 1

Значения параметров $\gamma_i^\infty, \gamma_j^\infty, B_{ij}, B_{ji}, Z_i, Z_j, p_i^*, p_j^*, V_{m(i,j)}$ сплава Ag–Sb

Ag–Sb alloy parameter $\gamma_i^\infty, \gamma_j^\infty, B_{ij}, B_{ji}, Z_i, Z_j, p_i^*, p_j^*, V_{m(i,j)}$ values

$i-j$ сплав $i-j$ alloy	T, K	γ_{Ag}^∞	γ_{Sb}^∞	B_{Ag-Sb}	B_{Sb-Ag}	Z_{Ag}	Z_{Sb}
Ag–Sb	1300	1.53	0.779	1.4962	0.8734	10.61	10.82
Компонент Component	A	B	C	D	$V_m = f(T), \text{ см}^3/\text{моль}$		
Ag	-14400	-0.85	0	11.7	11.6[1 + 0.98 × 10 ⁻⁴ (T – 234)]		
Sb	-6500	0	0	8.495	18.8[1 + 1.3 × 10 ⁻⁴ (T – 904)]		

Для того чтобы проверить адекватность расчетных значений содержания компонентов Ag–Sb сплава в жидкой и газовой фазах, сравнили их с экспериментальными данными. Для этого были вычислены показания среднего относительного отклонения (S_i) и среднего квадратичного отклонения (S_i^*):

$$S_i = \pm \frac{100}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{x(y)_{i,\text{exp}} - x(y)_{i,\text{cal}}}{x(y)_{i,\text{exp}}} \right| 100\%, \quad (15)$$

$$S_i^* = \pm \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left[x(y)_{i,\text{exp}} - x(y)_{i,\text{cal}} \right]^2 \right]^{0,5}, \quad (16)$$

где $x(y)_{i,\text{exp}}$ и $x(y)_{i,\text{cal}}$ – экспериментальные и расчетные значения содержания компонента i в жидкой и газовой фазах соответственно; n – количество экспериментальных данных [17].

Результаты и их обсуждение

Сурьма имеет высокое давление насыщенных паров и легко испаряется в газовую фазу, серебро имеет низкое давление насыщенных паров и остается в жидкой фазе, что создает теоретические предпосылки для разделения этих металлов вакуумной дистилляцией (табл. 2).

Для оценки возможности разделения элементов i и j бинарного сплава i – j вакуумной дистилляцией используем рассчитанные коэффициенты активности (табл. 3) и коэффициент разделения β_i (табл. 4, рис. 1):

$$\beta_{\text{Sb}} = \frac{P_{\text{Sb}}^* \gamma_{\text{Sb}}}{P_{\text{Ag}}^* \gamma_{\text{Ag}}}. \quad (17)$$

Значения $\beta_{\text{Sb}} > 1$, поскольку содержание Sb в газовой фазе больше, чем в жидкой ($y_{\text{Sb}} \gg x_{\text{Sb}}$); Sb обогащает газовую фазу, а Ag накапливается в жидкой фазе ($x_{\text{Pb}} \gg y_{\text{Pb}}$), таким образом, бинарный сплав разделяется на Sb и Ag.

Коэффициент разделения сурьмы и серебра возрастает ($\log \beta_{\text{Sb}} = 5,842\text{--}12,253$) по мере снижения температуры процесса (1073...823 К) и доли серебра ($x_{\text{Ag}} = 0,9 \dots 0,1$) в составе бинарного Ag–Sb сплава. Для Ag–Sb сплава, с учетом равенства (3), содержание металлов в газовой фазе равняется

$$y_{\text{Ag}} = \left[1 + \frac{P_{\text{Sb}}^* \gamma_{\text{Sb}} x_{\text{Sb}}}{P_{\text{Ag}}^* \gamma_{\text{Ag}} x_{\text{Ag}}} \right]^{-1}, \quad (18)$$

$$y_{\text{Sb}} = \left[1 + \frac{P_{\text{Ag}}^* \gamma_{\text{Ag}} x_{\text{Ag}}}{P_{\text{Sb}}^* \gamma_{\text{Sb}} x_{\text{Sb}}} \right]^{-1}.$$

Зависимость количества серебра в газовой фазе y_{Ag} от содержания серебра в расплаве $x_{\text{Ag}} = 0,1 \dots 0,9$ и температуры процесса $T = 823 \dots 1073$ К представлена на рис. 2 и в табл. 5. О чистоте отогнанной сурьмы можно судить по выявленным зависимостям « $y_{\text{Ag}} - x_{\text{Ag}}$ » при заданном температурном режиме (см. рис. 2). Сурьма может быть отделена от серебра при температуре возгонки свыше 550 °С. При известном исходном количестве серебра в сплаве можно подобрать температуру процесса, обеспечивающую заданную остаточную концентрацию примеси в рафинированной сурьме. Например, исходное значение $x_{\text{Ag}} (\text{ат. \% / мас. \%}) = 40,0/35,44$, тогда при 550 °С $y_{\text{Ag}} (\text{ат. \% / мас. \%}) = 0,026 \cdot 10^{-8} / 0,023 \cdot 10^{-8}$, а при 700 °С $y_{\text{Ag}} (\text{ат. \% / мас. \%}) = 0,905 \cdot 10^{-8} / 0,802 \cdot 10^{-8}$, т. е. содержание серебра в отогнанной сурьме

Таблица 2

Table 2

Рассчитанные давление и соотношение давления паров Sb и Ag

The calculated pressure and the Sb and Ag vapor pressure ratio

$T, \text{ К}$	$P_{\text{Sb}}^*, \text{ Па}$	$P_{\text{Ag}}^* \cdot 10^{-6}, \text{ Па}$	$\left(\frac{P_{\text{Sb}}^*}{P_{\text{Ag}}^*} \right) \cdot 10^7$
823	3.954	0.0053	74.488
873	11.205	0.0507	22.086
923	28.363	0.379	7.490
973	65.257	2.294	2.845
1023	138.401	11.624	1.191
1073	273.664	50.544	0.514

Таблица 3

Table 3

Расчетные значения коэффициентов активности Ag и Sb в расплаве
The calculated values of the Ag and Sb activity factors in the melt

T, K	γ	x_{Ag}								
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
823	Ag	0.000377	0.00502	0.031	0.108	0.257	0.464	0.680	0.858	0.966
	Sb	0.907	0.718	0.527	0.371	0.257	0.177	0.123	0.086	0.060
873	Ag	0.000947	0.00885	0.043	0.132	0.289	0.493	0.700	0.867	0.968
	Sb	0.918	0.744	0.562	0.407	0.289	0.204	0.144	0.102	0.072
923	Ag	0.00201	0.014	0.058	0.157	0.318	0.519	0.717	0.874	0.970
	Sb	0.926	0.767	0.593	0.440	0.320	0.230	0.165	0.118	0.085
973	Ag	0.00376	0.021	0.074	0.182	0.347	0.543	0.732	0.881	0.971
	Sb	0.934	0.786	0.621	0.471	0.349	0.255	0.186	0.135	0.098
1023	Ag	0.00635	0.029	0.091	0.207	0.373	0.565	0.746	0.888	0.973
	Sb	0.940	0.803	0.645	0.499	0.376	0.280	0.206	0.152	0.112
1073	Ag	0.0099	0.039	0.109	0.231	0.398	0.585	0.759	0.893	0.974
	Sb	0.945	0.818	0.668	0.524	0.402	0.303	0.227	0.169	0.125

Таблица 4

Table 4

Расчитанные значения коэффициента разделения Sb и Ag ($\lg\beta_{Sb}$)
The calculated values of the Sb and Ag distribution factor ($\lg\beta_{Sb}$)

x_{Ag}	823 K	873 K	923 K	973 K	1023 K	1073 K
0,1	12.253	11.331	10.538	9.849	9.246	8.713
0,2	11.028	10.269	9.613	9.027	8.518	8.055
0,3	10.103	9.460	8.884	8.378	7.926	7.521
0,4	9.408	8.833	8.322	7.867	7.458	7.089
0,5	8.872	8.344	7.877	7.457	7.079	6.738
0,6	8.454	7.961	7.521	7.126	6.771	6.448
0,7	8.130	7.657	7.236	6.859	6.517	6.209
0,8	7.873	7.415	7.005	6.639	6.309	6.011
0,9	7.665	7.216	6.817	6.458	6.137	5.842

возрастает в 34 раза при повышении температуры возгонки на 150 °С.

Расчитанные значения коэффициентов активности компонентов сплава Sb-Ag (табл. 5) позволили определить активности серебра и сурьмы в расплаве (рис. 3) [18].

Для построения «T-x» диаграммы бинарной системы *i-j* используют интерактивный алгоритм различных значений x_i для определенной температуры до тех пор, пока сумма парциальных давлений становится равной внешнему давлению [19, 20]. Подставляя соответствующие величины γ_{Ag} , γ_{Sb} , p , p_{Ag}^* и p_{Sb}^* при различных

температурах (табл. 6, 7) в уравнения (3), (5) и (6), получаем «T-x» фазовую диаграмму сплава Sb-Ag (рис. 4) [21, 22]. Из рис. 4 следует, что диапазон температур жидкой и газовой фаз уменьшается по мере снижения давления в системе, что указывает на благоприятное влияние низкого давления на разделение Sb и Ag. Например, для получения конденсата сурьмы ($Sb \approx 0,99$) и соответственно остатка серебра ($Ag \approx 0,99$) при $P = 13,3$ Па температура не должна превышать ~1400 К. Неизменное содержание серебра ($Ag \approx 0,99$), остающегося в жидкой фазе, при уменьшении давления $P = 133...1,33$ Па дости-

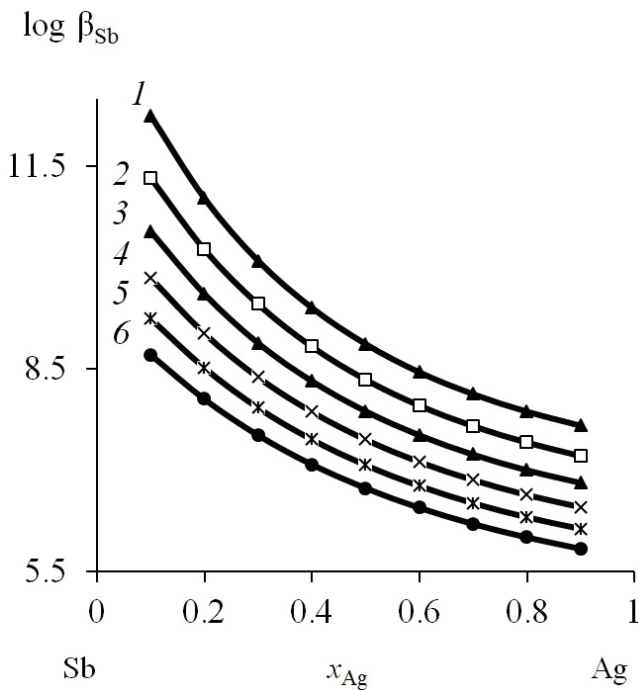


Рис. 1. Коэффициент разделения сурьмы при вакуумной дистилляции Sb-Ag сплава при температуре, К: 823 (1); 873 (2); 923 (3); 973 (4); 1023 (5); 1073 (6)

