

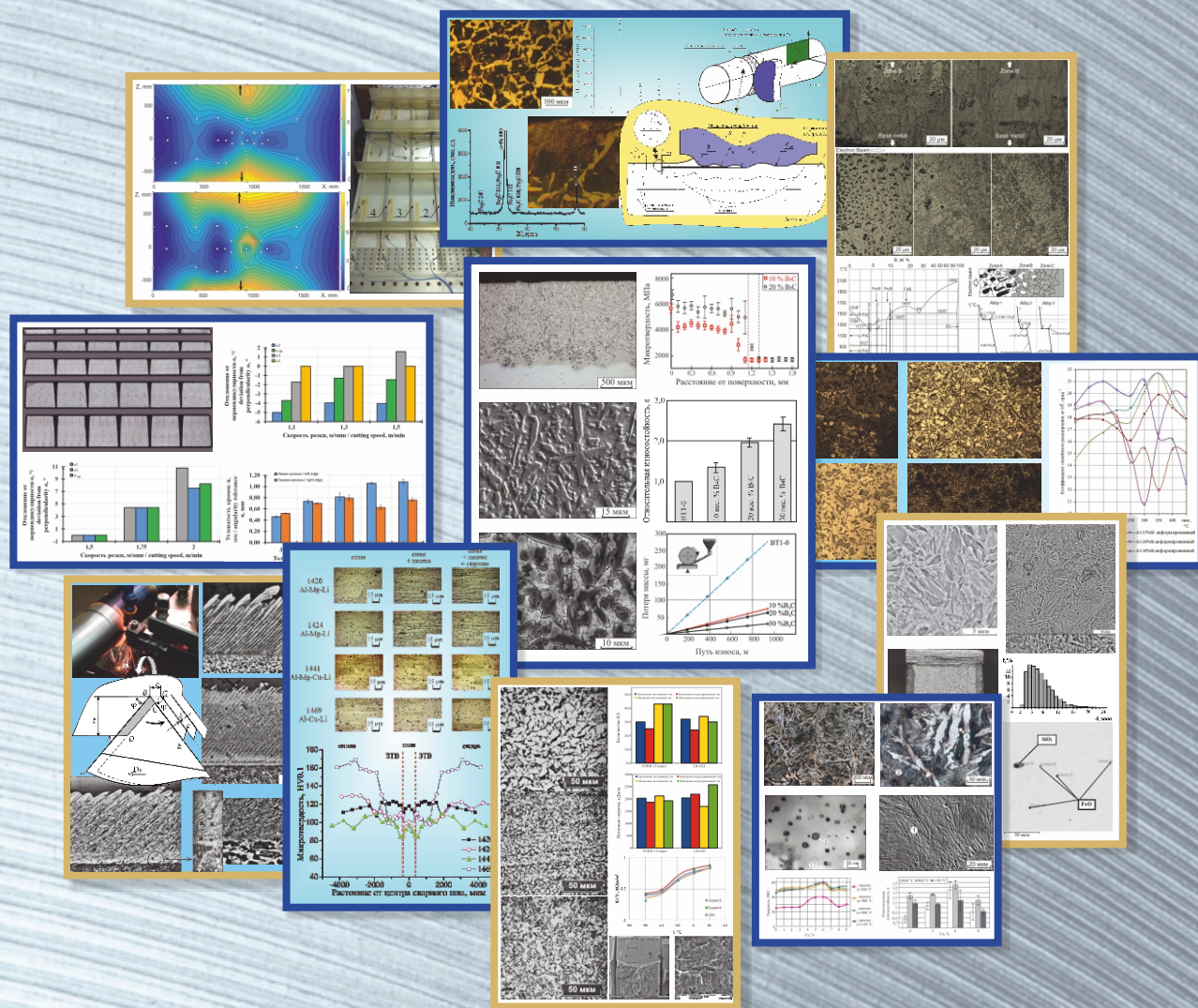
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 20 № 2 АПРЕЛЬ-ИЮНЬ 2018 г. НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



НОВОСИБИРСК

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ»

С 27 по 30 марта компания «ITE Сибирь» провела в Новосибирском Экспоцентре 20-ю выставку оборудования для металлообработки и сварки Masheх Siberia 2018 – наиболее значимое событие отрасли за Уралом. Выставка является инструментом для технического перевооружения предприятий Сибирского Федерального округа и создает условия для опережающего развития машиностроительного комплекса. Свою продукцию представили 80 компаний, среди которых – ключевые игроки рынка из России, Китая, Белоруссии и Японии.

За четыре дня выставку посетили 2648 человек. Они смогли за короткое время ознакомиться с большим количеством демонстрируемого в действии оборудования для металлообработки и сварки и выбрать оборудование для решения производственных задач. Станки и оборудование для металлообработки представили: «Абамет», «Ай Машин Технолоджи», «Альфлет Инжиниринг АГ», «АТМ Групп», «Бодор», «Вебер Комеханикс», «КР Пром», «Пегас ИПЦ», «Пром-Ойл», «Пумори-инжиниринг инвест», «Роланд ДГ Рус», «Станкозавод», «Точные машины», «Тул Трэйд», «Финвал», «Хайденхайн», «Ямазак Мазак». Инструмент для металлообрабатывающего оборудования можно было найти на стендах: «Алтервиа», «ВСМ. Ферайнигте Шмиргель-унд Машинен-Фабрикен Акциенгезельшафт», «Гюринг», «СибИнструмент», «СК ИНСТРУМЕНТ», «Техно-Тулз». Сварочное оборудование и материалы представили: «Автокат-Рус», «Бартони», «ДонРан», «Аврора», «ИТС-Сибирь», «Контур-97», «Промресурсы», «Сварог», «СпикомЭнерго», «Торус», «Центр Сварки».

28 марта в рамках выставки состоялась V Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении». Организаторами конференции в этом году выступили: Новосибирский государственный технический университет, *Hochschule RheinMain University of Applied Sciences*, *Leibniz Universität Hannover*, Донбасская государственная машиностроительная академия, Белорусский национальный технический университет, научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов», Выставочная компания «ITE Сибирь», Братский государственный университет, Кузбасский государственный технический университет, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Бийский технологический институт, Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова.

Открыл конференцию и выступил с приветственным словом А.Н. Коротков (д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлорежущих станков и инструментов, КузГТУ, г. Кемерово). В своем выступлении Александр Николаевич выразил надежду, что конференция внесет значительный вклад в развитие технической науки и решение её актуальных проблем. Успехов в проведении конференции и творческих достижений пожелали участникам члены программного и организационного комитетов: В.Г. Атапин, профессор, д.т.н., НГТУ; В.Г. Буров, профессор, д.т.н., НГТУ и В.Ю. Скиба, зам. гл. редактора журнала «Обработка металлов», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск).

На конференции были рассмотрены вопросы взаимодействия науки и промышленных предприятий, совершенствования технологии производства деталей машин, создания и исследования передовых конструкционных материалов, инновационных и инвестиционных подходов в промышленности. В конференции приняли участие более 130 представителей отечественной и зарубежной промышленности, научно-исследовательские институты и вузы Италии, Китая, Германии, Республики Беларусь, Украины и России.

В ходе конференции освещены следующие темы: «Инновационные технологии в машиностроении», «Технологическое оборудование, оснастка и инструменты», «Материаловедение в машиностроении», «Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении». Работу конференции отличала обстановка доброжелательности, продуктивной критики, разнообразие рассматриваемых аспектов проблем машиностроения. Многие выводы, сделанные докладчиками во время своего выступления, представляют не только теоретический интерес, но обладают и несомненной практической ценностью.

В заключение конференции были подведены ее итоги, и всем участникам за высокий научно-технический уровень, актуальность тематики и практическую значимость представленных докладов вручены почетные грамоты и медали.

Материалы конференции опубликованы в периодических журналах «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» (ВАК, РИНЦ) и «Актуальные проблемы в машиностроении» (РИНЦ).



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 20 № 2 2018 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 РАЕ, 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, **Рахимянов 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, ЧГУ, г. Чебоксары

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

ТЕХНОЛОГИЯ

Бернс В.А., Жуков Е.П., Маленкова В.В., Лысенко Е.А. Диагностирование трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям портретов колебаний.....	6
Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А., Рахимьянов А.Х., Гаар Н.П. Оценка технологических схем тонкоструйной плазменной резки металлических материалов и их композиций.....	18
Зубков Н.Н., Васильев С.Г., Попцов В.В. Особенности закалочного деформирующего резания.....	35

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Гольшев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения.....	50
Афанасьев В.К., Попова М.В., Малюх М.А., Долгова С.В. Об участии водорода в формировании свойств заэвтектических сплавов Al-Si.....	63
Блюменштейн В.Ю., Кукареко В.А. Структурные превращения в поверхностном слое при обработке мультирадиусным инструментом.....	75
Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г., Полянский И.П. Формирование покрытий на основе бора и алюминия на поверхности углеродистых сталей электронно-лучевым легированием.....	87
Сараев Ю.Н., Gladковский С.В., Лепихин С.В., Каманцев И.С., Лунев А.Г., Перовская М.В. Исследование влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений.....	100
Ленивцева О.Г., Токарев А.О., Чакин И.К., Буров С.В., Худорожкова Ю.В. Поверхностное упрочнение сплава ВТ1-0 с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей.....	116
Огнева Т.С., Мартюшев Н.В., Альтпетер И., Сурков М.А., Токарев А.О., Крутская Т.М. Структура и свойства термически обработанных среднеуглеродистых сталей, легированных медью.....	130
Березин С.К., Шацов А.А., Теренина О.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого мартенсита при закалке.....	144

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи	160
Подготовка аннотации	163
Правила для авторов	165

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 05.06.2018. Выход в свет 15.06.2018. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 21,5. Уч.-изд. л. 39,99. Изд. № 138. Заказ 823. 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)

Volume 20 No.2 2018 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

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. Skeeba, 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,
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,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*

CONTENTS

TECHNOLOGY

Berns V.A., Zhukov E.P., Malenkova V.V., Lysenko E.A. Diagnosis of Cracks in Metal Panels by Non-linear Distortions of Vibration Portraits.....	6
Rakhimyanov Kh.M., Loktionov A.A., Rakhimyanov A.Kh., Gaar N.P. Evaluation of Technological Schemes of High Precision Plasma Cutting of Metallic Materials and its Compositions.....	18
Zubkov N.N., Vasil'ev S.G., Poptsov V.V. Features of Quench Deformational Cutting.....	35

MATERIAL SCIENCE

Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Investigation of the Microstructure of High-Strength Laser Welded Joints of Aluminum-Lithium Aeronautical Alloys.....	50
Afanas'ev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A., Dolgova S.V. On the Participation of Hydrogen in the Formation of the Properties of Hypereutectic Al-Si Alloys.....	63
Blumenshtein V.Yu., Kukareko V.A. Structural Transformations in the Surface Layer During Multiradius Deforming Tool Processing.....	75
Mishigdorzhyn U.L., Sizov I.G., Polaynsky I.P. Formation of Coatings Based on Boron and Aluminum on the Surface of Carbon Steels by Electron Beam Alloying.....	87
Saraev Y.N., Gladkovsky S.V., Lepikhin S.V., Kamantsev I.S., Lunev A.G., Perovskaya M.V. Investigation of the Influence of Energy Parameter of the Covered-Electrode Welding on the Impact Strength Characteristics and Cracking Resistance of the Welded Joints Obtained.....	100
Lenivtseva O.G., Tokarev A.O., Chakin, I.K., Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V. Surface Hardening of Commercially Pure Titanium by Non-vacuum Electron Beam Cladding of Powder Mixtures.....	116
Ogneva T.S., Martushev N.V., Altpeter I., Surkov M.A., Tokarev A.O., Krutskaya T.M. Structure and Properties of Heat-treated Medium-carbon Steels Alloyed with Copper.....	130
Berezin S. K., Shatsov A. A., Terenina O.S. Formation of the Structure and Properties of Low-carbon Martensite During Quenching.....	144

EDITORIAL MATERIALS

Guidelines for Writing a Scientific Paper	160
Abstract requirements	163
Rules for authors	165



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

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



Диагностирование трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям портретов колебаний

Владимир Бернс^{1, 2, a, *}, Егор Жуков^{2, b}, Валерия Маленкова^{2, c}, Евгений Лысенко^{3, d}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С. А. Чаплыгина, ул. Ползунова, 21, г. Новосибирск, 630051, Россия

³ «Информационные спутниковые системы» им. академика М. Ф. Решетнёва, ул. Ленина, 52, г. Железногорск, 662972, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-2231-7581>, v.berns@yandex.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0001-6378-6352>, zh-ep@yandex.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0003-3374-8472>, malenkova_vv@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-5561-2934>, m1a340@iss-reshetnev.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 629.735:620.179

История статьи:

Поступила: 20 февраля 2018

Рецензирование: 14 марта 2018

Принята к печати: 09 апреля 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Металлическая панель самолета

Усталостная трещина

Идентификационный признак дефекта

Портрет колебаний

Нелинейные искажения портрета колебаний

Вибрационная диагностика трещин

АННОТАЦИЯ

Введение. Основным дефектом конструкций, возникающим в процессе их эксплуатации или прочностных испытаний, являются усталостные трещины. Для диагностирования трещин перспективными считаются вибрационные методы, практическая реализация которых применительно к реальным конструкциям – задача актуальная. **Цель работы:** изучение возможности использования искажений портретов вынужденных колебаний в качестве идентификационного признака трещин в металлических конструкциях. **Методика исследований.** На диагностируемую конструкцию устанавливались датчики ускорений и с помощью независимых источников гармонических вибраций в ней создавались вибрационные колебания. Динамическим проявлением усталостной трещины являются соударения «берегов» и сухое трение в вершинах трещины под действием вибрационной нагрузки. В работе показано, что идентификационным признаком ударных импульсов и сухого трения могут быть нелинейные искажения портрета колебаний, вертикальная развертка которого пропорциональна сигналу датчика ускорений, а горизонтальная – первой гармонике этого сигнала. Такой портрет колебаний для линейной динамической системы представляется окружностью. Для численной оценки искажений из ряда Фурье для портрета колебаний вычиталась первая гармоника, в остатке ряда определялся абсолютный максимум за период колебаний, величина максимума относилась к амплитуде первой гармонике. **Результаты и обсуждения.** Эффективность обнаружения усталостных трещин по искажениям портретов колебаний проиллюстрирована на примере диагностирования металлической панели фюзеляжа самолета размером 2285 × 975 мм. Панель имела продольный и поперечный силовые наборы, а также местные подкрепления. Возбуждение колебаний панели осуществлялось двумя электродинамическими силовозбудителями. Для измерения вибраций использовалось 40 датчиков ускорений. Проведены экспериментальные исследования изменений собственных частот и портретов колебаний панели для следующих дефектов: концентратор напряжений в виде высверленной заклепки и сквозного надреза в центре панели; усталостные трещины в боковых стрингерах; трещина в боковом стрингере после ремонта; трещина в центральном стрингере на разных этапах развития. Установлено, что наибольшие изменения собственных частот могут составлять несколько процентов, но определить местоположение дефектов не представляется возможным. Максимальные искажения портретов колебаний составляют сотни процентов и достоверно отслеживают расположения дефектов и их величины. Отмечено, что способ нормирования искажений портретов колебаний и амплитуда вибраций панели оказывают влияние на эффективность диагностирования трещин.

Для цитирования: Диагностирование трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям портретов колебаний / В.А. Бернс, Е.П. Жуков, В.В. Маленкова, Е.А. Лысенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 6–17. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17.

Введение

Методы оценки технического состояния объектов по параметрам вибраций широко используются в различных областях техники. Наибольшее распространение они нашли в маши-

*Адрес для переписки

Бернс Владимир Андреевич, д.т.н., доцент

Новосибирский государственный технический университет

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: 8 (383) 346-31-21, e-mail: v.berns@yandex.ru

ностроении для диагностирования в основном машин и механизмов, имеющих вращающиеся части [1–5]. Эти методы называют еще «пассивными», поскольку их содержанием является анализ вибраций, возникающих при функционировании контролируемого объекта.

Для контроля дефектов конструкций применяют, как правило, «активные» методы вибрационной диагностики. Предметом их анализа служит отклик объекта на специально заданное вибрационное воздействие. В качестве дефектов здесь рассматриваются в первую очередь усталостные трещины в конструкциях из любого материала, а также расслоения и непроклеи в конструкциях из композитов.

Наиболее часто вибротестирование конструкций производится по изменению их модальных характеристик (собственных частот, форм и декрементов колебаний) в процессе эксплуатации или прочностных испытаний [6–12]. В работе [9] отмечено, что во многих случаях даже большое повреждение конструкции не приводит к значительному изменению частот собственных колебаний. Указано также на то, что собственная частота – параметр интегральный, ее изменение может говорить только о наличии повреждения, но не характеризовать его. Различными исследователями предприняты попытки разработки метода локализации повреждений по изменениям собственных частот. Такие методы предполагают построение расчетных моделей конструкций с последующей коррекцией матриц жесткости по результатам модальных испытаний. Кроме того, авторы выражают мнение многих исследователей, что использование вибрационных методов диагностики технического состояния конструкций является перспективным. Однако для их практической реализации необходимо больше внимания уделять проведению исследований реальных конструкций, а не лабораторных образцов.

Разработаны также методы обнаружения трещин в конструкциях, основанные на том, что появление дефекта приводит к изменению параметров распространения упругих волн в материале [13–15]. Однако наличие в объекте контроля локальных неоднородностей, таких как отверстия, вырезы, крепежные элементы, может вызвать серьезные затруднения в использовании такого подхода.

Появление дефектов вносит, как правило, нелинейности в характер деформирования конструкций. Поэтому в качестве идентификационного признака дефекта предложено использовать появление отклонений динамических характеристик объектов контроля от характеристик линейной системы. К таким отклонениям относятся, например, возникновение суб- и супергармонических резонансов [16, 17], искажения фазовых портретов [18, 19] и фигур Лиссажу [20, 21].

Цель настоящей работы – изучение возможности обнаружения трещин в металлических панелях по нелинейным искажениям их портретов колебаний в процессе исследований динамических характеристик или вибрационной прочности. Целесообразность решения задачи в такой постановке объясняется тем, что во время испытаний к панелям прикладывается тестовая гармоническая нагрузка, отклик на которую измеряется датчиками ускорений (акселерометрами). Если по сигналам датчиков удастся обнаружить и локализовать усталостные трещины без привлечения дополнительного оборудования, то это существенно повысит информативность исследований.

Для достижения поставленной цели необходимо установить, искажения какого вида портретов колебаний можно использовать в качестве идентификационного признака трещин. Следует также ввести параметр, позволяющий оценить величины искажений, и исследовать его чувствительность к появлению дефекта.

Методика исследований

Важный этап в контроле технического состояния конструкций – определение идентификационных признаков дефектов. При выборе идентификационного признака усталостной трещины можно использовать такие динамические эффекты, сопровождающие ее появление, как периодические соударения «берегов» и сухое трение в вершине трещины под действием тестовой нагрузки.

Для обоснования идентификационного признака трещины воспользуемся методиками контроля люфтов в проводках управления самолетом и смещений опор откля-

няемых поверхностей [20, 21]. Контроль люфтов производится по искажениям фигуры Лиссажу, которые происходят из-за соударения элементов проводки управления. Ставится задача поиска такого единого идентификационного признака (в данном случае портрета колебаний), который отвечал бы как за ударные процессы, так и за сухое трение.

Для построения фигуры Лиссажу вертикальная развертка производится пропорционально сигналу датчика ускорений n , а горизонтальная – гармонике возбуждающей силы U (сигнал управляющего генератора). Такая фигура на резонансе линейной системы является эллипсом. Характерные нелинейные искажения фигуры Лиссажу происходят из-за соударения элементов проводки управления (рис. 1). Для численной оценки искажений применительно к фигуре Лиссажу используется преобразование Фурье. Затем в рядах Фурье выделяется первая гармоника и вычитается из полного сигнала, а в остатке определяется абсолютный максимум искажений за период. Этот максимум относится к амплитуде первой гармоники, величина отношения обозначается как ξ . Определение дефектного соединения основано на том, что значение ξ в соединении с дефектом значительно превышает его значения в других соединениях.

Следствием смещения опор отклоняемых поверхностей является появление сухого трения в этих опорах. Идентификационным признаком трения являются искажения фазовых портретов колебаний поверхности (рис. 2, w, v – переме-

ние и скорость колебаний контрольной точки поверхности; e – смещение опоры). Фазовый портрет линейной системы – эллипс.

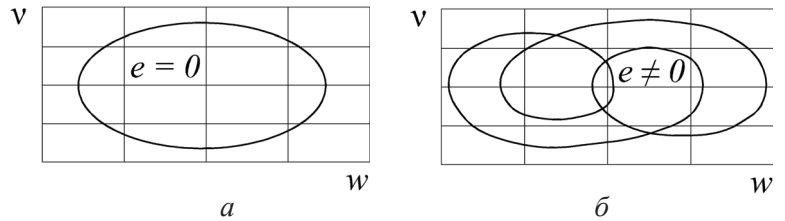


Рис. 2. Фазовые портреты системы с сухим трением

Fig. 2. Coulomb friction system phase-plane portraits

В [22] изложены результаты экспериментальных исследований нескольких видов портретов колебаний. На основании полученных результатов сделан вывод о том, что в качестве идентификационного признака люфта и сухого трения может быть принят следующий портрет колебаний: вертикальная развертка пропорциональна сигналу датчика ускорений n , а горизонтальная – первой гармонике этого сигнала n_1 . Вывод базируется на том, что нелинейные искажения портрета колебаний отслеживают изменения как величин ударного импульса, так и сухого трения. Это позволяет выявить и локализовать дефект. Для линейной системы такой портрет колебаний является окружностью.

На рис. 3 показаны портреты колебаний динамической системы с люфтом, а на рис. 4 – с сухим трением.

Степень искажения портрета колебаний оценивается тем же параметром ξ , что и степень искажения фигуры Лиссажу.

На основании проведенных исследований разработана методика вибрационной диагностики

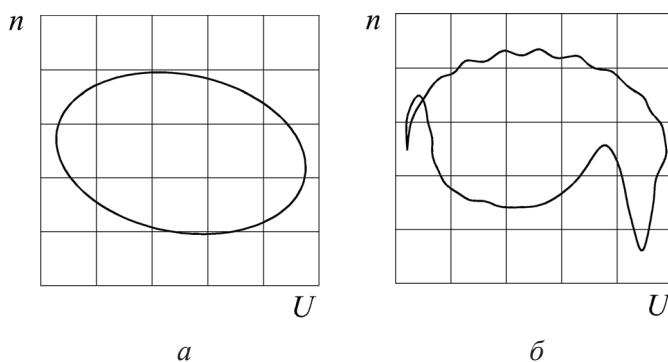


Рис. 1. Фигура Лиссажу до появления люфта (а) и после (б)

Fig. 1. The Lissajous figure before (a) and after (b) backlash advent

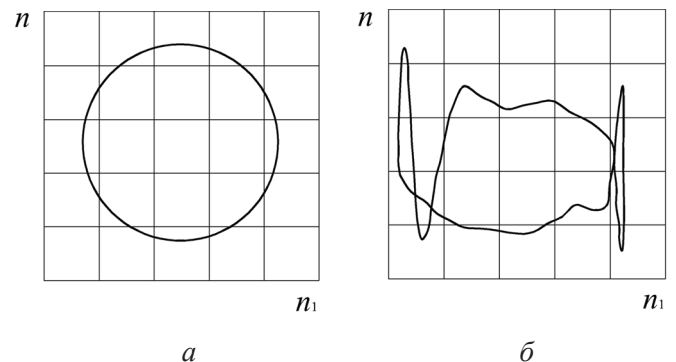


Рис. 3. Портрет колебаний до появления люфта (а) и после (б)

Fig. 3. The vibration portrait before (a) and after (b) backlash advent

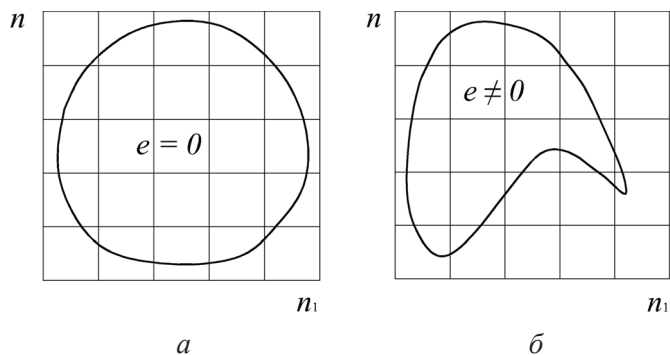


Рис. 4. Портреты колебаний системы с сухим трением
 Fig. 4. Coulomb friction system vibration portraits

усталостных трещин в конструкциях, которая заключается в следующем:

- на конструкцию устанавливаются датчики ускорений. Места установки датчиков могут выбираться произвольно, но целесообразно размещать их со сгущениями в наиболее нагруженных зонах;
- в конструкции с помощью независимых источников вибраций создают вибрационные колебания;
- вибрационный отклик панели фиксируется датчиками ускорений в виде портретов колебаний;

– производится численная оценка искажений круговой формы портретов колебаний;

– искажения портретов тем сильнее, чем больше трещина и ближе к ней расположены акселерометры. Это позволяет как локализовать дефекты, так и зафиксировать их развитие.

Следует отметить, что если контролируемая конструкция изначально имеет нелинейные динамические характеристики или ее диагностирование начинается спустя некоторое время с начала эксплуатации, то повышенные значения ξ укажут на расположение нелинейных элементов в конструкции. Среди этих элементов могут быть и локальные дефекты, появившиеся в результате начавшегося процесса разрушения. Целью дальнейшего диагностирования будет контроль скорости развития дефектов.