Fig. 1. The distribution factor of antimony in vacuum distillation of the Sb-Ag alloy at: 823 K (1); 873 K (2); 923 K (3); 973 K (4); 1023 K (5); 1073 K (6)

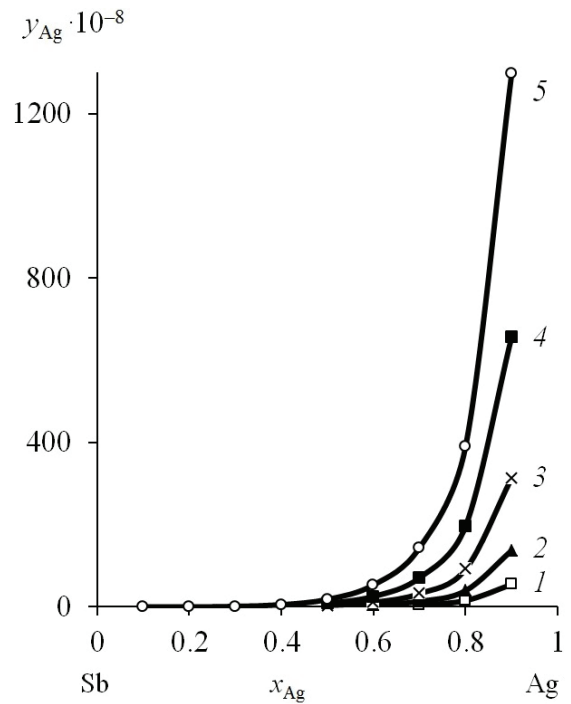


Рис. 2. Зависимость « $y_{Ag-x_{Ag}}$ » Sb-Ag сплава при температуре, К: 873 (1); 923 (2); 973 (3); 1023 (4); 1073 (5)

Fig. 2. The dependence of the “ $y_{Ag-x_{Ag}}$ ” Sb-Ag alloy at: 873 K (1); 923 K (2); 973 K (3); 1023 K (4); 1073 K (5)

Таблица 5

Table 5

Расчетные значения $y_{Ag} \cdot 10^{-8}$ Sb-Ag сплава

The calculated values $y_{Ag} \cdot 10^{-8}$ for Sb-Ag alloy

T, K	x_{Ag}								
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
823	0.00001	0.0002	0.0003	0.026	0.134	0.528	1.732	5.357	19.451
873	0.00005	0.0013	0.0150	0.098	0.453	1.641	5.136	15.394	54.786
923	0.00032	0.0061	0.0560	0.318	1.327	4.519	13.538	39.557	137.13
973	0.00157	0.0235	0.1790	0.905	3.495	11.226	32.275	91.746	313.42
1023	0.00630	0.0758	0.5080	2.323	8.332	25.422	70.969	196.27	656.68
1073	0.02150	0.2201	1.2920	5.428	18.286	53.488	144.09	390.37	1296.8

гается при меньшей температуре возгонки Sb ($T = 1730 \dots 1190$ K).

С помощью «T-x» фазовых диаграмм можно анализировать протекание дистилляции, например, при $P = 133,3/13,3/1,33$ Па для Sb-Ag сплавов с $x_{Ag} = 0,01 \dots 0,99$ минимальная температура процесса должна быть не менее 1021/882/777 K [23, 24]. По формулам (15) и (16) вычислены средние отклонения: относительное ($S_i = 1,6$ %)

и квадратичное ($S_i^* = 7,9$ K) между рассчитанными и опытными значениями температур возгонки сурьмы.

Для фазовых диаграмм VLE может быть использовано правило рычага (правило отрезков) для прогнозирования количества вещества, остатков и возгонов при заданной температуре. Если предположить, что мольная доля Ag в сы-

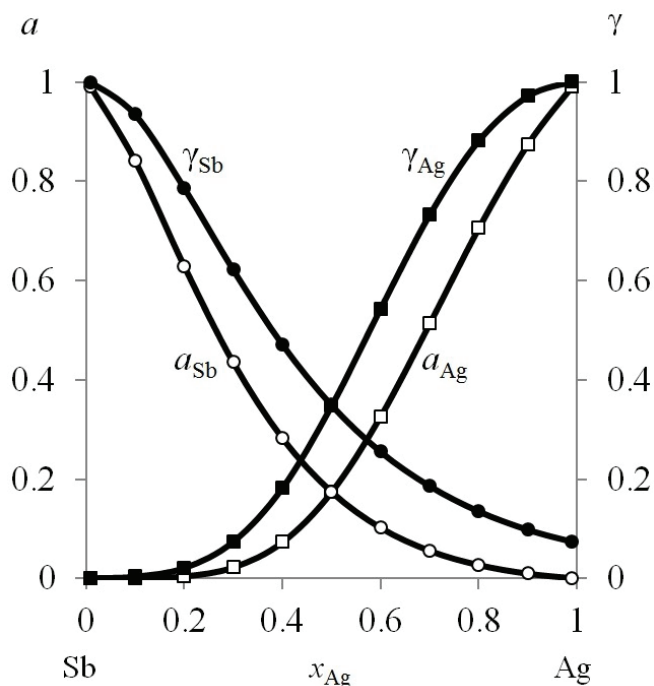


Рис. 3. Активности (a) и коэффициенты активности (γ) компонентов Sb–Ag сплава при 973 К
 Fig. 3. Activities (a) and activity factors (γ) of Sb–Ag alloy components at 973 K

рье сплава $x_0 = 0,5$, соответствующая температура перегонки ~ 1290 К и давление 133 Па, то по правилу «рычага» может быть построена линия связи AB на « $T-x$ » диаграмме (рис. 4), где кривые жидкости и пара пересекаются в точках A и B .

Когда система достигает равновесия, составы A и B равняются x_l и y_g соответственно. По правилу рычага можно получить [26, 27]:

$$\frac{n_l}{n_g} = \frac{x_0 - y_g}{x_l - y_0} = \frac{|OB|}{|OA|} = \frac{0,5 - 0,000144}{0,8 - 0,5} = \frac{0,499856}{0,3},$$

где $n_l = 0,499856$ и $n_g = 0,3$ – количество вещества в остатках и возгонах; $|OB|$ и $|OA|$ длина соответствующих отрезков на линии AB . Общее количество молей вещества исходного сплава n , тогда $n = n_l + n_g$:

$$n_l = \frac{x_0 - y_g}{x_l - y_g} n = \frac{|OB|}{|AB|} n = \frac{0,499}{0,799} n = 0,625n,$$

$$n = \frac{x_l - x_0}{x_l - y_0} n = \frac{|OA|}{|AB|} n = \frac{0,3}{0,799} n = 0,375n.$$

Для расчета диаграмм « $P-x$ » (рис. 5) значения γ_{Ag} , γ_{Sb} вычисляются из уравнений (9) и (10) для серии величин x_{Ag} при заданной температуре системы, а давление насыщенных паров P_{Ag}^* и P_{Sb}^* рассчитывается из данных табл. 1. Затем определяют давление p системы соответственно для серий x_{Ag} , x_{Sb} , γ_{Ag} , γ_{Sb} , P_{Ag}^* и P_{Sb}^* , основанных на уравнении (4), табл. 8, после чего получают y_{Ag} из уравнения (6), табл. 9 [28, 29].

Фазовая диаграмма « $P-x$ » может быть использована для анализа компонентов получаемых продуктов в зависимости от температуры и

Таблица 6
 Table 6

Расчетные значения γ_{Ag} , γ_{Sb} , T_{liq} Sb–Ag сплава для « $T-x$ » диаграмм
 The calculated values γ_{Ag} , γ_{Sb} , T_{liq} of Sb–Ag alloy for « $T-x$ » diagrams

P , Па	x_{Ag}	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
133	T_{liq} , К	1032	1051.3	1076	1105	1139	1178	1226	1290	1225
	γ_g	0.0069	0.035	0.111	0.249	0.430	0.624	0.791	0.912	0.998
	γ_{Sb}	0.941	0.812	0.670	0.542	0.435	0.352	0.285	0.237	0.856
13,3	T_{liq} , К	892	908.5	930	955	982	1014	1051	1098	1171
	γ_{Ag}	0.0013	0.013	0.060	0.172	0.353	0.560	0.753	0.896	0.976
	γ_{Sb}	0.921	0.761	0.597	0.459	0.355	0.274	0.217	0.178	0.152
1,33	T_{liq} , К	785.2	800.3	819.1	840.5	864.4	890.4	920.3	958	1014
	γ_{Ag}	0.0002	0.0038	0.030	0.116	0.282	0.502	0.716	0.879	0.973
	γ_{Sb}	0.898	0.706	0.524	0.384	0.282	0.213	0.164	0.130	0.110

Расчетные значения γ_{Ag} , γ_{Sb} , T_{liq} , y_{Ag} Sb-Ag сплава для «T-x» диаграмм

 The calculated values γ_{Ag} , γ_{Sb} , T_{liq} , y_{Ag} of Sb-Ag alloy for “T-x” diagrams

P , Па	x_{Ag}	0.01	0.03	0.05	0.90	0,95	0,97	0.99
133	T_{liq} , K	1021	1022.8	1025	1385	1482	1560	1730
	γ_{Ag}	0.00097	0.0016	0.0025	0.980	0.995	0.998	1.0
	γ_{Sb}	0.999	0.994	0.984	0.211	0.207	0.208	0.236
	$y_{Ag} \cdot 10^{-3}$	$0.8 \cdot 10^{-12}$	$4.1 \cdot 10^{-12}$	$12 \cdot 10^{-12}$	$0.28 \cdot 10^{-3}$	$1.4 \cdot 10^{-3}$	$10.0 \cdot 10^{-3}$	$31.3 \cdot 10^{-3}$
13,3	T_{liq} , K	882.4	883.9	885.7	1171	1240	1292	1412
	γ_{Ag}	0.00007	0.00015	0.00030	0.976	0.995	0.998	1.0
	γ_{Sb}	0.999	0.992	0.978	0.152	0.149	0.153	0.171
	$y_{Ag} \cdot 10^{-3}$	$4.21 \cdot 10^{-15}$	$26.9 \cdot 10^{-15}$	$99.6 \cdot 10^{-15}$	$4.12 \cdot 10^{-5}$	$20.4 \cdot 10^{-5}$	$58.6 \cdot 10^{-5}$	$494 \cdot 10^{-5}$
1,33	T_{liq} , K	777	778.2	779.8	1014	1066.5	1104.5	1191
	γ_{Ag}	$0.27 \cdot 10^{-5}$	$0.76 \cdot 10^{-5}$	$1.97 \cdot 10^{-5}$	0.973	0.994	0.998	1.0
	γ_{Sb}	0.999	0.989	0.970	0.110	0.106	0.109	0.122
	$y_{Ag} \cdot 10^{-3}$	$0.11 \cdot 10^{-16}$	$0.94 \cdot 10^{-16}$	$4.42 \cdot 10^{-16}$	$0.58 \cdot 10^{-5}$	$2.99 \cdot 10^{-5}$	$8.66 \cdot 10^{-5}$	$73.5 \cdot 10^{-5}$