Результаты и их обсуждение

Предлагаемый способ вибрационной диагностики трещин был опробован на подкрепленной панели фюзеляжа самолета. Внешний вид, нумерация стрингеров, габаритные размеры панели в миллиметрах и схема установки акселерометров показаны на рис. 5. На рисунке цифрами обозна-

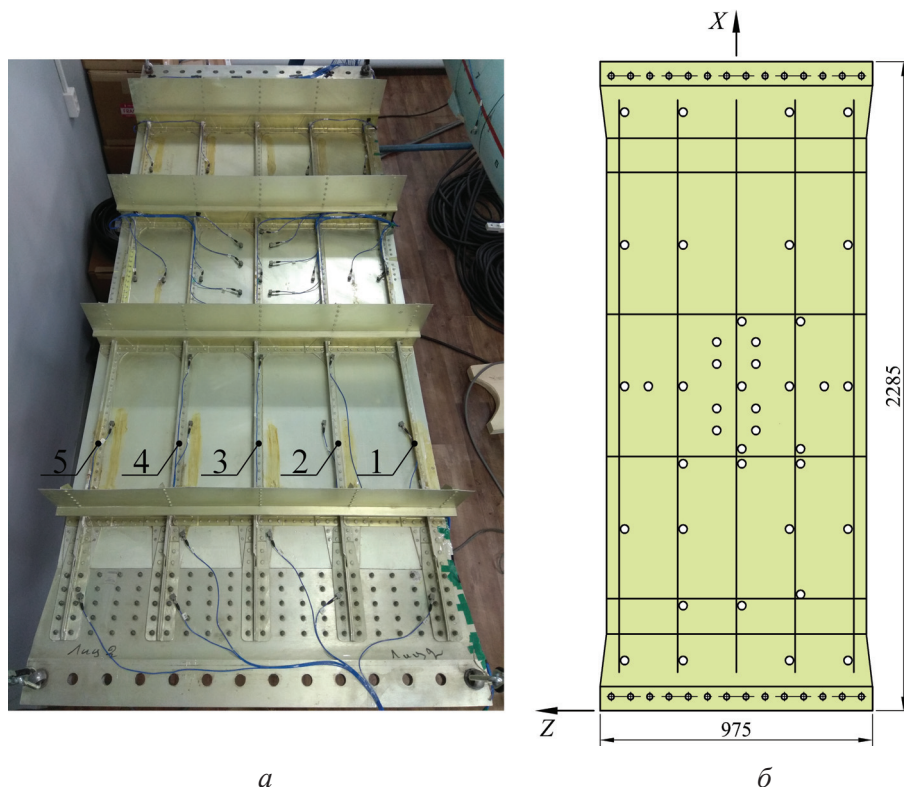


Рис. 5. Внешний вид панели (а) и схема установки акселерометров (б)
 Fig. 5. The panel assembled representation (a) and the accelerometers installation diagram (b)

чены номера стрингеров, точками – положения датчиков ускорений. Масса панели 38,8 кг, материал – алюминиевый сплав В95Т. Продольный и поперечный силовой набор приклепан заклепками. Усиления по коротким сторонам панели имеют болтовое соединение.

На время экспериментов панель была вывешена на упругих жгутах малой жесткости. Возбуждение колебаний осуществлялось двумя электродинамическими силовозбудителями. Для измерения вибраций использовалось 40 датчиков ускорений. Датчики размещались со сгущением в окрестности пучностей формы первого тона упругих колебаний панели, поскольку выраживание усталостных трещин предполагалось вынужденными колебаниями на резонансной частоте первого тона. По сигналам датчиков ускорений строились портреты колебаний различных точек панели. Для каждого портрета колебаний определялась величина параметра ξ . Строилось поле распределения параметра ξ по поверхности панели: величина ξ в каждой точке измерения изображалась меткой соответствующего цвета градиентной шкалы, а между метками выполнялась аппроксимация в соответствии с картой цветов. Кроме того, в экспериментальных исследованиях отслеживались изменения собственных частот первых четырех тонов упругих колебаний панели, вызванные появлением и развитием дефектов.

Первоначально было зафиксировано распределение параметра ξ и определены собственные частоты панели p_i ($i = 1 \dots 4$) в ее

исходном состоянии. Затем проведены исследования изменений собственных частот Δp_i и портретов колебаний панели при появлении следующих дефектов: высверленная заклепка и концентратор напряжений в виде сквозного надреза в центре панели; усталостные трещины в стрингерах 1 и 5; трещина в стрингере 5 после ремонта (приклепаны накладки); трещина в стрингере 2 на разных этапах развития. Результаты исследований показаны на рис. 6–8. Стрелками отмечены положения трещин.

В табл. 1 представлены максимальные значения параметра ξ для различных состояний панели. Измерения отклика панели производились вблизи собственной частоты первого тона колебаний. Следует отметить, что поскольку нормирование искажений портретов колебаний может играть важную роль в оценке размера дефекта и проведении сравнительных исследований, то в табл. 1 наряду с абсолютными значениями ξ внесены и нормированные значения этого параметра ξ_n . В данном случае величина абсолютного максимума искажений каждого сигнала относилась к наибольшей величине абсолютного максимума первой гармоники из всех зарегистрированных сигналов за один период колебаний.

В табл. 2 приведены значения собственных частот колебаний панели. Как следует из представленных результатов, даже разрушение двух стрингеров мало сказывается на собственных частотах. Это означает, что в данном случае дефектоскопия панели по изменению модальных параметров неэффективна.

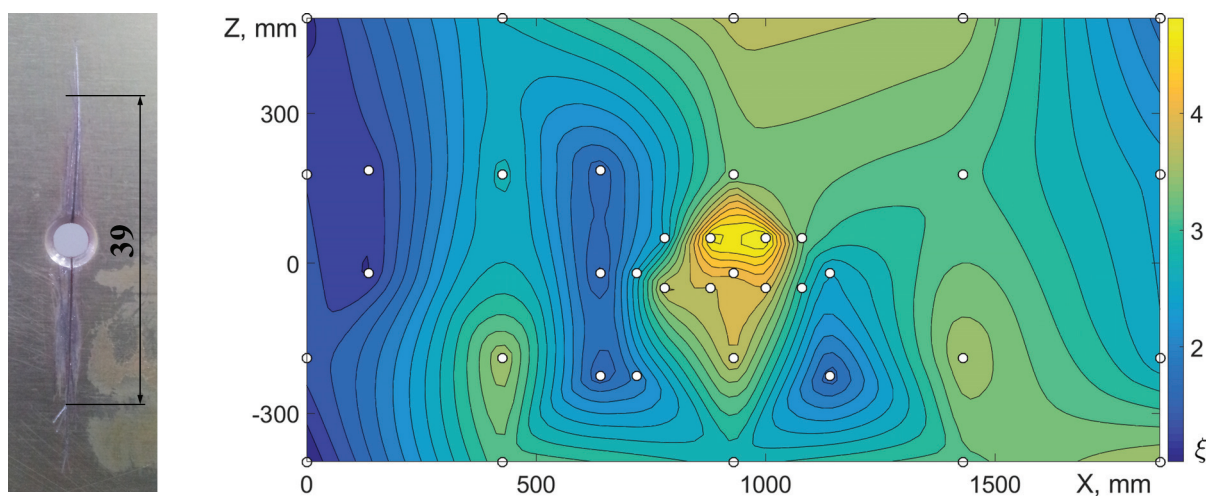


Рис. 6. Распределение ξ по панели с концентратором напряжений

Fig. 6. The ξ distribution over the panel with a stress concentrator

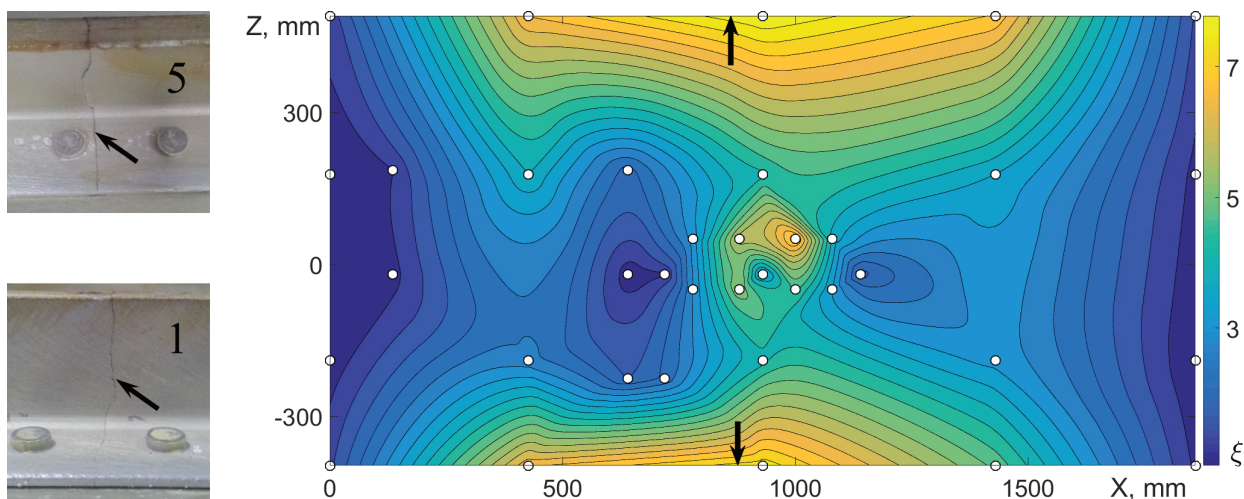


Рис. 7. Распределение ξ по панели с концентратором напряжений и трещинами в стрингерах 1 и 5

Fig. 7. The ξ distribution over the panel with a stress concentrator and cracks in stringers 1 and 5

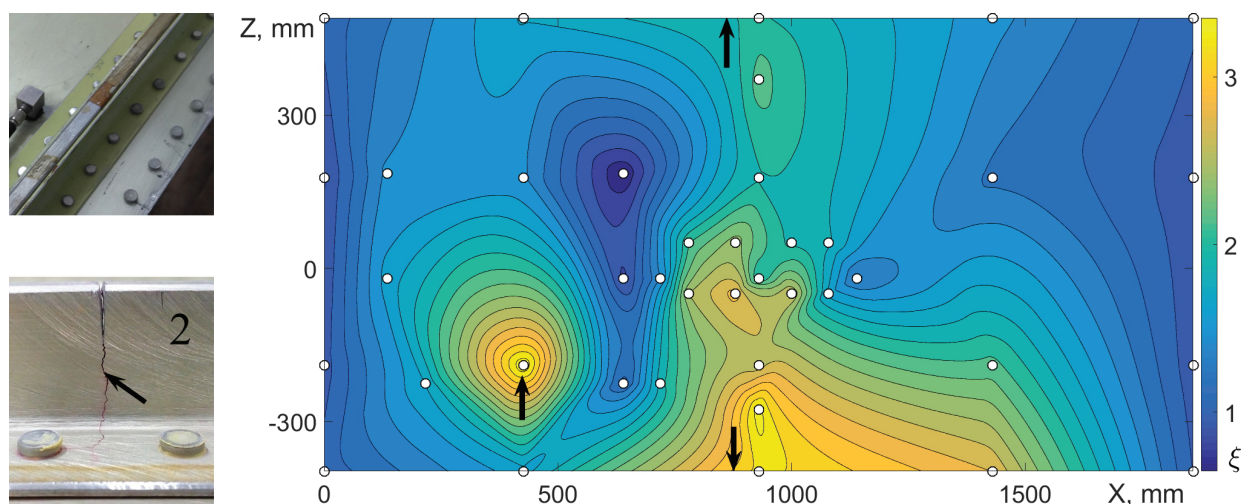


Рис. 8. Распределение ξ по панели с концентратором напряжений, трещинами в стрингерах 1 и 2 и ремонтной накладкой на стрингере 5

Fig. 8. The ξ distribution over the panel with the stress concentrator, the cracks in the stringer 1 and 2 and repair of the crack in the stringer 5

В экспериментальных исследованиях было обнаружено, что увеличение амплитуды колебаний панели приводит к стабилизации качественной картины распределения локальных максимумов параметра ξ , и положения максимумов соответствуют местоположениям дефектов (рис. 9). Это объясняется двумя причинами. Во-первых, для воспроизведения высоких амплитуд колебаний необходимо внешнее воздействие с большой амплитудой, для чего на устройства возбуждения колебаний подается повышенный управляющий сигнал. При прочих равных условиях это приводит к увеличению

отношения сигнал/шум. Поскольку в системах управления нагружением и измерениями параметров колебаний присутствуют электрические помехи, то сигнал с повышенной амплитудой оказывается более близким к «чистому» гармоническому воздействию. Во-вторых, увеличение амплитуды колебаний конструкции приводит к увеличению амплитуд импульсов, порождаемых трением и соударением берегов трещин. Чем выше интенсивность возникающих высокочастотных вибраций, тем на большем удалении от места расположения дефекта их можно зарегистрировать.

Таблица 1

Table 1

Максимумы искажений портретов колебаний
Distortions peaks of vibration portraits

Состояние панели / The panel state	ξ	$\Delta\xi, \%$	ξ_n	$\Delta\xi_n, \%$
Исходное / Initial	0.71	–	0.03	–
Панель с концентратором напряжений / Panel with a stress concentrator	5.13	725	0.06	205
Трещины в стрингерах 1 и 5 / Cracks in stringers 1 and 5	8.13	1149	0.57	1979
Ремонтные накладки на стрингере 5 / Repair strips on the stringer 5	1.37	194	0.15	512
Трещина в стенке стрингера 2 / Crack in the stringer 2 web	1.74	246	0.26	920
Трещина в стрингере 2 (1/4 ширины полки) / Crack in the stringer 2 (1/4 of the cap width)	2.04	289	0.30	1029
Трещина в стрингере 2 (1/2 ширины полки) / Crack in the stringer 2 (1/2 of the cap width)	2.38	337	0.35	1206
Трещина в стрингере 2 (3/4 ширины полки) / Crack in the stringer 2 (3/4 of the cap width)	9.89	1397	0.51	1791
Трещина в стрингере 2 (3/4 ширины полки с боковым ответвлением) / Crack in the stringer 2 (3/4 of the width of the cap with side kinking)	13.16	1860	0.60	2099

Таблица 2

Table 2

Собственные частоты колебаний панели
Panel natural vibration frequencies

Состояние панели / The panel state	P_1, Hz	$\Delta P_1, \%$	P_2, Hz	$\Delta P_2, \%$	P_3, Hz	$\Delta P_3, \%$	P_4, Hz	$\Delta P_4, \%$
Исходное / Initial	10.93	–	35.16	–	72.09	–	170.0	–
Панель с концентратором напряжений / Panel with a stress concentrator	10.87	0.73	35.16	0.0	72.07	0.03	170.0	0.0
Трещины в стрингерах 1 и 5 / Cracks in stringers 1 and 5	10.52	3.75	35.05	0.31	71.64	0.62	170.0	0.0
Ремонтные накладки на стрингере 5 / Repair strips on the stringer 5	10.76	1.56	35.06	0.28	–	–	–	–

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что по нелинейным искажениям портретов колебаний можно зафиксировать появление трещин в металлической панели и определить их местоположение. При построении портретов колебаний развертка по оси ординат производится пропорционально сигналу акселерометра, а по оси абсцисс – пропорционально

первой гармонике этого сигнала. Для численной оценки искажений из сигнала датчика вычитается его первая гармоника, а в остатке определяется абсолютный максимум искажений за период. Величина этого максимума принимается в качестве идентификационного признака дефекта.

Максимальные искажения портретов колебаний могут составлять сотни процентов, что позволяет достоверно отслеживать расположения дефектов и их развитие. Отмечено, что способ

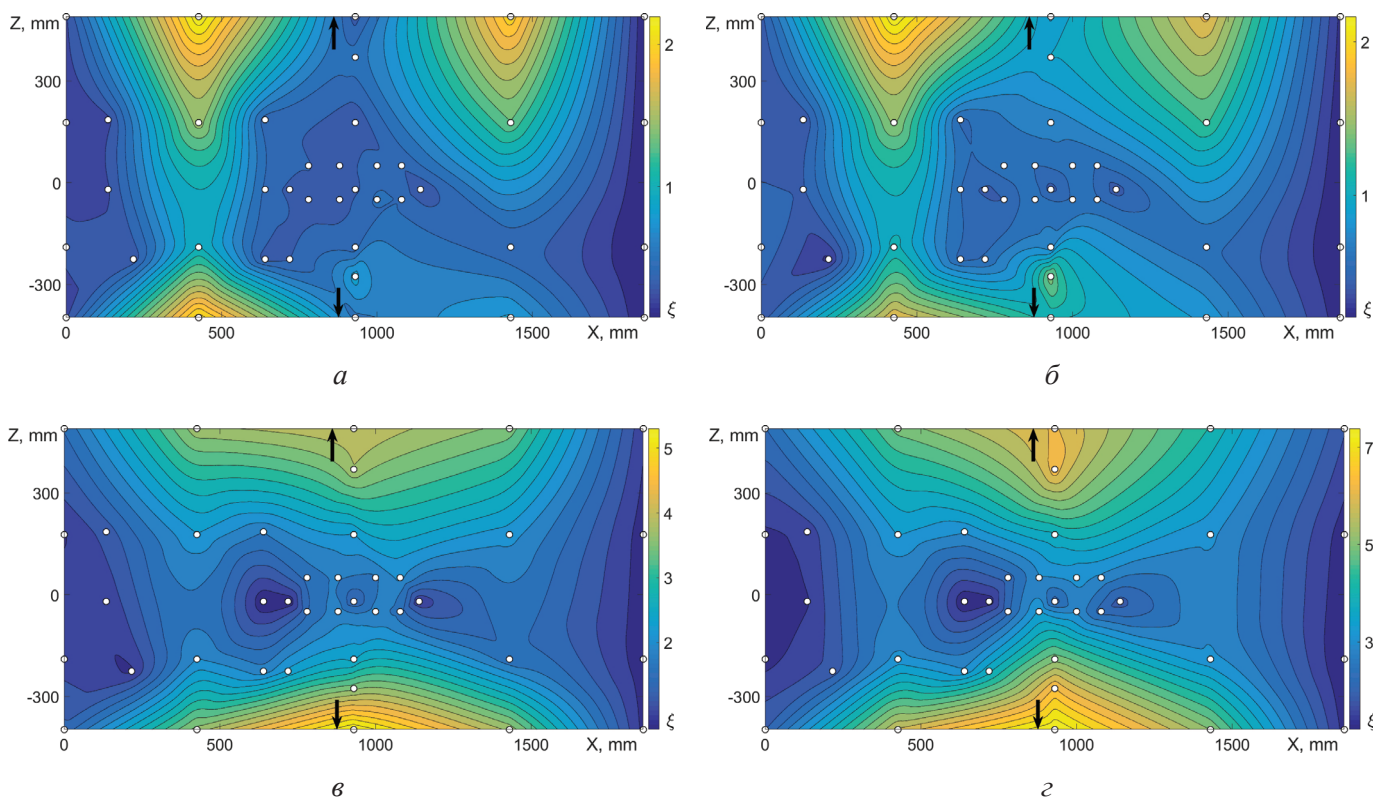


Рис. 9. Распределения ξ по панели с трещиной в стрингере 1 и ремонтной накладкой на стрингере 5; амплитуда перегрузки в центре панели:

$a - 0,25$; $б - 0,96$; $в - 1,59$; $г - 1,86$

Fig. 9. The ξ distributions over the panel with crack in stringer 1 and repair of the crack in the stringer 5: the load factor amplitude in the center of the panel:

$a - 0.25$; $б - 0.96$; $в - 1.59$; $г - 1.86$

нормирования параметра, оценивающего искажения портретов колебаний, а также амплитуда вибраций панели оказывают влияние на эффективность диагностирования трещин.

Список литературы

1. Жуков Р.В. Обзор некоторых стандартов ISO/TC-108 в области диагностики машинного оборудования // Контроль. Диагностика. – 2004. – № 12. – С. 61–66.

2. Неразрушающий контроль. Т. 7, кн. 2. Вибродиагностика: справочник / Ф.Я. Балицкий, А.В. Барков, Н.А. Баркова и др. – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с. – ISBN 5-217-03298-7.

3. Костюков В.Н., Науменко А.П. Основы виброакустической диагностики и мониторинга машин: учебное пособие. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2011. – 360 с. – ISBN 978-5-8149-1101-8.

4. Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E. Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis. – Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2010. – 408 p. – ISBN 978-3-642-01485-7.

5. Tiwari R. Rotor systems: analysis and identification. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 1069 p. – ISBN 978-1-138-03628-4.

6. Вибродиагностика авиационных конструкций. – М.: ГосНИИГА, 1986. – 95 с. – (Труды ГосНИИ ГА; вып. 256).

7. Постнов В.А. Определение повреждений упругих систем путем математической обработки частотных спектров, полученных из эксперимента // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2000. – № 6. – С. 155–160.

8. Косицын А.В. Метод вибродиагностики дефектов упругих конструкций на основе анализа собственных форм колебаний // Приборы и методы измерений. – 2011. – № 2 (3). – С. 129–135.

9. Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: a literature review: technical report LA-13070-MS / S.W. Doebling, C.R. Farrar, M.B. Prime, D.W. Shevitz; Los Alamos National Laboratory. – Los Alamos, NM, 1996. – 132 p.

10. Dilena M., Morassi A. Damage detection in discrete vibrating systems // Journal of Sound and Vibra-

- tion. – 2006. – Vol. 289. – P. 830–850. – doi: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.
11. *Perera R., Fang S.-E., Huerta C.* Structural crack detection without updated baseline model by single and multiobjective optimization // *Mechanical System and Signal Processing.* – 2009. – Vol. 23, iss. 3. – P. 752–768. – doi: 10.1016/j.ymsp.2008.06.010.
12. *Barbieri N., Barbieri R.* Study of damage in beams with different boundary conditions // *International Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering.* – 2013. – Vol. 7, N 6. – P. 399–405.
13. *Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C.* Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods // *Smart Materials and Structures.* – 2002. – Vol. 11. – P. 269–278. – doi: 10.1999/1307-6892/9351.
14. Nonlinear acoustics for fatigue crack detection – experimental investigations of vibro-acoustic wave modulations / A. Klepka, W.J. Staszewski, R.B. Jenal, M. Szewedo, J. Iwaniec, T. Uhl // *Structural Health Monitoring.* – 2011. – Vol. 11, iss. 2. – P. 197–211. – doi: 10.1177/1475921711414236.
15. Critical aspects of experimental damage detection methodologies using nonlinear vibro-ultrasonics / M. Dunna, A. Carcionea, P. Blanloeuilb, M. Veidta // *Procedia Engineering.* – 2017. – Vol. 188. – P. 133–140. – doi: 10.1016/j.proeng.2017.04.466.
16. *Бовсуновский А.П., Матвеев В.В.* Вибродиагностические параметры усталостной поврежденности упругих тел // *Механическая усталость металлов: труды коллоквиума.* – Тернополь, 2006. – С. 212–218.
17. *Цыфанский С.Л., Бересневич В.И., Лушников Б.В.* Нелинейная вибродиагностика машин и механизмов. – Рига: Изд-во РТУ, 2008. – 366 с. – ISBN 978-9984-32-194-3.
18. *Diana G., Bachschmid N., Angeli F.* An on-line crack detection method for turbogenerator rotors // *Proceeding of international Conference on Rotordynamics, JSME.* – Tokyo, 1986. – P. 385–390.
19. Контроль соосности установки отклоняемых поверхностей по результатам вибрационных испытаний / В.А. Бернс, А.П. Бобрышев, В.Л. Присекин, В.Ф. Самуйлов // *Вестник МАИ.* – 2008. – Т. 15, № 1. – С. 87–91.
20. Способ контроля люфтов в механических проводках управления самолетов / А.П. Бобрышев, В.А. Бернс, В.Л. Присекин, А.И. Белоусов, В.Ф. Самуйлов // *Полет.* – 2007. – № 12. – С. 50–53.
21. *Al-Khazali H.A.H., Askari M.R.* Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system // *IOSR Journal of Engineering.* – 2012. – Vol. 2 (5). – P. 971–978.
22. Опыт контроля дефектов летательных аппаратов по параметрам вибраций / В.А. Бернс, Е.А. Лысенко, А.В. Долгополов, Е.П. Жуков // *Известия Самарского научного центра РАН.* – 2016. – Т. 18, № 4. – С. 86–96.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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







Diagnosis of Cracks in Metal Panels by Non-linear Distortions of Vibration Portraits





Vladimir Berns^{1, 2, a, *}, Egor Zhukov^{2, b}, Valeriya Malenkova^{2, c}, Lysenko Evgenii^{3, d}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Siberian Aeronautical Research Institute named after S. A. Chaplygin, 21 Polzunov str., Novosibirsk, 630051, Russian Federation

³ Academician M.F. Reshetnev Information Satellite Systems, 52 Lenin str., Zheleznogorsk, 662972, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0002-2231-7581>,  v.berns@yandex.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0001-6378-6352>,  zh-ep@yandex.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0003-3374-8472>,  malenkova_vv@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5561-2934>,  m1a340@iss-reshetnev.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 February 2018

Revised: 14 March 2018

Accepted: 9 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Metal plane body panel

Fatigue crack

Identification of the defect

Vibration portrait

Nonlinear distortion of the vibration portrait

Cracks vibration diagnosis

ABSTRACT

Introduction. The main defect of the structures that occurs during its operation or strength tests is fatigue crack. Vibrational methods are promising to diagnose the cracks. The practical implementation of these methods on real structures is a relevant objective. **Objective:** to study the possibility of using distortions of the constrained vibration portraits as an identification feature of cracks in metal structures. **Research Methods.** Acceleration sensor are installed on the diagnose structure, and vibration oscillations are created in it by means of independent sources of harmonic vibrations. The dynamic consequence of the fatigue crack is the collisions of the “faces” and dry friction at the crest points under the action of the vibrational load. It is shown that the identification attributes of shock pulses and dry friction can be presented by nonlinear distortions of the vibration portraits, the vertical dissection of which is proportional to the signal of the acceleration sensor, and the horizontal one is proportional to the first harmonic of this signal. Such an vibrations portrait for a linear dynamical system is a circle. In order to estimate numerically distortions from the Fourier series, the first harmonic is subtracted for the vibration portrait, the absolute maximum is determined for the period of vibrations in the remainder of the series; the magnitude of the maximum is related to the amplitude of the first harmonic. **Results and Discussion.** The efficiency of the fatigue cracks detecting due to distortions in the vibration portrait is illustrated by the example of diagnosing the metal plane body panel with the size of 2285 × 975 mm. The panel had longitudinal and transverse power sets, as well as local reinforcements. The vibrations excitation of the panel was carried out by two electrodynamic exciters. 40 acceleration sensors were used to measure vibrations. Experimental studies of changes in natural frequencies and portraits of panel vibrations for the following defects have been carried out: a stress concentrator in the form of a drilled rivet and a through-cut in the center of the panel; fatigue cracks in the side stringer; crack in the side stringer after repair; crack in the central stringer at different stages of propagation. It is established that the largest changes in natural frequencies can be several per cent, but it is not possible to determine the location of the defects. The maximum distortion of the vibration portrait is hundreds of percent and reliably tracks the locations of defects and its magnitudes. It is noted that the method of normalizing the distortions of the vibration portrait and the amplitude of the panel vibrations affect the efficiency of the diagnosis of cracks.