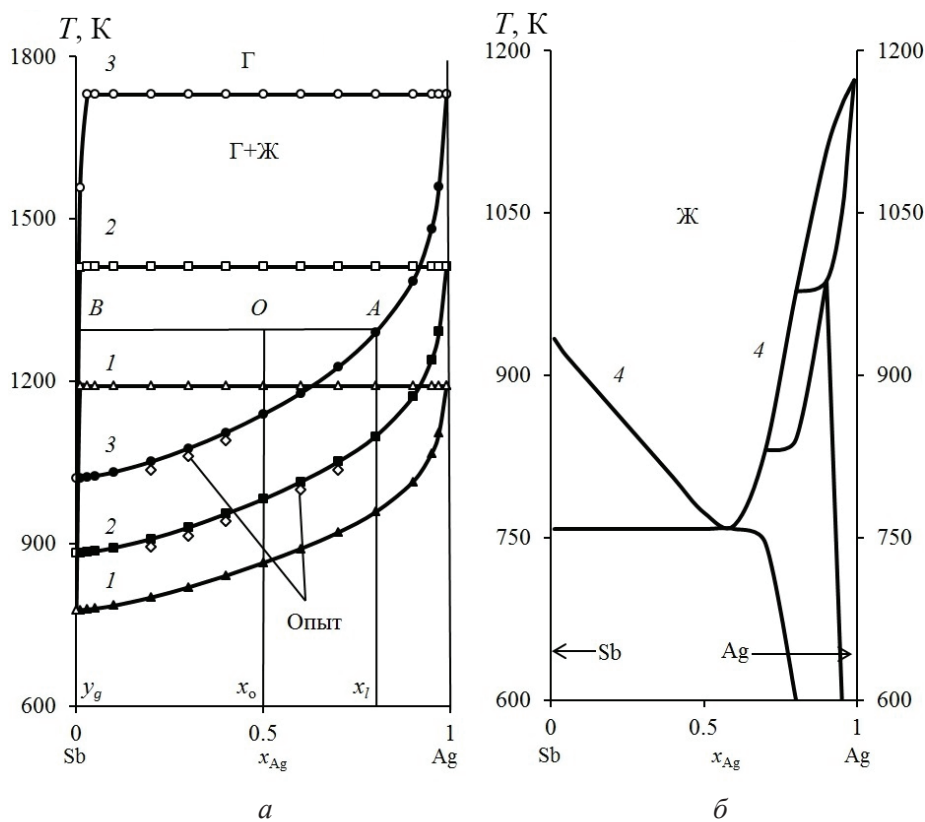

 Рис. 4. Фазовые диаграммы «T-x» при P , Па: 1,33 (1а); 13,3 (2а); 133 (3а); 98 000 (4б) [25]

Fig. 4. Phase diagram “T-x” for pressure = 1.33 Pa (1a); 13.3 Pa (2a); 133 Pa (3a); 98 000 Pa (4b) [25]

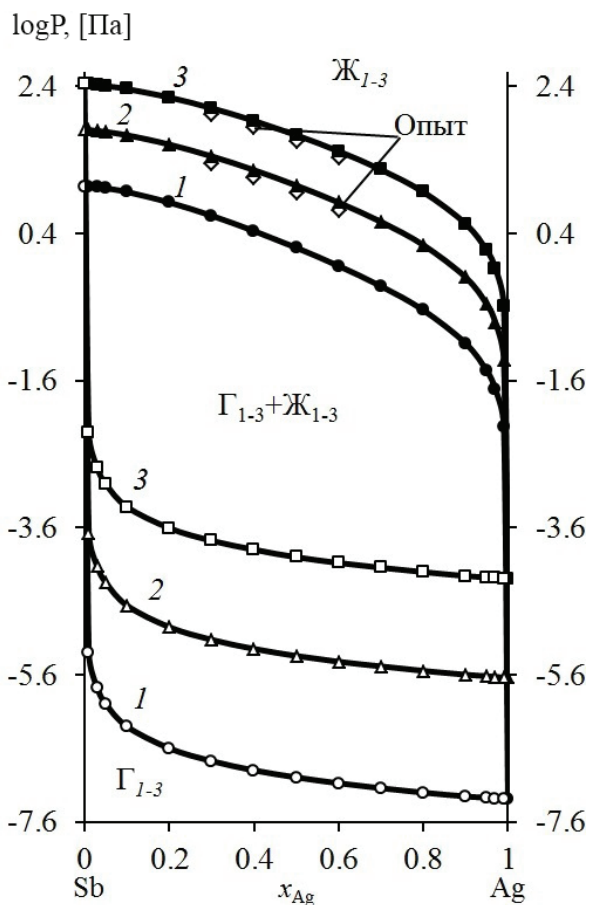


Рис. 5. Фазовые диаграммы «P-x» при T, К: 873 (1); 973 (2); 1073 (3)

Fig. 5. Phase diagrams “P-x”, T = 873 K (1); 973 K (2); 1073 K (3)

давления в процессе вакуумной перегонки, если режим дистилляции выбирается на основе VLE диаграмм, исходя из требуемого содержания металлов в дистилляте и остатке. Например, «P-x» кривые при 973 К, где давление изменяется в ди-

апазоне $(2,14...482,9) \cdot 10^{-4}$ Па, указывают на то, что возгоны и остаток достигают высокой степени разделения: при $P = (4,7...480) \cdot 10^{-4}$ Па содержание Sb в конденсате и соответственно Ag в остатке составляет 0,995...0,99995. При дальнейшем снижении давления количество примесей в возгонах и остатках, соответственно Pb и Sb возрастает. Полученные результаты дополняют ранее полученные данные из «T-x» диаграмм Sb-Ag сплава.

Термодинамические параметры Sb-Ag сплава для диапазона исследованных температур определили по уравнению (7), табл. 10, рис. 6.

Молярная избыточная энергия Гиббса G_m^E для границы раздела «жидкость-газ» смеси *i-j* характеризует величину удерживания вещества в поверхностном слое при фазовом переходе, которая существенно зависит от состава Sb-Ag сплава и температуры процесса.

Энтальпия поверхностного слоя, или избыточная внутренняя энергия (H_m^E), складывается из энергии Гиббса и теплоты образования поверхности (TS_m^E), где S_m^E – энтропия, представляющая собой скрытую теплоту образования единицы площади поверхности (связанная энергия) в необратимом изотермическом процессе при температуре T. Отрицательные значения H_m^E свидетельствуют об экзотермическом характере процесса дистилляции Sb и Ag.

Относительно невысокие значения молярной избыточной энергии Гиббса $-G_m^E = 1,9...6,9$ кДж/моль в расплаве обусловлены низкими величинами межатомного взаимодействия компонентов *i-j* Sb-Ag сплава в жидком

Таблица 8

Table 8

Расчетные значения P (Па) сплава Sb-Ag для x_i в «P-x» диаграммах
The calculated values P (Pa) of Sb-Ag alloy for the x_i in the “P-x” diagrams

T, К	x_{Ag}									
	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9	
823	3.23	2.27	1.46	0.88	0.508	0.28	0.146	0.068	0.024	
873	9.26	6.67	4.41	2.74	1.62	0.91	0.48	0.23	0.081	
923	23.64	17.4	11.77	7.49	4.54	2.61	1.4	0.67	0.24	
973	54.86	41.03	28.37	18.44	11.39	6.66	3.64	1.76	0.64	
1023	117.09	88.91	62.49	41.44	26.02	15.52	8.55	4.25	1.55	
1073	232.75	179.09	127.97	86.04	55.01	33.17	18.64	9.25	3.42	

Таблица 10

Table 10

 Рассчитанные значения G_m^E сплава Sb-Ag

 The calculated values G_m^E of Sb-Ag alloy

T, K	$-G_m^E$, кДж/моль								
	x_{Ag}								
	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
823	3.273	5.351	6.500	6.912	6.731	6.067	5.003	3.605	1.924
873	3.184	5.227	6.372	6.799	6.641	6.003	4.963	3.585	1.917
923	3.095	5.103	6.245	6.686	6.551	5.938	4.923	3.564	1.911
973	3.006	4.978	6.117	6.573	6.461	5.874	4.882	3.544	1.904
1023	2.917	4.854	5.990	6.460	6.371	5.809	4.842	3.523	1.898
1073	2.828	4.730	5.862	6.347	6.281	5.745	4.802	3.503	1.891
$-H_m^E$, кДж/моль	4.737	7.395	8.600	8.772	8.212	7.127	5.665	3.941	2.033
S_m^E , Дж/моль · К	1.780	2.484	2.552	2.260	1.800	1.288	0.804	0.408	0.132

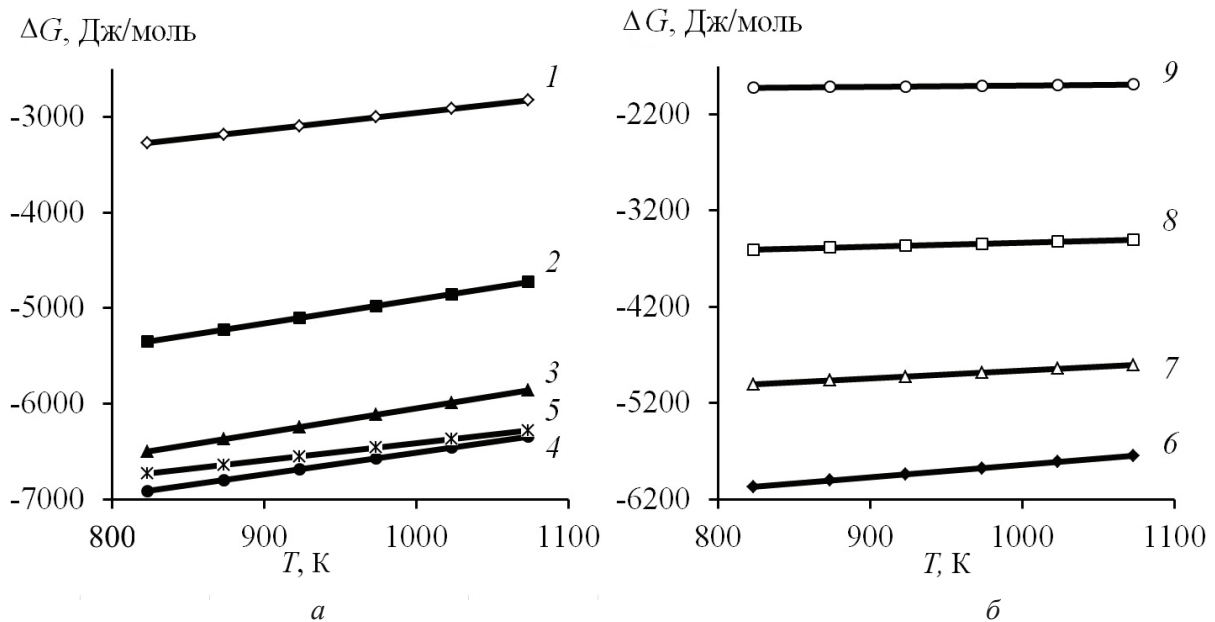

 Рис.6. Зависимость « $\Delta G - T$ » для сплава Sb-Ag при x_{Ag} : 0,1–0,9 (1–9)

 Fig.6. The dependence of the “ $\Delta G - T$ ” for the Sb-Ag alloy when x_{Ag} = 0.1–0.9 (1–9)

состоянии, э-в: $-(\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{jj}) = 0,0451$; $-(\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}) = -0,0152$, что на два порядка меньше энергии межатомного взаимодействия в твердой фазе [30].