For citation: Berns V.A., Zhukov E.P., Malenkova V.V., Lysenko E.A. Diagnosis of cracks in metal panels by non-linear distortions of vibration portraits. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 6–17. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-6-17. (In Russian).

References

1. Zhukov R.V. Obzor nekotorykh standartov ISO/TC-108 v oblasti diagnostiki mashinnogo oborudovaniya [An overview of some ISO/TC-108 standards in the field of machinery diagnostics]. *Kontrol'. Diagnostika = Testing. Diagnostics*, 2004, no. 12, pp. 61–66. (In Russian).

* Corresponding author

Berns Vladimir A., D.Sc. (Engineering), Associate Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 346-31-21, e-mail: v.berns@yandex.ru

2. Balitskii F.Ya., Barkov A.V., Barkova N.A. et al. *Nerazrushayushchii kontrol'*. T. 7, kn. 2. *Vibrodiagnostika: spravochnik* [Non-destructive testing: quick reference guide. Vol. 7, bk. 2. Vibration-based diagnostics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 829 p. ISBN 5-217-03298-7.
3. Kostyukov V.N., Naumenko A.P. *Osnovy vibroakusticheskoi diagnostiki i monitoringa mashin* [Basics of vibroacoustic diagnostics and monitoring of machines]. Omsk, OmSTU Publ., 2011. 360 p. ISBN 978-5-8149-1101-8.
4. Bachschmid N., Pennacchi P., Tanzi E. *Cracked rotors: a survey on static and dynamic behaviour including modelling and diagnosis*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag, 2010. 408 p. ISBN 978-3-642-01485-7.
5. Tiwari R. *Rotor systems: analysis and identification*. Boca Raton, CRC Press, 2017. 1069 p. ISBN 978-1-138-03628-4.
6. *Vibrodiagnostika aviatsionnykh konstruktssii* [Vibrodiagnostics aircraft structures]. Moscow, State Research Institute of Civil Aviation Publ., 1986. 95 p.
7. Postnov V.A. Opredelenie povrezhdenii uprugikh sistem putem matematicheskoi obrabotki chastotnykh spektrov, poluchennykh iz eksperimenta [Determination of elastic systems damages by mathematical treatment of frequency spectra obtained from the experiment]. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Mekhanika tverdogo tela = Mechanics of Solids*, 2000, no. 6, pp. 155–160. (In Russian).
8. Kositsyn A.V. Metod vibrodiagnostiki defektov uprugikh konstruktssii na osnove analiza sobstvennykh form kolebaniy [Method of the vibrating diagnostics of defects of elastic designs on the basis of the analysis own forms of fluctuations]. *Pribory i metody izmerenii = Devices and Methods of Measurements*, 2011, no. 2 (3), pp. 129–135. (In Russian).
9. Doebling S.W., Farrar C.R., Prime M.B., Shevitz D.W. *Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: a literature review: technical report LA-13070-MS*. Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, NM, 1996. 132 p.
10. Dilena M., Morassi A. Damage detection in discrete vibrating systems. *Journal of Sound and Vibration*, 2006, vol. 289, pp. 830–850. doi: 10.1016/j.jsv.2005.02.020.
11. Perera R., Fang S.-E., Huerta C. Structural crack detection without updated baseline model by single and multiobjective optimization. *Mechanical System and Signal Processing*, 2009, vol. 23, iss. 3, pp. 752–768. doi: 10.1016/j.ymssp.2008.06.010.
12. Barbieri N., Barbieri R. Study of damage in beams with different boundary conditions. *International Journal of Civil, Environmental, Structural, Construction and Architectural Engineering*, 2013, vol. 7, no. 6, pp. 399–405.
13. Kessler S.S., Spearing M.S., Soutis C. Structural health monitoring in composite materials using Lamb wave methods. *Smart Materials and Structures*, 2002, vol. 11, pp. 269–278. doi: 10.1999/1307-6892/9351.
14. Klepka A., Staszewski W.J., Jenal R.B., Szwedo M., Iwaniec J., Uhl T. Nonlinear acoustics for fatigue crack detection – experimental investigations of vibro-acoustic wave modulations. *Structural Health Monitoring*, 2011, vol. 11, iss. 2, pp. 197–211. doi: 10.1177/1475921711414236.
15. Dunna M., Carcionea A., Blanloeuilb P., Veidta M. Critical aspects of experimental damage detection methodologies using nonlinear vibro-ultrasonics. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 188, pp. 133–140. doi: 10.1016/j.proeng.2017.04.466.
16. Bovsunovsky A.P., Matveyev V.V. [Vibrational diagnostics parameters of fatigue damage in elastic bodies]. *Mekhanicheskaya ustalost' metallov: trudy kollokviuma* [Mechanical Fatigue of Metals: Proceeding of the 13th International Colloquium (MFM)], Ternopil, 2006, pp. 212–218. (In Russian).
17. Tsyfanskii S.L., Beresnevich V.I., Lushnikov B.V. *Nelineinaya vibrodiagnostika mashin i mekhanizmov* [Nonlinear vibration of machines and mechanisms]. Riga, Riga Technical University Publ., 2008. 366 p. ISBN 978-9984-32-194-3.
18. Diana G., Bachschmid N., Angeli F. An on-line crack detection method for turbogenerator rotors. *Proceeding of International Conference on Rotordynamics, JSME*, Tokyo, 1986, pp. 385–390.
19. Berns V.A., Bobryshev A.P., Prisekin V.L., Samuilov V.F. Kontrol' soosnosti ustanovki otklonyaemykh poverkhnostei po rezul'tatam vibratsionnykh ispytaniy [Coaxiality monitoring for deflecting surfaces basing on vibration tests]. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta = Aerospace MAI journal*, 2008, vol. 15, no. 1, pp. 87–91.
20. Bobryshev A.P., Berns V.A., Prisekin V.L., Belousov A.I., Samuilov V.F. Sposob kontrolya lyuftov v mekhanicheskikh provodkakh upravleniya samoletov [Play control method in mechanical aircraft control joints]. *Polyot = Flight*, 2007, no. 12, pp. 50–53.
21. Al-Khazali H.A.H., Askari M.R. Geometrical and graphical representations analysis of Lissajous figures in rotor dynamic system. *IOSR Journal of Engineering*, 2012, vol. 2 (5), pp. 971–978.



22. Berns V.A., Lysenko E.A., Dolgopolov A.V., Zhukov E.P. Opyt kontrolya defektov letatel'nykh apparatov po parametram vibratsii [Experience of aircraft defects monitoring by vibration parameters]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 86–96.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Оценка технологических схем тонкоструйной плазменной резки металлических материалов и их композиций

Харис Рахимьянов^{a, *}, Александр Локтионов^b, Андрей Рахимьянов^c, Надежда Гаар^d

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

^a <http://orcid.org/0000-0003-2781-0225>, kharis51@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-1168-6688>, pushkin-lok@mail.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0003-3805-0874>, centerfht@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8517-658X>, lianelas@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.01; 621.791.947.55

История статьи:

Поступила: 14 марта 2018
 Рецензирование: 30 марта 2018
 Принята к печати: 25 апреля 2018
 Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Заготовительное производство
 Тонкоструйная плазменная резка
 Точность реза
 Биметаллическая композиция

АННОТАЦИЯ

Введение. Постоянное совершенствование методов раскроя материалов обеспечивает появление новых модификаций технологических процессов заготовительного производства, в частности тонкоструйной плазменной резки. Однако производители оборудования сопровождают предлагаемые технологии рекомендациями режимов обработки, которые являются ориентировочными и предназначены для определенного круга обрабатываемых материалов. **Целью** настоящей работы является оценка технологических схем тонкоструйной плазменной резки для повышения точности реза металлических материалов, включая и биметаллические композиции. **Методы.** Оценка параметров точности и качества реза осуществлялась в соответствии со стандартом ISO 9013: 2002. В качестве материалов для исследований были выбраны сталь СтЗсп и биметаллическая композиция «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т», полученная сваркой взрывом. **Результаты и обсуждения.** Установлено, что при использовании технологии HiFocus для раскроя стали Ст3 в нижнем диапазоне толщин (3 мм) не обеспечивается регламентируемая производителем точность реза. Для повышения точности предлагается переход в рамках данной технологии на меньший типоразмер сопла. Реализация технологии HiFocus^{plus}, отличающейся дополнительной закруткой завихряющих газов, позволяет проводить раскрой материалов в большем диапазоне толщин. Однако при толщинах раскроя 4...6 мм наблюдается превышение регламентированного отклонения реза от перпендикулярности на обеих его кромках. Для повышения точности формообразования необходимо снижение скорости раскроя. Показана эффективность использования технологии HiFocus^{plus} для раскроя биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т». Выявлена оптимальная схема раскроя с выбором в качестве лобовой стороны стали Ст3. Установлено, что максимальная точность реза данной композиции достигается при скорости обработки, равной 1,5 м/мин.

Для цитирования: Оценка технологических схем тонкоструйной плазменной резки металлических материалов и их композиций / Х.М. Рахимьянов, А.А. Локтионов, А.Х. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 18–34. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20-2-18-34.

Введение

Обеспечение эффективности производства машиностроительной продукции должно осуществляться на всех его этапах. Предпосылки в достижении результата во многом определяются техническими и технологическими решениями, предпринятыми еще на стадии заготовительного производства. Использование перспективных технологий и оборудования получения заготов-

ки обеспечивает снижение трудоемкости на этапах механической обработки деталей и сборки изделия. Актуальность в повышении эффективности заготовительного производства возрастает по мере увеличения масштабов выпуска продукции. В последнее время наблюдается тенденция роста количества технологий, связанных с использованием электрофизических процессов как на стадии окончательного формообразования деталей машин, так и на этапе получения заготовок. Возможность использования подобных технологий при формообразовании геометрии объектов с использованием систем ЧПУ создает хорошие предпосылки в повышении эффективности производства, особенно в условиях се-

*Адрес для переписки

Рахимьянов Харис Магсуманович, д.т.н., профессор
 Новосибирский государственный технический университет
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 346-11-88, e-mail: kharis51@mail.ru

рийного масштаба выпуска продукции. Следует отметить, что доля серийно выпускаемых изделий в современном машиностроении превышает 60 % общего объема производства.

Все большее распространение в заготовительном производстве получают термические методы листового раскроя материалов, такие как кислородная [1–3], лазерная [4–7], плазменная резка [8–18]. Интенсивное развитие высокоэнергетических процессов в настоящее время позволило разработать новые эффективные технологические решения и создать современное оборудование для их реализации. Так, совершенствование плазменных технологий в области резки металлических материалов привело к созданию новой модификации плазменного раскроя – тонкоструйной плазменной резки, что позволило рассматривать ее как альтернативу лазерной резке с позиции точности и качества раскроя металлических материалов [19, 20]. Появление новых конструкционных материалов, в том числе и биметаллических композиций, также требует поиска эффективных технологий для их обработки. В работах [21–23] показаны перспективы использования тонкоструйной плазменной резки для решения этих задач.

Существующие технологические схемы тонкоструйной плазменной резки HiFocus, HiFocus^{plus}, HiFocusF ориентированы на достижение определенных показателей точности и качества реза различных материалов в установленном ряду толщин раскроя [24–26]. Предлагаемые заводом-изготовителем технологические рекомендации по каждой схеме ориентировочны и зачастую не соответствуют получаемым на практике результатам. Сведения по обработке новых классов материалов, в частности биметаллических композиций, в рекомендациях производителя оборудования вообще отсутствуют.

Настоящая статья посвящена анализу существующих технологических схем по обеспечению точности и качества реза на примере раскроя конструкционной стали и выработке технологических решений по повышению их эффективности при обработке металлических материалов, в том числе и их композиций.

Методика экспериментальных исследований

Для исследования процессов формообразования в настоящей работе использовалась машина термической резки «Термит ППл» на базе установки тонкоструйной плазменной резки HiFocus 130 производства фирмы Kjellberg (Германия), состав и технические характеристики которой подробно описаны в работе [24]. Машина термической резки предназначена для раскроя листовых материалов из конструкционных нержавеющей сталей, а также сплавов на основе алюминия.

Конструкционные стали являются наиболее востребованными в промышленности, что подтверждается данными работы [27]. Кроме того, по результатам, опубликованным в работе [28], эта тенденция должна сохраниться до 2030 г. В общем объеме потребляемой стали в РФ листовой прокат согласно аналитическим данным [29] на 2011 г. занимает 56 %. В связи с этим для исследования был выбран листовой прокат из конструкционной стали обыкновенного качества СтЗсп с химическим составом и механическими свойствами, соответствующими ГОСТ 380–2005 [30].

Предельные значения толщин разрезаемого материала выбирались исходя из условия его гарантированной пробивки и раскроя согласно реализуемым технологиям. Для технологии HiFocus был выбран листовой прокат толщиной 3, 4, 5, 6, 8 мм, для технологии раскроя HiFocus^{plus} толщины составляли 4, 6, 10, 16, 20 мм, для технологии HiFocusF – 3, 6, 10, 16, 20 мм.

Результаты тонкоструйной плазменной резки как термического метода раскроя регламентируются стандартом ISO 9013:2002, в котором точность и качество реза оцениваются угловатостью кромок реза и средней высотой профиля Rz5. Так как производитель оборудования регламентирует и величину отклонения от перпендикулярности реза, в настоящих исследованиях приведена оценка данного параметра для сопоставления результатов. Необходимость нормирования такого параметра, как ширина реза, не входящего в определение стандарта, связана с тем, что он ответствен за обеспечение точности линейных размеров при раскрое и используется как корректирующий параметр в управляющей

программе. Ширина реза регламентируется поставщиком оборудования как режимный параметр раскроя.

Исследование шероховатости поверхности реза осуществлялось при помощи профилографа-профилометра модели 252.

Определение точностных показателей и характеристик качества кромок реза проводилось при использовании в обработке комплектов новых расходных элементов плазматрона для исключения влияния их износа на точность и качество реза. Расходные элементы плазматрона были выбраны исходя из рекомендаций для используемых технологий раскроя и представлены в табл. 1.

В соответствии с технологиями раскроя и разрезаемыми толщинами были использованы рекомендуемые изготовителем в технической документации режимы обработки, представленные в табл. 2.

При проведении эксперимента применялись следующие газы: в качестве зажигающего газа – воздух, режущего газа – кислород, завихряющего газа № 1 (для технологий HiFocus и HiFocus F) – кислород; завихряющего газа № 2 – азот при давлениях и расходе, рекомендованных производителем.

Внешний вид поперечных сечений образцов после раскроя с использованием отмеченных технологий показан на рис. 1–3.

Полученные изображения использовались для количественной оценки геометрических параметров реза.

Для изучения точностных характеристик раскроя композиционных материалов в исследованиях использовалась биметаллическая композиция «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T», полученная сваркой взрывом. Толщина пакета составляла 5 мм, при составляющих толщинах для стали Ст3 – 3 мм, для стали 12X18H10T – 2 мм.

Химический состав и механические свойства стали Ст3 регламентируются ГОСТ 380–2005 [30], стали 12X18H10T – ГОСТ 5582–75 [31].

Результаты и их обсуждение

Результаты полученных значений угловатости кромок реза, отклонения от перпендикулярности, ширины реза и шероховатости поверхности для технологии резки HiFocus представлены на рис. 4–7 соответственно.

Следует отметить, что при тонкоструйной плазменной резке наружный контур детали фор-

Таблица 1

Table 1

Расходные элементы плазматрона
Consumables of the plasma torch

Технология резки/ Technology	Толщина, мм/ Thickness, mm	Катод/ Cathode	Газификатор/ Gas guide	Сопло/ Nozzle	Колпачок сопла/ Nozzle cap	Колпачок завихряющего газа/ Swirl gas cap	Защитный колпачок/ Protection cap
HiFocus	3	S002	Z101	S2008x	S3004	Z4020	Z501
	4			S2007x			
	5			S2008x			
	6						
	8						
HiFocus plus	4	S002	Z102	S2008x	S3028	Z4020	Z501
	6			S2012x		Z4022	
	10					Z4025	
	16					Z4030	
	20						
HiFocus F	3	S012	Z111	S2114	S3008	Z4030	Z501
	6						
	10					Z4140	
	16						
	20						

Режимы обработки
Processing modes

Технология резки/Tech-nology	Толщина, мм/Thick-ness, mm	Ток, А/Current, A	Скорость резки, м/мин/Cutting speed, m/min	Время пробивки, с/Piercing delay, sec	Высота пробивки, мм/Piercing height, mm	Высота реза, мм/Torch distance, mm	Напря-жение, В/Voltage, V
HiFocus	3	50	2,2	0,1	2	2	110
	4	35	0,9	0,1	3,5	2	120
	5	45	0,8	0,2	3,5	2	132
	6	45	0,75	0,2	3,5	2	125
	8	45	0,55	0,2	4	2	130
HiFocus ^{plus}	4	50	2,2	0,2	3	1,5	119
	6	50	1,5	0,3	3	2	125
	10	130	2,4	0,4	4	2	133
	16	130	1,8	0,4	5	2	140
	20	130	1	0,6	6,5	2,5	150
HiFocus F	3	130	6	0,1	4	2	111
	6	130	3,2	0,1	4	2,5	119
	10	130	2,3	0,3	5	3	127
	16	130	1,4	0,4	5	3	132
	20	130	0,9	0,6	6	4	138

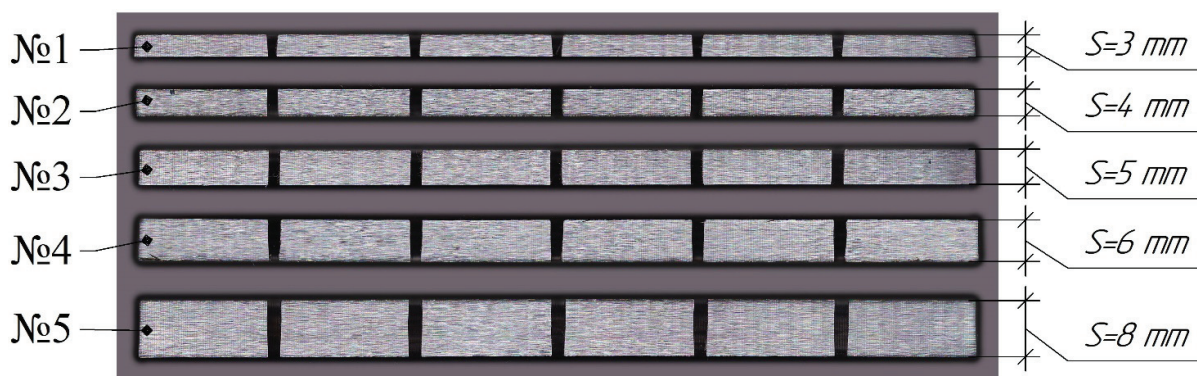


Рис. 1. Фотографическое изображение поперечного сечения образцов различной толщины после раскроя по схеме HiFocus

Fig. 1. A photographic image of a cross section of samples with different thickness after cutting by the HiFocus mode

мируется правой кромкой по направлению движения плазмодуны.

Производитель оборудования для технологии HiFocus регламентирует для всего диапазона разрезаемых толщин одно и то же значение отклонения от перпендикулярности (от -1° до $+2^\circ$). Как видно из результатов проведенных экспериментов (рис. 5), в области малых толщин материала (3 мм) наблюдается выход данного параметра за пределы заявленной производителем

точности практически в два раза. При этом следует обратить внимание на то, что для всех исследуемых толщин значение отклонения от перпендикулярности реза по левой кромке меньше, чем для правой.

Это объясняется тем, что плазмодуна представляет собой осесимметричный тепловой источник, и формирование правой кромки реза происходит по схеме, когда закрутка плазмобразующих газов осуществляется по часовой



Рис. 2. Фотографическое изображение поперечного сечения образцов различной толщины после раскроя по технологии HiFocus^{plus}

Fig. 2. A photographic image of a cross section of samples with different thickness after cutting by the HiFocus mode



Рис. 3. Фотографическое изображение поперечного сечения образцов различной толщины после раскроя по технологии HiFocus F

Fig. 3. A photographic image of a cross section of samples with different thickness after cutting by the HiFocus mode

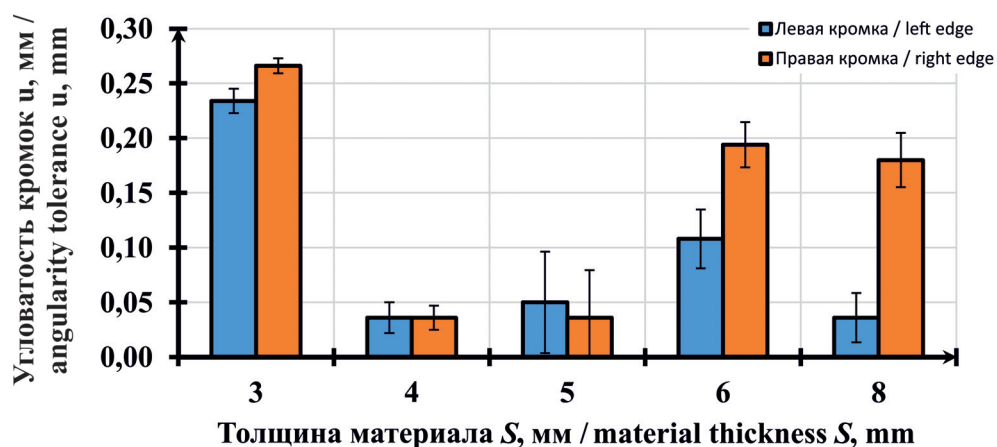


Рис. 4. Угловатость левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus

Fig. 4. Angularity of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocus technology

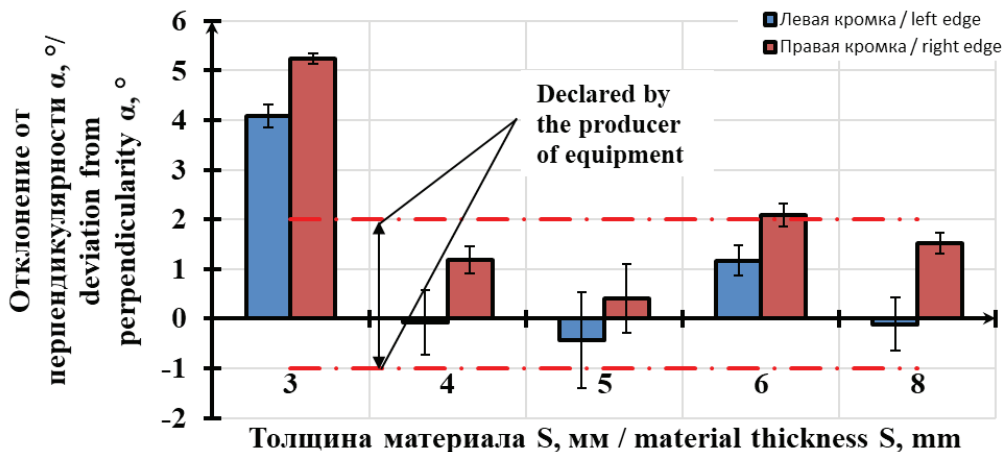


Рис. 5. Отклонение от перпендикулярности левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus
 Fig. 5. Deviation of perpendicularity of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocus technology

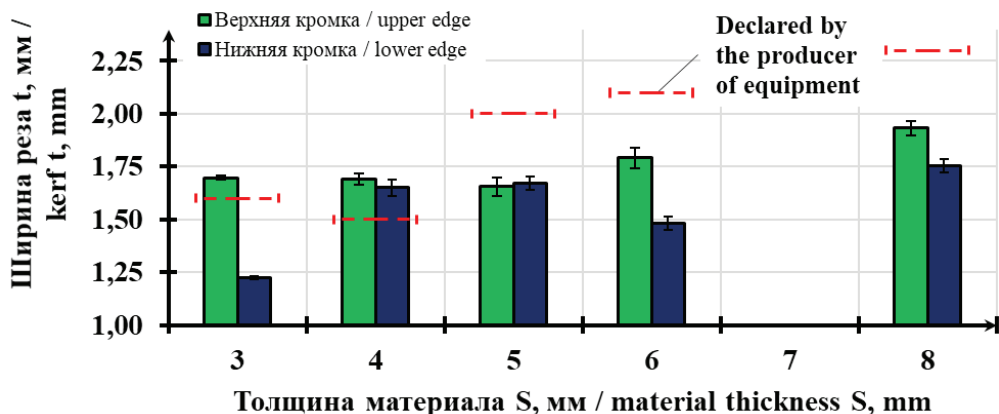


Рис. 6. Ширина реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus
 Fig. 6. Cutting width for different thicknesses of structural steel with using HiFocus technology