Выводы

1. Для бинарного сплава Sb-Ag в интервале температур 823...1073 К рассчитаны давления насыщенного пара (p^* , Па) для

Sb/Ag $(3,954...273,664)/(0,0053...50,544) \cdot 0^{-6}$. Высокие значения соотношений $p_{Sb}^*/p_{Ag}^* = (74,488...0,514) \cdot 10^7$ и коэффициента разделения $\log \beta_{Sb} = 5,842...12,253$ создают теоретические предпосылки для селективного выделения сурьмы в составе возгонов, когда сурьма обогащается в газовой фазе ($\beta_{Sb} > 1$), а серебро – в жидкой ($\beta_{Ag} < 1$).

2. На основе объемной модели молекулярного взаимодействия *MIVM* в интервале температур 823...1073 К рассчитаны коэффициенты активности с отрицательными отклонениями от идеальности ($\gamma_{Me} \leq 1$) при содержании компонентов $x_{Me} = 0,01 \dots 0,99$ в Sb–Ag сплаве: $\gamma_{Sb/Ag} = (0,060 \dots 0,945)/(3,77 \cdot 10^{-4} \dots 0,974)$.

3. Анализ «*T–x*» диаграмм Sb–Ag сплава показывает, что содержание менее летучего компонента в газовой фазе (y_{Ag}) возрастает при увеличении его содержания в сплаве ($x_{Ag} = 0,99 \dots 0,9999$) и росте равновесной температуры «расплав–газ» (T_{liq}) с повышением давления (1,33/13,3/133 Па): $y_{Ag} \cdot 10^{-3} = 0,735 \dots 640/4,94 \dots 860/31,3 \dots 940$ при $T_{liq} = 1191 \dots 1592/1412 \dots 1831/1730 \dots 2126$ К.

4. Из «*P–x*» диаграммы Sb–Ag сплава следует, что содержание серебра в газовой фазе (y_{Ag}) возрастает при увеличении его содержания в сплаве ($x_{Ag} = 0,99 \dots 0,9999$) и снижении давления газовой фазы (P_g) при фиксированной температуре: при 873/973/1073 К: $y_{Ag} \cdot 10^{-5} = 0,83 \dots 86,98/4,73 \dots 485,78/79,4 \dots 1946,8$ при $P_g = 0,109 \dots 0,014/0,267 \dots 0,036/0,301 \dots 0,075$ Па.

5. Определены термодинамические параметры системы Sb–Ag в диапазоне температур 823...1073 К для поверхностного слоя при фазовом переходе «жидкость–газ», которые существенно зависят от состава сплавов ($x_{Me} = 0,1 \dots 0,9$) и температуры процесса: молярная избыточная энергия Гиббса $-G_m^E = 1,89 \dots 6,91$ Дж/моль; энтальпия $-H_m^E = 2,03 \dots 8,77$ Дж/моль; энтропия $S_m^E = 0,13 \dots 2,55$ Дж/моль · К. Невысокие значения молярной избыточной энергии Гиббса $-G_m^E \leq 6,9$ кДж/моль в расплаве обусловлены низкими величинами межатомного взаимодействия компонентов *i–j* и *j–i* сплавов в жидком состоянии, э-в: $-(\varepsilon_{ij} - \varepsilon_{ji}) = 0,0451$; $-(\varepsilon_{ji} - \varepsilon_{ii}) = -0,0152$, что на два порядка меньше энергии межатомного взаимодействия в твердой фазе. Отрицательные значения H_m^E свидетельствуют об экзотермическом характере процесса дистилляции компонентов сплавов.

Список литературы

1. *Berman A.* Total pressure measurements in vacuum technology. – 1st ed. – New York: Academic Press, 1985. – 412 p. – eISBN: 9781483273792.
2. *Winkler O., Bakish R.* Vacuum metallurgy. – Amsterdam: Elsevier Science Ltd., 1971. – 906 p. – ISBN-10: 0444408576. – ISBN-13: 978-0444408570.

3. *Jia G.-b., Yang B., Liu D.-c.* Deeply removing lead from Pb–Sn alloy with vacuum distillation // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2013. – Vol. 23, iss. 6. – P. 1822–1831. – doi: 10.1016/S1003-6326(13)62666-7.

4. Process optimization for vacuum distillation of Sn–Sb alloy by response surface methodology / A. Wang, Y. Li, B. Yang, B. Xu, L. Kong, D. Liu // Vacuum. – 2014. – Vol. 109. – P. 127–134. – doi: 10.1016/j.vacuum.2014.07.013.

5. *Dai Y.N.* Vacuum metallurgy of nonferrous metals. – Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009. – P. 72.

6. Recycling of metals from waste Sn-based alloys by vacuum separation / B. Yang, L.-x. Kong, B.-q. Xu, D.-c. Liu, Y.-N. Dai // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2015. – Vol. 25, iss. 4. – P. 1315–1324. – doi: 10.1016/S1003-6326(15)63730-X.

7. Research on the removal of impurities from crude nickel by vacuum distillation / D.C. Liu, B. Yang, F. Wang, Q.C. Yu, L. Wang, Y.N. Dai // Physics Procedia. – 2012. – Vol. 32. – P. 363–371. – doi: 10.1016/j.phpro.2012.03.570.

8. *Dai Y.N., Yang B.* Non-ferrous metals and vacuum metallurgy. – Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. – P. 40.

9. *Smith J.M., Van Ness H.C., Abbott M.M.* Introduction to chemical engineering thermodynamics. – 6th ed. – New York: McGraw-Hill, 2001. – 749 p. – ISBN-10: 0000053759. – ISBN-13: 978-0000053756.

10. *Tao D.P.* A new model of thermodynamics of liquid mixtures and its application to liquid alloys // Thermochimica Acta. – 2000. – Vol. 363, iss. 1–2. – P. 105–113. – doi: 10.1016/S0040-6031(00)00603-1.

11. Determination and modeling of the thermodynamic properties of liquid calcium–antimony alloys / S. Poizeau, H.J. Kim, J.M. Newhouse, B.L. Spatocco, D.R. Sadoway // Electrochimica Acta. – 2012. – Vol. 76. – P. 8–15. – doi: 10.1016/j.electacta.2012.04.139.

12. Thermodynamic properties of calcium–magnesium alloys determined by emf measurements / J.M. Newhouse, S. Poizeau, H. Kim, B.L. Spatocco, D.R. Sadoway // Electrochimica Acta. – 2013. – Vol. 91. – P. 293–301. – doi: 10.1016/j.electacta.2012.11.063.

13. Thermoelectric property of bulk CaMgSi intermetallic compound / N. Miyazaki, N. Adachi, Y. Todaka, H. Miyazaki, Y. Nishino // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 691. – P. 914–918. – doi: 10.1016/j.jallcom.2016.08.227.

14. Materials science and technology: a comprehensive treatment. Vol. 1. Structure of solids / ed. by V. Gerold. – Weinheim: VCH, 1993. – 621 p.

15. Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys / R. Hultgren, P.D. Desai, D.T. Hawkins,

- M. Geiser, K.K. Kelley. – Metals Park, OH: American Society for Metals, 1973. – 1435 p.
16. *Dai Y., Yang B.* Vacuum metallurgy for non-ferrous metals and materials. – Beijing: Metallurgical industry Press, 2000. – 124 p. (In Chinese).
17. Application of molecular interaction volume model in vacuum distillation of Pb-based alloys / H.W. Yang, B. Yang, B.Q. Xu, D.C. Liu, D.P. Tao // *Vacuum*. – 2012. – Vol. 86, iss. 9. – P. 1296–1299. – doi: 10.1016/j.vacuum.2011.11.017.
18. Experimental investigation and modelling of phase equilibria for the Ag–Cu–Pb system in vacuum distillation / W.L. Jiang, C. Zhang, N. Xu, B. Yang, B.Q. Xu, D.C. Liu, H.W. Yang // *Fluid Phase Equilibria*. – 2016. – Vol. 417. – P. 19–24. – doi: 10.1016/j.fluid.2016.02.026.
19. Measurement and modeling of phase equilibria for Sb–Sn and Bi–Sb–Sn alloys in vacuum distillation / C.B. Nan, H. Xiong, B.-q. Xu, B. Yang, D.C. Liu, H.W. Yang // *Fluid Phase Equilibria*. – 2017. – Vol. 442. – P. 62–67. – doi: 10.1016/j.fluid.2017.03.016.
20. Kinetics of Pb evaporation from Pb–Sn liquid alloy in vacuum distillation / J.Y. Zhao, H.W. Yang, C.B. Nan, B. Yang, D.C. Liu, B.-q. Xu // *Vacuum*. – 2017. – Vol. 141. – P. 10–14. – doi: 10.1016/j.vacuum.2017.03.004.
21. Vapor–liquid phase equilibria of binary tin–antimony system in vacuum distillation: experimental investigation and calculation / L.-x. Kong, J. Xu, B.-q. Xu, S. Xu, B. Yang // *Fluid Phase Equilibria*. – 2016. – Vol. 415. – P. 176–183. – doi: 10.1016/j.fluid.2016.02.012.
22. Experimental and modeling vapor–liquid equilibria: separation of Bi from Sn by vacuum distillation / C.B. Nan, H.W. Yang, B. Yang, D. Liu, H. Xiong // *Vacuum*. – 2017. – Vol. 135. – P. 109–114. – doi: 10.1016/j.vacuum.2016.10.035.
23. Study on azeotropic point of Pb–Sb alloys by ab-initio molecular dynamic simulation and vacuum distillation / B. Song, N. Xu, W. Jiang, B. Yang, X. Chen, B. Xu, L. Kong, D. Liu, Y. Dai // *Vacuum*. – 2016. – Vol. 125. – P. 209–214. – doi: 10.1016/j.vacuum.2016.01.004.
24. Experimental investigation and calculation of vapor–liquid equilibria for Cu–Pb binary alloy in vacuum distillation / C. Zhang, W.L. Jiang, B. Yang, D.C. Liu, B.Q. Xu, H.W. Yang // *Fluid Phase Equilibria*. – 2015. – Vol. 405. – P. 68–72. – doi: 10.1016/j.fluid.2015.07.043.
25. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1: справочник / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с. – ISBN 5-217-02688-X.
26. Application of molecular interaction volume model in separation of Pb–Sn–Sb ternary alloy by vacuum distillation / L.-x. Kong, B. Yang, B.-q. Xu, Y.-f. Li, L. Li, D.-c. Liu, Y.-n. Dai // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2013. – Vol. 23, iss. 8. – P. 2408–2415. – doi: 10.1016/S1003-6326(13)62748-X.
27. Separation and enrichment of PbS and Sb₂S₃ from jamesonite by vacuum distillation / Z.W. Dong, H. Xiong, Y. Deng, B. Yang, J.Y. Zhao, Y.N. Dai, J.J. Wang // *Vacuum*. – 2015. – Vol. 121. – P. 48–55. – doi: 10.1016/j.vacuum.2015.07.009.
28. Application of MIVM for Pb–Sn–Sb ternary system in vacuum distillation / L.X. Kong, B. Yang, B.Q. Xu, Y.F. Li, D.C. Liu, Y.N. Dai // *Vacuum*. – 2014. – Vol. 101. – P. 324–327. – doi: 10.1016/j.vacuum.2013.10.004.
29. Application of MIVM for phase equilibrium of Sn–Pb–Sb system in vacuum distillation / L. Kong, B. Yang, B. Xu, Y. Li, D. Liu, Y. Dai // *Fluid Phase Equilibria*. – 2014. – Vol. 364. – P. 1–5. – doi: 10.1016/j.fluid.2013.12.003.
30. Баранов М.А. Сферическая симметрия электронных оболочек атомов и стабильность кристаллов // *Электронный физико-технический журнал*. – 2006. – Т. 1. – С. 34–48.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science





Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The Equilibrium of the System “Gas – Liquid” for Alloy Sb–Ag under Vacuum Distillation

Alexey Korolev^a, Sergey Krayukhin^b, Gennady Maltsev^{c,*}

JSC “Uralektromed”, 1 Prospect Uspensky, Verkhnyaya Pyshma, 624091, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0002-0338-9774>,  gennadymaltsev@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0003-1388-4661>,  S.Krauhin@elem.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-0750-0070>,  mgi@elem.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 2 October 2017

Revised: 25 October 2017

Accepted: 7 November 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords

Diagram

Model

Vacuum

Alloy

Distillation

Lead

Antimony

Separation

Gibbs free energy

ABSTRACT

Object of research: the paper is devoted to the creation of environmentally friendly, technologically efficient and cost-effective high-performance compatible circuit for the processing of lead-containing industrial products and wastes, in particular, silicate slag (SS), formed during copper electrolytic sludge melting, with commercial production of single products. Vacuum distillation is considered to be the one of the most effective and environmentally friendly methods for the separation and purification, processing and refining of various metals. To analyze the behavior of multicomponent alloy reclamation, pre-selection of temperature and pressure of the system, evaluate the effectiveness of component separation in a vacuum distillation, phase diagrams temperature-composition “ $T-x$ ”, pressure-composition “ $P-x$ ” is used. It is the **purpose of the paper** to calculate the equilibrium “gas–liquid” VLE (vapor liquid equilibrium), including the dependence of phase composition on temperature ($T-x$) and pressure ($P-x$) for Sb–Ag alloy with vacuum distillation based on the model $MIVM$ (molecular interaction volume model), as well as determine of thermodynamic parameters of the process. **Methods and approaches:** calculation of the activity factors of components of Sb–Ag alloy is performed using three-dimensional model of molecular interaction volume model ($MIVM$). **Novelty:** the calculation of VLE diagrams using the model $MIVM$. **Main results:** in the temperature range 823–1073 K, the saturated vapor pressure (Pa) for silver (0.0053...50.544)·10⁻⁶ and antimony (3.954...273.664) is calculated. High values of the ratio $p_{Sb}^*/p_{Ag}^* = (74.488...0.514) \cdot 10^7$ and the separation factor $\log \beta_{Sb} = 5,842...12,253$ create a theoretical background for the selective separation of these metals by vacuum distillation, when the antimony is enriched in the gas phase ($\beta_{Sb} > 1$), and silver in liquid. The mole fraction of silver in the gas phase $y_{Ag} = (0.00001...1296.8) \times 10^{-8}$ increases with increasing temperature 823–1073 K and the molar fraction of the metal in the alloy $x_{Ag} = 0.1...0.9$. Using the $MIVM$ model the activity factors of antimony $\gamma_{Sb} = 0,060...0,945$ and silver $\gamma_{Ag} = 0,000377...0,974$ for Sb–Ag alloy with different composition in the investigated temperature range are calculated. The lever rule (rule lines) can be used for phase diagrams VLE to help predict the quantities of substances, residues and sublimates at a predetermined temperature. For the phase boundary “liquid–gas” Sb–Ag alloy the values of the excess Gibbs energy, enthalpy and entropy are as the follows: $-G_m^E = 1.9...6.9$ kJ/mol; $-H_m^E = 2.03...8.77$ kJ/mol; $S_m^E = 0,13...2,55$ J/mol.K. **Practical relevance:** VLE phase diagrams alloys provide the necessary information for the design of technological parameters in industrial production, vacuum metallurgy, as well as for prediction the temperature and pressure of the process when obtaining Ag- and Sb-containing products of a given composition.

For citation: Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. The equilibrium of the system “gas – liquid” for alloy Sb–Ag under vacuum distillation. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017. no. 4 (77), pp. 68–83. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-68-83. (In Russian).

References

1. Berman A. *Total pressure measurements in vacuum technology*. 1st ed. New York, Academic Press, 1985. 412 p. eISBN: 9781483273792.

* Corresponding author

Maltsev Gennady I., D.Sc. (Engineering), Associate Professor
 JSC “Uralektromed”,
 1 Prospect Uspensky,
 624091, Verkhnyaya Pyshma, Russian Federation
 Tel.: 8 (922) 144-60-65, e-mail: mgi@elem.ru

2. Winkler O., Bakish R. *Vacuum metallurgy*. Amsterdam, Elsevier Science Ltd., 1971. 906 p. ISBN-10: 0444408576. ISBN-13: 978-0444408570.
3. Jia G.-b., Yang B., Liu D.-c. Deeply removing lead from Pb-Sn alloy with vacuum distillation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, iss. 6, pp. 1822–1831. doi: 10.1016/S1003-6326(13)62666-7.
4. Wang A., Li Y., Yang B., Xu B., Kong L., Liu D. Process optimization for vacuum distillation of Sn-Sb alloy by response surface methodology. *Vacuum*, 2014, vol. 109, pp. 127–134. doi: 10.1016/j.vacuum.2014.07.013.
5. Dai Y.N. *Vacuum metallurgy of nonferrous metals*. Beijing, Metallurgical Industry Press, 2009, p 72.
6. Yang B., Kong L.-x., Xu B.-q., Liu D.-c., Dai Y.-n. Recycling of metals from waste Sn-based alloys by vacuum separation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, vol. 25, iss. 4, pp. 1315–1324. doi: 10.1016/S1003-6326(15)63730-X.
7. Liu D.C., Yang B., Wang F., Yu Q.C., Wang L., Dai Y.N. Research on the removal of impurities from crude nickel by vacuum distillation. *Physics Procedia*, 2012, vol. 32, pp. 363–371. doi: 10.1016/j.phpro.2012.03.570.
8. Dai Y.N., Yang B. *Non-ferrous metals and vacuum metallurgy*. Beijing, Metallurgical Industry Press, 2000, p. 40.
9. Smith J.M., Van Ness H.C., Abbott M.M. *Introduction to chemical engineering thermodynamics*. 6th ed. New York, McGraw-Hill, 2001. 749 p. ISBN-10: 0000053759, ISBN-13: 978-0000053756.
10. Tao D.P. A new model of thermodynamics of liquid mixtures and its application to liquid alloys. *Thermochimica Acta*, 2000, vol. 363, iss. 1–2, pp. 105–113. doi: 10.1016/S0040-6031(00)00603-1.
11. Poizeau S., Kim H.J., Newhouse J.M., Spatocco B.L., Sadoway D.R. Determination and modeling of the thermodynamic properties of liquid calcium–antimony alloys. *Electrochimica Acta*, 2012, vol. 76, pp. 8–15. doi: 10.1016/j.electacta.2012.04.139.
12. Newhouse J.M., Poizeau S., Kim H., Spatocco B.L., Sadoway D.R. Thermodynamic properties of calcium–magnesium alloys determined by emf measurements. *Electrochimica Acta*, 2013, vol. 91, pp. 293–301. doi: 10.1016/j.electacta.2012.11.063.
13. Miyazaki N., Adachi N., Todaka Y., Miyazaki H., Nishino Y. Thermoelectric property of bulk CaMgSi intermetallic compound. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 691, pp. 914–918. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.08.227.
14. Gerold V., ed. *Materials science and technology: a comprehensive treatment*. Vol. 1. *Structure of solids*. Weinheim, VCH, 1993. 621 p.
15. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Geiser M., Kelley K.K. *Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys*. 1st ed. Metals Park, OH, American Society for Metals, 1973. 1435 p.
16. Dai Y., Yang B. *Vacuum metallurgy for non-ferrous metals and materials*. Beijing, Metallurgical industry Press, 2000. 124 p. (In Chinese).
17. Yang H.W., Yang B., Xu B.Q., Liu D.C., Tao D.P. Application of molecular interaction volume model in vacuum distillation of Pb-based alloys. *Vacuum*, 2012, vol. 86, iss. 9, pp. 1296–1299. doi:10.1016/j.vacuum.2011.11.017.
18. Jiang W.L., Zhang C., Xu N., Yang B., Xu B.Q., Liu D.C., Yang H.W. Experimental investigation and modelling of phase equilibria for the Ag–Cu–Pb system in vacuum distillation. *Fluid Phase Equilibria*, 2016, vol. 417, pp. 19–24. doi: 10.1016/j.fluid.2016.02.026.
19. Nan C.B., Xiong H., Xu B.-q., Yang B., Liu D.C., Yang H.W. Measurement and modeling of phase equilibria for Sb-Sn and Bi-Sb-Sn alloys in vacuum distillation. *Fluid Phase Equilibria*, 2017, vol. 442, pp. 62–67. doi: 10.1016/j.fluid.2017.03.016.
20. Zhao J.Y., Yang H.W., Nan C.B., Yang B., Liu D.C., Xu B.-q. Kinetics of Pb evaporation from Pb-Sn liquid alloy in vacuum distillation. *Vacuum*, 2017, vol. 141, pp. 10–14. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.03.004.
21. Kong L.-x., Xu J., Xu B.-q., Xu S., Yang B. Vapor–liquid phase equilibria of binary tin–antimony system in vacuum distillation: experimental investigation and calculation. *Fluid Phase Equilibria*, 2016, vol. 415, pp. 176–183. doi: 10.1016/j.fluid.2016.02.012.
22. Nan C.B., Yang H.W., Yang B., Liu D., Xiong H. Experimental and modeling vapor–liquid equilibria: separation of Bi from Sn by vacuum distillation. *Vacuum*, 2017, vol. 135, pp. 109–114. doi: 10.1016/j.vacuum.2016.10.035.
23. Song B., Xu N., Jiang W., Yang B., Chen X., Xu B., Kong L., Liu D., Dai Y. Study on azeotropic point of Pb–Sb alloys by ab-initio molecular dynamic simulation and vacuum distillation. *Vacuum*, 2016, vol. 125, pp. 209–214. doi: 10.1016/j.vacuum.2016.01.004.
24. Zhang C., Jiang W.L., Yang B., Liu D.C., Xu B.Q., Yang H.W. Experimental investigation and calculation of vapor–liquid equilibria for Cu–Pb binary alloy in vacuum distillation. *Fluid Phase Equilibria*, 2015, vol. 405, pp. 68–72. doi: 10.1016/j.fluid.2015.07.043.
25. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem*. V 3 t. T. 1 [Phase diagrams of binary metallic systems. In 3 vol. Vol. 1]. Reference book. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p. ISBN 5-217-02688-X.



26. Kong L.-x., Yang B., Xu B.-q., Li Y.-f., Li L., Liu D.-c., Dai Y.-n. Application of molecular interaction volume model in separation of Pb–Sn–Sb ternary alloy by vacuum distillation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, iss. 8, pp. 2408–2415. doi: 10.1016/S1003-6326(13)62748-X.
27. Dong Z.W., Xiong H., Deng Y., Yang B., Zhao J.Y., Dai Y.N., Wang J.J. Separation and enrichment of PbS and Sb₂S₃ from jamesonite by vacuum distillation. *Vacuum*, 2015, vol. 121, pp. 48–55. doi: 10.1016/j.vacuum.2015.07.009.
28. Kong L.X., Yang B., Xu B.Q., Li Y.F., Liu D.C., Dai Y.N. Application of MIVM for Pb–Sn–Sb ternary system in vacuum distillation. *Vacuum*, 2014, vol. 101, pp. 324–327. doi: 10.1016/j.vacuum.2013.10.004.
29. Kong L., Yang B., Xu B., Li Y., Liu D., Dai Y. Application of MIVM for phase equilibrium of Sn–Pb–Sb system in vacuum distillation. *Fluid Phase Equilibria*, 2014, vol. 364, pp. 1–5. doi: 10.1016/j.fluid.2013.12.003.
30. Baranov M.A. Sfericheskaya simmetriya elektronnykh obolochek atomov i stabil'nost' kristallov [Spherical symmetry of electronic shells of atoms and crystal stability]. *Elektronnyi fiziko-tekhnicheskii zhurnal = Electronic Physics and Technology Journal*, 2006, vol. 1, pp. 34–48.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» должно соответствовать *по стилю и содержанию* требованиям журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules. Статьи, не соответствующие этим требованиям, отклоняются и не рассматриваются редакционным советом. Кроме того, текст работы должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно.

Избегайте:

- неяршливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;
- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion)**:

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

ЗАГЛАВИЕ

Название должно отражать основную идею выполненного исследования и быть по возможности кратким.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны имя и фамилия автора (ов). Ниже – полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов обязательно указываются его уникальный идентификационный код *ORCID (Open Research and Contributor ID)* и электронная почта (*e-mail*). Если отсутствует *ORCID*, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

Указывается индекс универсальной десятичной классификации (УДК). Для англоязычной части статьи УДК указывать не надо.

Ключевые слова

Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов. **Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!** Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.

АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

ВВЕДЕНИЕ

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подход, данные или анализ). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию обозначенной проблемы. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по ГОСТу.

При проведении испытаний приводится следующая информация.

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.
2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и прочее; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации, перечисленные выше, актуальны также и для теоретической, и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно, для того чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе, без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без выявления причинно-следственных связей не украшают работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел, для того чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов, а также для упорядочения и интерпретации результатов. Цель данного раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, и обозначить перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском и на английском (или других) языках, то в **Списке литературы** и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе *BSI* (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой «Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации. – Москва, 2012»**, кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения в авторском резюме не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, и избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначащих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из 9 последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

Purpose: Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

Methods: We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via ¹H or ³¹P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ¹³C-glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by ³¹PMR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

Discussion: Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.

2. Кратко излагая основные факты работы, помните следующие моменты:

- следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;
- не включать несущественные детали;

– вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;

– текст должен быть связным с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать один из другого;

– необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);

– стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства (<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&>).

На сайте издательства также приведены примеры рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5rtkb73ae013ofk4g8nrv1>.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!

ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

Синим цветом обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить **синие подсказки**. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

Структурные особенности плазменных покрытий $V_4C-Ni-P$

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко^{1, a, *}, Виктор Кузьмин^{2, b}, Александр Сивков^{3, c}





(Полный список авторов с указанием Ф.И.О. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))



¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

История статьи:

Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*

Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*

Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

Ключевые слова:

Плазменное напыление,

Карбид бора,

$V_4C-Ni-P$,

Покрытие.

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

АННОТАЦИЯ

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **200...250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Для цитирования: Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А. Структурные особенности плазменных покрытий $V_4C-Ni-P$ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

(Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

***Адрес для переписки**

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: komienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

Основная часть статьи

1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована **цель** и **задачи** исследований.

2. Методика исследований

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

3. Результаты и их обсуждение

Раздел, содержащий краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т.п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «—» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.

Знаки *, ', ±, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например, $a^2 + b^2 = c^2$, H_2SO_4) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул**.

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название (на русском и на английском языке!)**.

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например: t , °C; V , об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Таблица
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т.п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/м³ (17.5 mol/m³); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с², 20 °C, 50 %, 10 ‰), кроме угловых градусов (90°).

Точка после размерностей не ставится (с – секунда, г – грамм, сут – сутки, град – градус). В сложных размерностях обязательно указывается знак умножения (·): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль⁻¹·К⁻¹ или J·mol⁻¹·K⁻¹, так и скобок: J/(mol·K) или J·(mol·K)⁻¹, если это облегчает их прочтение.

Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов: 5°–10°, а не 5–10°.

Размерности переменных пишутся через запятую (E , Дж/моль или E , J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой: $\ln t$ [мин].

Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ($T_{пл}$ – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14a; рис. 1,а).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °E.

В географических названиях после точки ставится пробел: р. Енисей, г. Новосибирск.

Требования к иллюстрациям

Иллюстрации и подписи к ним располагаются в тексте рукописи.

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки.

Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (**на русском и на английском языке!**).

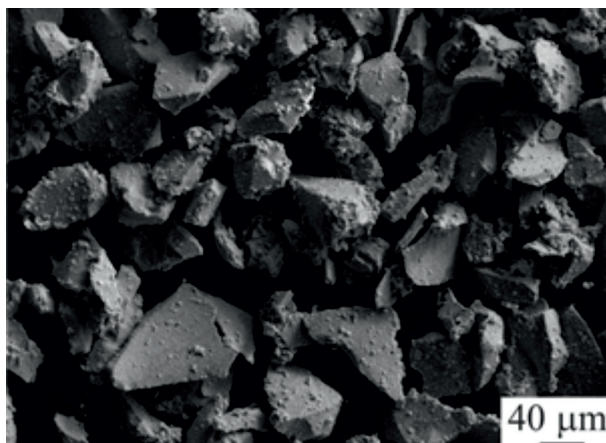


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

Fig. 1. The particles of $B_4C-Ni-P$ powder

Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

- векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise»;
 - для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.
- Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:
- должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;
- комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:
- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области.

Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации.

Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.

Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте.

Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий.

Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности.

Ссылки на неопубликованные работы недопустимы.

Самоцитирование не должно превышать 15–17 %.

Если работа была издана и на русском, и на английском (или других) языке, то в Списке литературы и в References лучше давать ссылку на переводную работу.

В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>).

Финансирование

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Конфликт интересов

Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем авторы статьи считают его значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

АНГЛОЯЗЫЧНЫЙ БЛОК СТАТЬИ

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko^{1, a, *}, **Viktor Kuz'min**^{2, b}, **Alexander Sivkov**^{3, c}





(Полный список авторов с указанием Ф.И.О. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))



¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указывается его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.)

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 1 June 2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)

Revised: (Дата указывается редакцией)

Accepted: (Дата указывается редакцией)

Available online: (Дата указывается редакцией)

Keywords:

Plasma spraying

Boron carbide

B₄C-Ni-P

Coating

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

ABSTRACT

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

For citation: Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B₄C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью Ф.И.О., степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding (Финансирование)

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

(Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).)

Сведения для РИНЦ

Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Корниенко Елена Евгеньевна, ²Кузьмин Виктор Иванович, ³Сивков Александр Анатольевич

¹Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

²Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³Томский политехнический университет,
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

Корниенко Е.Е. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Кузьмин В.И. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Сивков А.А. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru

Структурные особенности плазменных покрытий В₄С-Ni-P

Аннотация

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

УДК 621.793.71

Ключевые слова:

плазменное напыление, карбид бора, В₄С-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева – Дмитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / Н. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, Н. Ji, X. Zheng // Coating Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21. – Iss. 6. – P. 1216-1223. – doi: 10.1007/s11666-012-9815-5.

(Список литературы оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка». Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50%) долей зарубежных источников.)

Финансирование статьи:

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности ТПУ среди ведущих мировых исследовательских центров.

Дата поступления: 01.06.2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)

Раздел MATERIAL SCIENCE

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Kornienko Elena E., ²Kuz'min Viktor I., ³Sivkov Alexander A.

¹Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation



Kornienko E.E. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Kuz'min V.I. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Sivkov A.A. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:

Plasma spraying, Boron carbide, B₄C-Ni-P, Coating



V Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении»

V International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”

28 Марта / March 2018 г.

28 марта 2017 г. с 10-30 до 17-00 ч. – общее заседание в конференц-зале «ИТЕ Сибирь» в рамках выставки оборудования для металлообработки и сварки **MASHEX SIBERIA** по адресу: г. Новосибирск, ул. Станционная, 104, МБК «Новосибирск-Экспоцентр».