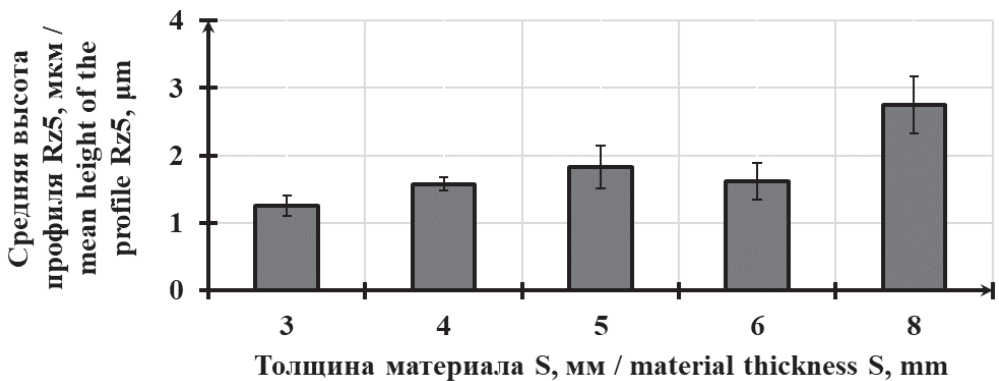


Рис. 7. Средняя высота профиля реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus
 Fig. 7. Mean height of the profile of the cut surface for different thicknesses of structural steel with using HiFocus technology

стрелке и совпадает с направлением движения источника, что является аналогичным попутному фрезерованию, а формирование левой кромки реза – схеме встречного фрезерования. По этой причине в рамках данной технологии для повышения точности обработки предлагается изменить направление обхода (против часовой) для формирования наружных контуров. Кроме того, для толщины материала 3 мм возможна смена типоразмера сопла S2008x ($d = 0,8$ мм) на меньший S2007x ($d = 0,7$ мм) с соответствующей корректировкой режимов.

Выход значений ширины реза за регламентированное значение наблюдается при раскрое толщин 3 и 4 мм (рис. 6). Отклонение ширины реза от регламентированного значения потребует соответствующей корректировки в управляющей программе обработки для обеспечения заданных геометрических размеров заготовки.

Значение шероховатости поверхности увеличивается с ростом толщины разрезаемого материала (рис. 7). Такая зависимость объясняется увеличением энергозатрат для разделения материала с ростом толщины реза, что приводит к изменению характера стока жидкой фазы из канала реза и ухудшению микрогеометрии поверхности реза.

Результаты значений угловатости кромок реза, отклонения от перпендикулярности, ширины реза и шероховатости поверхности при раскрое по технологии HiFocus^{plus} представлены на рис. 8–11 соответственно.

Так, отклонение от перпендикулярности при раскрое с использованием данной технологии на правой кромке реза меньше, чем на левой. Это объясняется тем, что в технологии HiFocus в конструкции колпачка завихряющего газа предусмотрена дополнительная закрутка газа, а также увеличены диаметры каналов. Такое схемное решение позволило производить раскрой больших, чем при технологии HiFocus, толщин.

Однако в диапазоне толщин 4...6 мм наблюдается превышение регламентируемого значения отклонения от перпендикулярности. Поскольку данная технология для указанных толщин не имеет возможности перехода на меньший типоразмер сопла, то можно предположить, что одним из вариантов для уменьшения отклонения от перпендикулярности может быть снижение скорости раскроя относительно рекомендованной производителем. При этом следует ожидать, что это, в свою очередь, приведет к увеличению ширины реза и потребует корректировки исходных данных в управляющей программе.

Шероховатость поверхности при этом, как и для технологии HiFocus, увеличивается с ростом толщины материала.

Результаты полученных значений угловатости кромок реза, отклонения от перпендикулярности, ширины реза и шероховатости поверхности для технологии резки HiFocusF представлены на рис. 12–15 соответственно.

Для технологии HiFocusF не регламентируется отклонение от перпендикулярности кромок

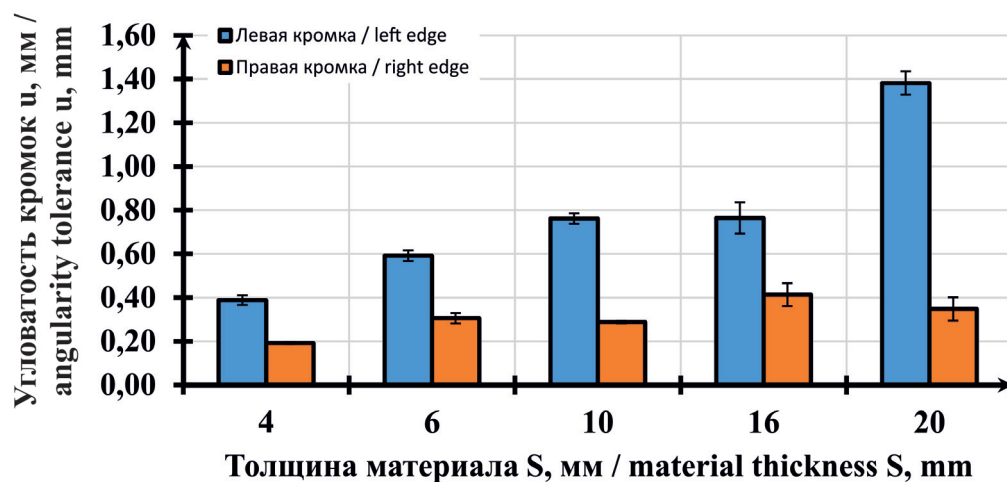


Рис. 8. Угловатость левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus^{plus}

Fig. 8. Angularity of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocus^{plus} technology

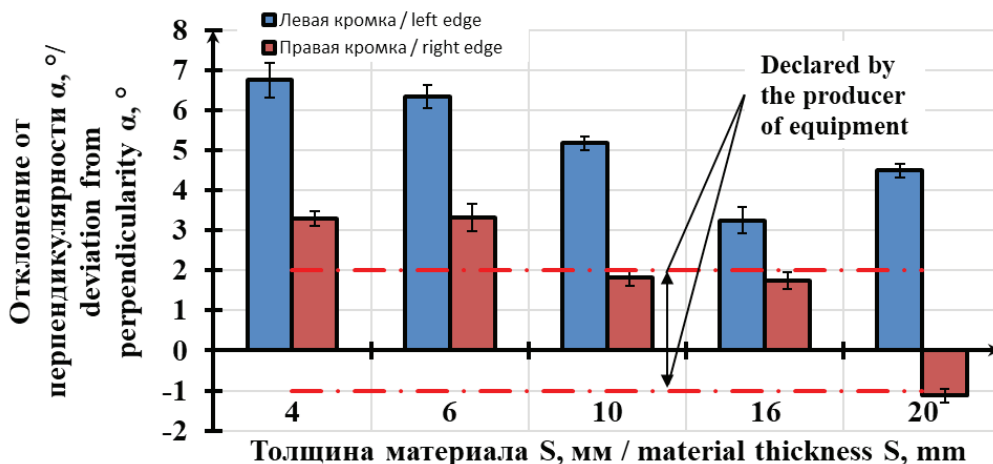


Рис. 9. Отклонение от перпендикулярности левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus^{plus}

Fig. 9. Squareness of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocus^{plus} technology

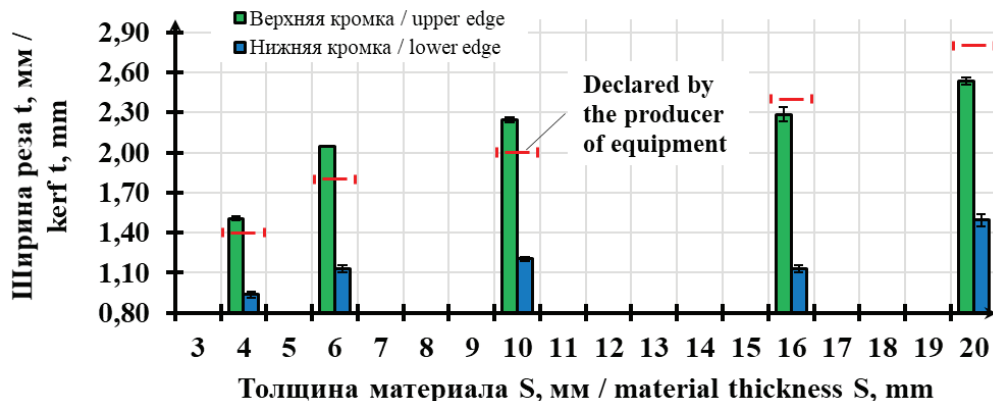


Рис. 10. Ширина реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus^{plus}

Fig. 10. Cutting width for different thicknesses of structural steel with using HiFocus^{plus} technology

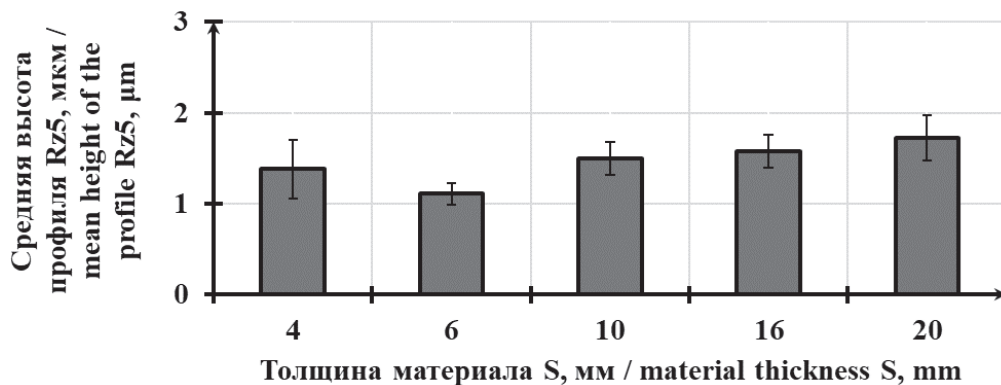


Рис. 11. Шероховатость поверхности реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocus^{plus}

Fig. 11. Roughness of the cut surface width for different thicknesses of structural steel with using HiFocus^{plus} technology

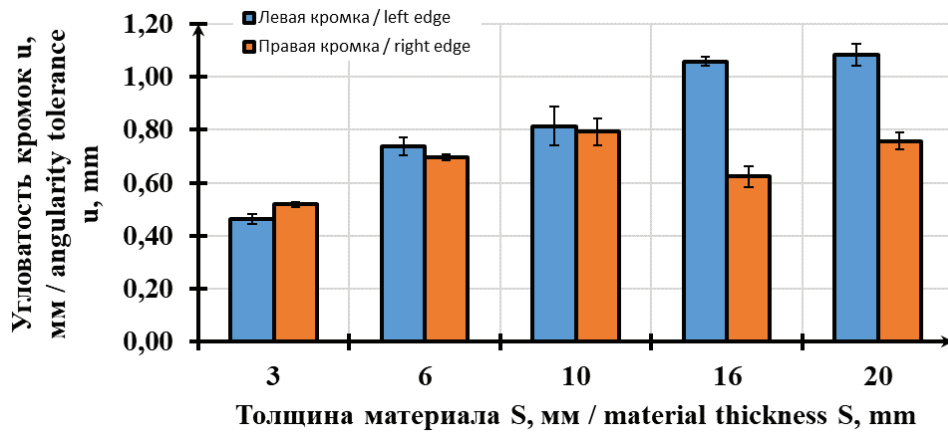


Рис. 12. Угловатость левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocusF

Fig. 12. Angularity of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocusF technology