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

- *Инновационные технологии в машиностроении*
- *Технологическое оборудование, оснастка и инструменты*
- *Материаловедение в машиностроении*
- *Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении*

ПУБЛИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ

Материалы конференции войдут в номер журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» (Print ISSN 2313-1020; Online ISSN: 2542-1093). Журнал представлен на сайте НГТУ: <http://journals.nstu.ru/machine-building> и <http://machine-building.conf.nstu.ru/>. Электронная версия издания доступна на платформе **eLIBRARY**. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. Публикация статей бесплатная.

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

- Новосибирский государственный технический университет, научно-технический и производственный журнал «**Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)**», г. Новосибирск, Россия
- Выставочная компания «**ИТЕ Сибирь**», г. Новосибирск, Россия

СООРГАНИЗАТОРЫ

- Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, Федеративная Республика Германия;
- Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, Федеративная Республика Германия;
- Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина;
- Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь;
- ОАО НПО и ЭИ «Оргстанкинпром», г. Новосибирск, Россия;
- ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, Россия;
- Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово, Россия;
- Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия;
- Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия;
- Бийский технологический институт АлГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск, Россия;
- Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия;
- Томский политехнический университет, г. Томск, Россия;
- Братский государственный университет, г. Братск, Россия
- Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, г. Чебоксары, Россия

ПОЧЕТНЫЙ КОМИТЕТ

Члены комитета: *Монико Грайф*, профессор, доктор, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук (г. Рюссельсхайм), *Томас Хассел*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Флориан Нюрнбергер*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Буров В.Г.*, профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), *Ковалевский С.В.*, проректор ДГМА (г. Краматорск), *Пантелеенко Ф.И.*, профессор, д.т.н., член-корреспондент НАН Беларуси, БНТУ (г. Минск), *Афанасьев В.К.*, академик РАЕН, профессор, д.т.н., зав. каф. СибГИУ (г. Новокузнецк), *Вандакуров А.Н.*, ген. директор АО «Новосибирский механический завод»

“Искра”», (г. Новосибирск), *Герасенко А.Н.*, директор ООО НПФК «Машсервисприбор» (г. Новосибирск), *Гурьев А.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), *Кирсанов С.В.*, профессор, д.т.н., ТПУ (г. Томск), *Марков А.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), *Межерякова Н.А.*, директор выставки, МВЦ «ИТЕ Сибирь» (г. Новосибирск), *Овчаренко А.Г.*, профессор, д.т.н., зав. каф. БТИ АлтГТУ (г. Бийск), *Рахимьянов Х.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), *Ситников А.А.*, д.т.н., профессор, АлтГТУ (г. Барнаул), *Янюшкин А.С.*, профессор, д.т.н., член-корреспондент САН ВШ, академик МАН ВШ, зав. каф. БГУ (г. Братск).

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

- *Атапин В.Г.*, профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- *Батаев А.А.*, главный редактор «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., ректор НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- *Коротков А.Н.*, академик РАН, профессор, д.т.н., КузГТУ (г. Кемерово), **сопредседатель**.

Члены программного комитета: *Иванцовский В.В.*, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), *Лобанов Д.В.*, д.т.н., профессор, ЧГУ (г. Чебоксары), *Трегубчик П.В.*, гл. инженер ОАО «Новосибирский стрелочный завод» (г. Новосибирск), *Янпольский В.В.*, к.т.н., доцент, декан МТФ НГТУ (г. Новосибирск).

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

- *Скиба В.Ю.*, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск)
- *Лашутина Е.Н.*, Руководитель дирекции отраслевых выставок «ИТЕ Сибирь» (г. Новосибирск).

Секретариат конференции:

Зверев Е.А., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск);
Мартынова Т.Г., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск).

РЕГИСТРАЦИЯ

Для участия в конференции необходимо в срок до **20 февраля 2017 г.** зарегистрировать свою рукопись на сайте журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» <http://journals.nstu.ru/machine-building>.

Для того чтобы подать статью, автор и все соавторы должны быть зарегистрированы на сайте журнала (при регистрации профиля автора должны быть заполнены все поля). Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «*Подать статью*» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Для регистрации перейдите по ссылке: <http://journals.nstu.ru/machine-building/registration>

Обращаем Ваше внимание! Если Вы зарегистрированы на сайте научно-технического и производственного журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», то для подачи своей работы на сайте журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» необходимо использовать тот же **логин** и **пароль**.

ПОДГОТОВКА РУКОПИСИ

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления журнала (см. ниже) «*Актуальные проблемы в машиностроении*» в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные *Лицензионный договор* с подписями авторов, *Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи* и *Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве (если предусмотрено вузом)* (цветной режим сканирования, разрешение не менее 300 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «*Подать статью*» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg. Поскольку в оболочке при подаче статьи существует только одна опция «*Скан экспертного заключения*», необходимо «*Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи*» и «*Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве*» объединить в один документ (многостраничный) и загрузить сформированный файл.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «*Отправить в редакцию*».

Обращаем внимание, что авторы должны дополнительно отправить заявку на участие, в которой указать фамилию, имя и отчество (**Ф.И.О. полностью**), должность, ученую степень, звание, тематику доклада (**Инновационные техноло-**

гии в машиностроении; Технологическое оборудование, оснастка и инструменты; Материаловедение в машиностроении; Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении), название организации, адрес, телефон, факс, e-mail. Заявку можно отправить на e-mail: machine-building@mail.ru либо написать «Сообщение» в своем авторском профиле.

Бронированием мест в гостиницах участники занимаются самостоятельно. На сайте конференции в разделе «Контакты» (<http://machine-building.conf.nstu.ru/archive/>) представлены адреса возможных гостиниц для размещения участников конференции в г. Новосибирске.

Одновременно со статьей высылаются оригиналы всех перечисленных документов на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137 ВЦ, зам. гл. редактора Скибе В.Ю.

ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

(<http://journals.nstu.ru/machine-building/rules>)

Текст набирается в русифицированном редакторе *Microsoft Word*; формат **A4** (210×297 мм); ориентация – **книжная**, все поля **2 см**; без переносов; шрифт **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, через **1 интервал**, абзацный отступ – **1,25 см**, страницы не нумеруются. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст работы. Объем до **4–6** машинописных страниц.

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул **Microsoft Equation 3.0**. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки. Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм с разрешением не менее **300 dpi**.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28].

Англоязычный блок должен включать следующую информацию: **Заглавие работы; Фамилия И.О. (всех авторов); Аффiliation всех авторов; Аннотация (Abstract)** 100–150 слов; **Ключевые слова (Keywords)**.

Научная публикация должна иметь следующую структуру.

1. **Заглавие** (должно быть как можно короче и отражать содержание текста).

2. **Аннотация:**

• **на русском языке** на основе ГОСТ 7.9–95 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ не менее 10 строк, 850 знаков), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

• **на английском языке** – по объему больше аннотации на русском языке и включает 100–250 слов, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке).

3. **Ключевые слова** (должны отображать содержание работы). На английском языке – использовать термины из контролируемых словарей.

4. **Введение** (краткий обзор по состоянию проблемы с цитатами или ссылками на актуальную литературу; в конце раздела необходимо сформулировать цель или задачу нового исследования и то, как вы это сделали).

5. **Теория** (для теоретических работ) или **методика** экспериментального исследования (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

6. **Результаты и обсуждение.**

7. **Выводы** (по результатам работы, описанной в данной статье; следует быть лаконичным).

8. **Список литературы:** не менее 15 – 25 наименований источников (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка»). Составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Внимание, авторы: в работе не должно быть более 30 % собственных статей, не менее 50 % – литература за последние 10 лет, обязательно включайте иностранные источники (желательно не менее 50 %).

9. **Англоязычный блок статьи** подготавливается на следующей странице, сразу же после русскоязычного списка литературы. Правила оформления данного раздела работы представлены ниже.

10. **Сведения для РИНЦ** (пример оформления представлен ниже).

ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ АНГЛОЯЗЫЧНОГО БЛОКА СТАТЬИ

Англоязычная часть статьи должна включать в себя:

Заголовок (Title), переведенный с русского языка. В переводе заглавий статей на английский язык не должно быть никаких транслитераций с русского языка, кроме непереводаемых названий собственных имен и других объектов, имеющих собственные названия; также не используется непереводаемый сленг, известный только русскоговорящим специалистам. Это касается и авторских аннотаций, и ключевых слов;

Аффилиация (Affiliation)

Для каждого автора указывается: *Фамилия* и первые буквы *Имени* и *Отчества*, *степень*, *звание*, *должность*, *адрес электронной почты (e-mail)*, адресные данные [*официальное название организации на английском языке, которую он представляет, полный почтовый адрес организации (включая название улицы, город, почтовый индекс, страна)*]. Для указания степени, звания и должности можно воспользоваться справочными материалами, представленными на сайте журнала: http://journals.nstu.ru/files/2_4/affiliation.doc;

Аннотация (Abstract) – по объему больше аннотации на русском языке и включает **100–250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке);

Ключевые слова (Keywords);

Информация об источниках финансирования исследования (Funding) (гранты, если необходимо).

Внимание! Авторам запрещается предоставлять переводы заголовков статей, аннотаций, ключевых слов и информации об источниках финансирования, подготовленные с помощью электронных переводных систем (работы с ошибками и некорректным переводом будут отклонены).

**Материалы, присланные после 12 февраля 2018 года,
к опубликованию не принимаются**

Для посещения международной выставки и конференции участникам будет необходимо пройти регистрацию посетителей на сайте <http://www.mashex-siberia.ru/ru-RU/visitors/e-ticket.aspx#goanchor>.

Заранее заполните регистрационную форму и получите электронный билет. Распечатайте билет и возьмите с собой на выставку. Электронный билет дает право бесплатного посещения выставки специалистами в течение всех дней ее работы.

Без электронного билета вход на выставку осуществляется по билетам, приобретенным в кассе. На один e-mail можно получить только один электронный приглашенный билет.

При посещении выставки и конференции регистрация обязательна!

Внимание! За дополнительной информацией следите на сайте конференции

<http://machine-building.conf.nstu.ru/>

и на сайтах журналов

<http://journals.nstu.ru/machine-building> и http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Адрес для направления материалов конференции

Скиба Вадим Юрьевич, к.т.н., доцент

- Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ
630073, г. Новосибирск, Россия
- +7 (383) 346-17-75
- machine-building@mail.ru
- <http://machine-building.conf.nstu.ru/>



Пример оформления статьи

УДК 621.9.06:518.4

**ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ
НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ**

В.Г. ИВАНОВ¹, доктор техн. наук, профессор,
В.С. ПЕТРОВ², аспирант,
(¹ НГТУ, г. Новосибирск, ² БрГУ, г. Братск)

Иванов В.Г. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: **machine-building@mail.ru**

Аннотация

Ключевые слова

<желательная структура текста представляемого материала >

1. Введение

2. Теория или методика экспериментального исследования или материалы и методы и др.

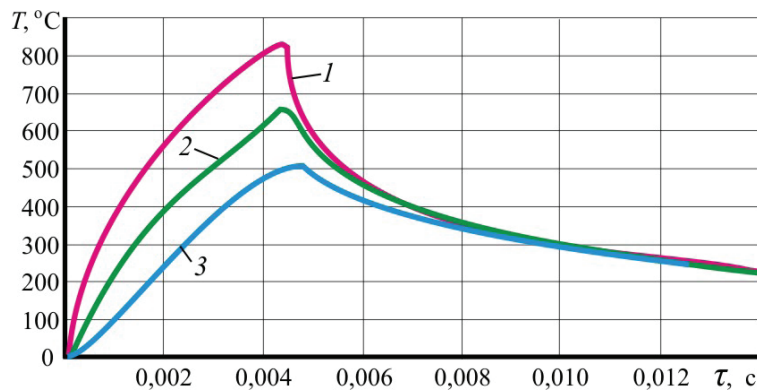


Рис. 1. Пример оформления рисунка

Таблица 1

Пример оформления таблицы

Зерни- стость, <i>Z</i>	$\sigma_{\epsilon} \times \alpha_{\epsilon}$ мм ⁻¹ ·ε	$A_{cp} \times 10^{-3}$ кгс · мм	Износ гранул, <i>I</i> , г	Интенсивность износа, <i>J</i> , г/мин	Износостой- кость, $\gamma \times 10^{-2}$	Коэффициенты пропорциональности	
						γ/A_{cp}	$\gamma/\sigma_{\epsilon} \times \alpha_{\epsilon} \times 10^{-2}$
	4,138	1,698	650	10,833	9,231	54,36	2,231
12	6,317	2,593	430	7,167	13,958	53,83	2,209

3. Результаты и обсуждение

4. Выводы

5. Список литературы

Choice of design parameters of base details at the design stage

Ivanov V.G.¹, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, e-mail: **ivanov@mail.ru**

Petrov V.S.², Post-graduate Student, e-mail: **petrov@gmail.com**

¹Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

Abstract (100–150 слов)

Keywords

Пример оформления сведений для РИНЦ

УДК 621.9.06:518.4

Выбор конструктивных параметров базовых деталей на этапе проектирования

¹Иванов Владимир Григорьевич, ²Петров Виктор Сергеевич,(Ф.И.О. указывается полностью и для всех соавторов!)

¹Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

²Братский государственный университет, ул. Макаренко, 40, г. Братск, 665709, Россия

Иванов В.Г. e-mail: metal_working@mail.ru

Петров В.С. e-mail: petrov_v@mail.ru

Аннотация

Рассматривается расчет упругих деформаций фундамента тяжелого многоцелевого станка на абсолютно жестком основании и на упругом винклеровом основании. Показано, что от толщины фундамента существенно зависит деформирование его поверхности... (10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова

фундамент, многоцелевой станок, упругие деформации, метод конечных элементов...

Список литературы

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.

2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – №4(41). – С. 18–25.

3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.

(15–25 наименований)

Choice of Design Parameters of Base Details at the Design Stage

¹Ivanov V.G., ²Petrov V.S., ...

¹Novosibirsk State Technical University, 20, Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

Abstract

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface. ... (не менее 250 слов)

Keywords

foundation, machining center, elastic deformations, finite element method.

Пример оформления лицензионного договора

Лицензионный договор на публикацию статьи «Выбор конструктивных параметров базовых деталей на этапе проектирования» (авторы В.Г. Иванов, В.С. Петров,) в научно-техническом и производственном журнале «Актуальные проблемы в машиностроении»

1. Автор с момента заключения настоящего договора передает Издателю на безвозмездной основе права на издание произведения (далее – Статья), одобренного и принятого к опубликованию редколлегией (редакцией) журнала «Актуальные проблемы в машиностроении» (далее - Журнал) на срок – до выхода Журнала со Статьей Автора в свет печатном и (или) электронном виде и его использования и распространения по подписке или отдельным заказам на территории России и всего мира.

2. В соответствии с настоящим договором права использования Статьи, предоставленные Автором Издателю, включают:

2.1. Анонсирование (предварительное оповещение или публичное сообщение сведений о произведении), аннотирование (краткое изложение содержания и иных сопутствующих сведений) и рекламу Статьи в Журнале и иных средствах массовой информации, в том числе путем публикации фрагментов Статьи за счет Издателя;

2.2. Использование Статьи в электронной (цифровой) форме в базах данных Издателя, в том числе в электронно-библиотечной системе НГТУ, в том числе в сети Интернет со свободным или ограниченным доступом пользователей.

3. Автор гарантирует, что:

3.1. Рукопись является оригинальной работой автора с соавторами (если таковые имеются) и никогда не была опубликована в представленном виде;

3.2. Он имеет согласие всех соавторов Статьи, права на издание и распространение которой передаются Издателю по настоящему договору;

3.3. Он не публиковал Статью в объеме более 50 % в других печатных и (или) электронных изданиях, кроме публикации Статьи в виде препринта;

3.4. Статья содержит все предусмотренные действующим законодательством об авторском праве ссылки на цитируемых авторов и (или) издания, а также используемые в статье результаты и факты, полученные другими авторами или организациями.

3.5. Статья не включает материалы, не подлежащие опубликованию в открытой печати, в соответствии с действующими нормативными актами.

4. Автор обязуется:

4.1. Внести в текст статьи исправления, предложенные рецензентами и принятые редколлегией Журнала;

4.2. Читать корректуру статьи в сроки, предусмотренные графиком выхода Журнала;

4.3. Не публиковать статью в объеме более 50 % в других печатных и (или) электронных изданиях до выхода в свет Журнала со статьёй Автора, являющейся предметом настоящего договора;

4.4. Представить оригинал Статьи в электронном виде с распечаткой на бумаге, а в случае отсутствия таких возможностей – в форме, согласованной с редакцией Журнала;

4.5. Вносить в корректуру Статьи только тот минимум правки, который связан с необходимостью исправления допущенных в оригинале Статьи ошибок и (или) внесения фактографических изменений;

4.6. Не использовать в коммерческих целях и в других изданиях без согласия Издателя электронный оригинал-макет Статьи, подготовленный Издателем, в случае его передачи Автору;

5. Издатель обязуется:

5.1. За свой счет обеспечить рецензирование Статьи, научное, литературное и художественно-техническое редактирование, изготовление и (или) обработку иллюстративного материала, изготовление бумажного и электронного оригинала-макета, полиграфическое воспроизведение Журнала со статьёй Автора и его распространение в соответствии с условиями настоящего договора, а также проведение подписной кампании и сбору заявок на тираж Журнала, включая рекламные мероприятия;

5.2. Согласовать с Автором вносимую в Статью правку с учетом условий пп. 3.4 и 4.1 настоящего договора;

5.3. Предоставить Автору корректуру верстки Статьи и внести обоснованную правку в нее с учетом условий п. 4.5 настоящего договора.

6. Издатель гарантирует, что без согласия Автора:

6.1. Не будет использовать Статью или ее отдельные части ни в одном из других печатных и (или) электронных изданий;

6.2. Не передаст права на опубликование Статьи, бумажный или электронный оригинал-макет третьей стороне.

7. Издатель имеет право:

7.1. Допечатывать тираж Сборника со Статьей Автора при поступлении дополнительных заявок;

7.2. Настоящий договор вступает в силу с момента решения редколлегии Журнала о принятии Статьи для публикации в Журнале.

Если Статья не принята к публикации, настоящий договор не вступает в силу, и Издатель извещает об этом Автора в течение 45 календарных дней.

Авторы:



/ В.Г. Иванов /



/ В.С. Петров /

Дата: 1 февраля 2018 года

МЕХАНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ НГТУ



Кафедры:

- Инженерной графики (ИГ)
- Материаловедения в машиностроении (ММ)
- Проектирования технологических машин (ПТМ)
- Технологии машиностроения (ТМС)
- Химии и химической технологии (ХХТ)

Научная деятельность:

выполнение фундаментальных и прикладных исследований в области:

- создания новых материалов с уникальными свойствами;
- исследования структурных превращений в металлических материалах;
- технологий производства керамики и керамических композитов;
- исследования процесса образования водорода и нановолокнистого углерода каталитическим разложением углеводородов при давлениях выше атмосферного;
- исследования способов модификации углеродных нанотрубок и нановолокон;
- управления качеством поверхностного слоя деталей машин при интеграции поверхностной термической и механической обработки на одном технологическом оборудовании;
- технологий плазменного нанесения покрытий на детали машин;
- разработки технологических процессов лазерной и плазменной резки, поверхностной термообработки, сварки, маркировки, а также электрохимической и ультразвуковой обработки;
- разработки опытных образцов установок и модернизации существующего оборудования электрофизических методов обработки.

Производственная деятельность:

- содействие в конструкторско-технологической подготовке производства;
- проектирование технологических процессов;
- услуги по плазменной и лазерной резке материалов;
- услуги гибки листового и трубного проката;
- определение механических свойств, химического состава и структуры материалов;
- услуги механической, термической обработки материалов;
- проектирование и изготовление технологического оборудования с подготовкой требуемой конструкторской документации в NX, SolidWorks, AutoCAD, Компас;
- проведение инженерного анализа конструкторских задач и технологических процессов в программных комплексах ANSYS, SYSWELD, APM WinMachine для оптимизации проектных разработок на ранних стадиях;
- услуги плазменного нанесения покрытий на детали машин;
- технологический аудит предприятий;
- установление причин разрушения деталей машин.

Образовательные услуги:

- курсы повышения квалификации и обучающие семинары для сотрудников предприятий;
- обучение работе на станках с ЧПУ, лазерных и плазменных комплексах.

Центры, лаборатории:

- Учебный центр современных металлообрабатывающих технологий «DMG-НГТУ».
- Научно-образовательный центр «Сварочные технологии» - «НГТУ-«Kjellberg Finsterwalde».
- Научно-образовательный центр «Нанотехнологии».
- Научно-образовательный центр «Лазерные и плазменные технологии».
- Научно-образовательный центр в области машиностроения «НГТУ-ИТПМ СО РАН».
- Учебно-научная лаборатория «Термическая обработка материалов».
- Учебно-научная лаборатория «Плазменные покрытия».
- Центр прототипирования.

Адрес:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, корп. 5, НГТУ, МТФ, V-278.

Тел./факс: +7 (383) 346-51-92

Сайт факультета: <http://www.mtf.nstu.ru/>

e-mail: mtf@corp.nstu.ru

Декан МТФ: к.т.н., доцент Янпольский Василий Васильевич



РАСПРОСТРАНЕНИЕ

Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».


График выхода журнала в течение текущего года


Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.

 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

 +7 (383) 346-17-75

 metal_working@mail.ru

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

Журнал представлен:

- сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;




МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ИТЕ Сибирь» в рамках Международной выставки оборудования для металлообработки и сварки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении

Официальный сайт конференции:

 <http://machine-building.conf.nstu.ru/>