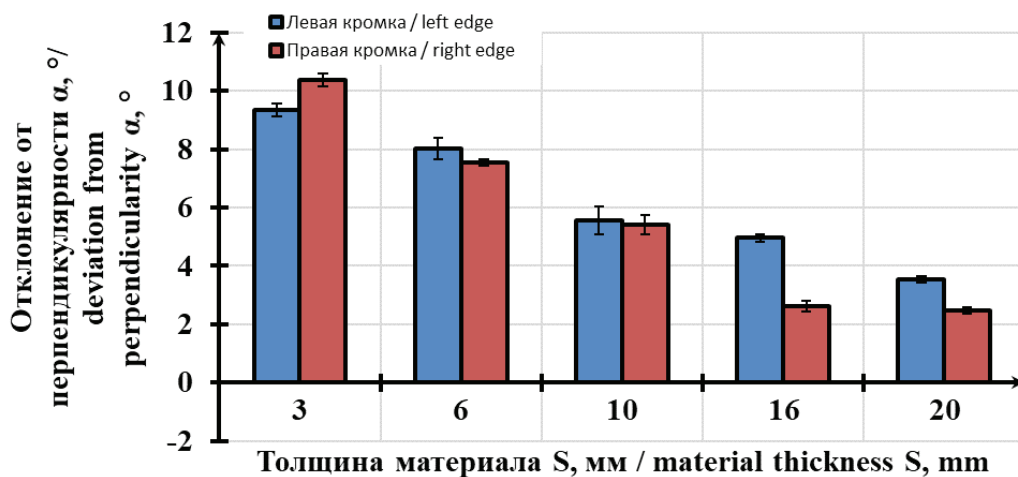


Рис. 13. Отклонение от перпендикулярности левых и правых кромок реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocusF

Fig. 13. Deviation of perpendicularity of the left and right edges of the cut for different thicknesses of structural steel with using HiFocus technology

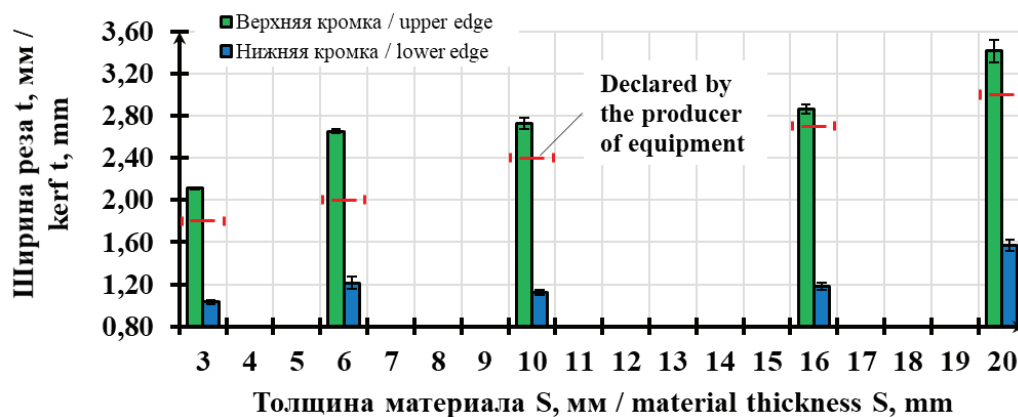


Рис. 14. Ширина реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocusF

Fig. 14. Cutting width for altered thicknesses of structural steel with using HiFocusF technology

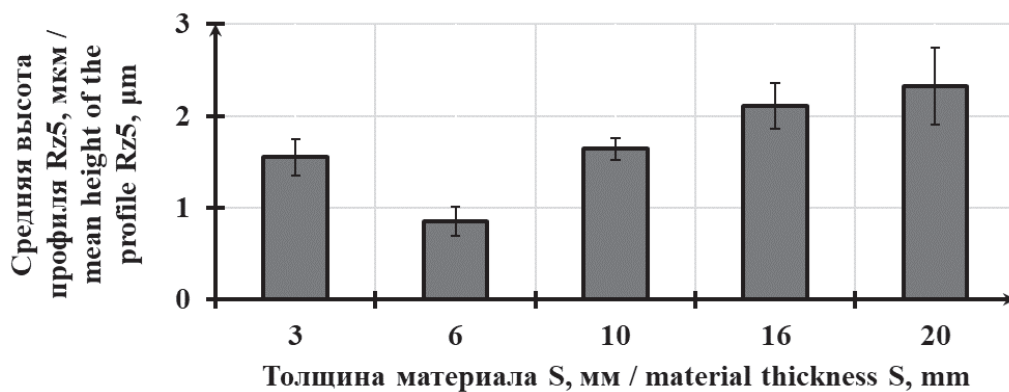


Рис. 15. Шероховатость поверхности реза для различных толщин конструкционной стали при использовании технологии HiFocusF

Fig. 15. Roughness of the cut surface width for different thicknesses of structural steel with using HiFocusF technology

реза (рис. 13), так как данная технология рассматривается как разделительная, предполагающая последующую механическую обработку заготовок, а при этом регламентируется только ширина реза (рис. 14).

При этом ширина реза во всем диапазоне исследуемых толщин превышает заявленные производителем оборудования значения (см. рис. 14).

Если для конструкционных нержавеющих сталей и алюминия технологические схемы тонкоструйной плазменной резки обеспечены рекомендациями по назначению режимов обработки, то для раскроя биметаллических композиций отсутствуют сведения как по выбору самих схем, так и по назначению режимных параметров. В работах [21–23] представлены результаты экспериментальных исследований механизма формирования канала реза в биметаллических композициях ряда металлов при использовании той или иной технологической схемы в зависимости от выбора лобовой стороны раскроя. На рис. 16–19 отражены результаты тонкоструйной плазменной резки биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18Н10Т», отражающие зависимость отклонения реза от перпендикулярности от скорости реза при использовании различных технологических схем и разной лобовой стороны раскроя.

Так, при низкой скорости раскроя ($V = 1,1$ м/мин) на участке композиции, соответствующей стали Ст3, сформирован отрицательный угол наклона реза, величина которого составляет $-2,5^\circ$, тогда как на участке нержавеющей стали отклонение реза от перпендикулярности характеризуется положительным углом в $2,2^\circ$. Среднее значение

отклонения от перпендикулярности реза по всей толщине составляет $-1,5^\circ$. Подобный характер реза на участке нержавеющей стали, являющейся лобовой стороной при раскрое, можно объяснить низкой величиной теплопроводности данной составляющей биметалла. При низкой скорости реза и, как следствие, относительно большом времени теплового воздействия формируется подобная геометрия реза на верхнем участке композиции. Расширение канала к нижней кромке реза на участке углеродистой стали объясняется стоком расплава нержавеющей стали из верхней зоны и разницей в коэффициентах теплопроводности составляющих биметалла. Увеличение скорости обработки снижает фактор перегрева расплава, находящегося в канале реза, его более интенсивное удаление, что приводит к формированию геометрии реза по всей длине с положительным углом наклона и обеспечивает сужение канала к нижней кромке реза. Оптимальной в рамках данной технологии и выбранной в качестве лобовой стороны раскроя стали 12X18Н10Т является скорость обработки 1,2...1,3 м/мин, уменьшающая среднее отклонение реза от перпендикулярности до 1° .

Иной характер реза наблюдается при смене лобовой стороны раскроя с нержавеющей стали на низкоуглеродистую Ст3 (рис. 17).

Отклонение реза от перпендикулярности следует рассматривать на трех участках по толщине композиции. При этом среднее значение отклонения реза от перпендикулярности во всем исследованном диапазоне скоростей находится в области отрицательных углов, что свидетельствует о расширении реза к нижней его кромке.

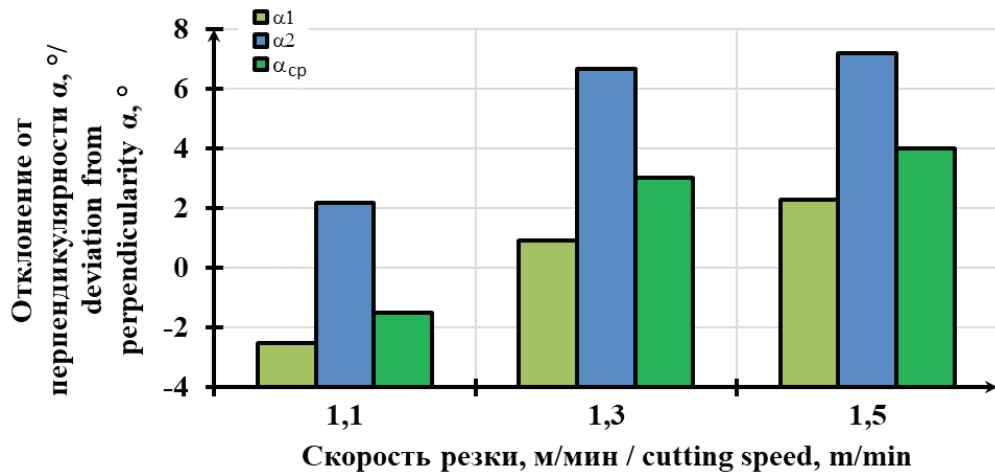


Рис. 16. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскрое со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме HiFocus с I = 45 А для легированных сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3»; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

Fig. 16. Effect of the cutting speed for the composition “steel ST3 + steel 12H18N10T” on the cutting accuracy when cutting from the side of 12H18N10T steel using the HiFocus technological mode with I = 45 A for alloyed steels:

α_1 – squareness deviation of the cut in the section “steel St3”; α_2 – squareness deviation of the cut in the section “steel 12H18N10T”; α_{cp} – average deviation of a cut of a bimetallic composition

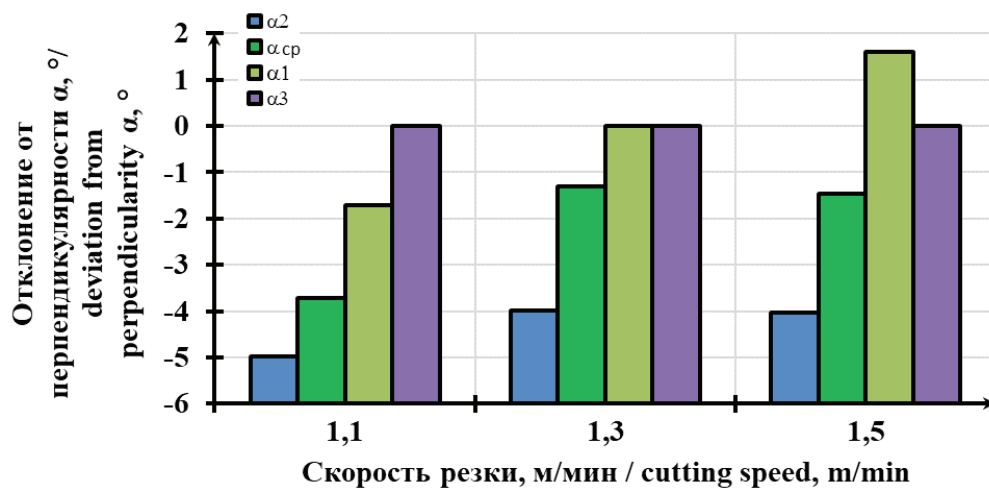


Рис. 17. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскрое со стороны стали Ст3 по технологической схеме HiFocus с I = 45 А для легированных сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3» (верхняя часть, S ~ 2 мм); α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3» (нижняя часть, S ~ 1 мм); α_3 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

Fig. 17. Effect of the cutting speed for the composition “steel St3 + steel 12H18N10T” on the cutting accuracy when cutting from the side of steel St3 steel using the HiFocus technological mode with I = 45 A for alloyed steels:

α_1 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel ST3”(upper part, S ~ 2 mm); α_2 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “ steel ST3” (lower part, S ~ 1 mm); α_3 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel 12H18N10T”; α_{cp} – average deviation of a cut of a bimetallic composition

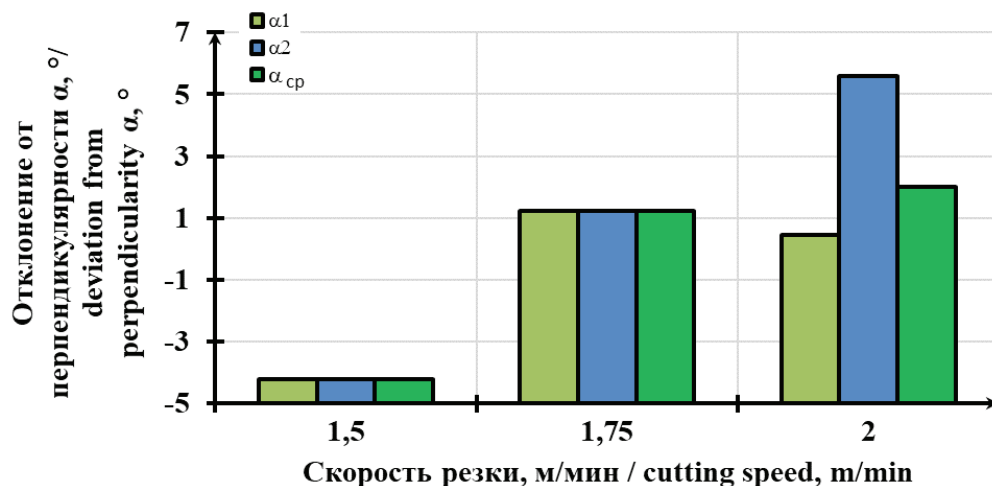


Рис. 18. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскром со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме HiFocus^{plus} с I = 50 А для углеродистых сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3»; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

Fig. 18. Effect of the cutting speed for the composition “steel ST3 + steel 12H18N10T” on the cutting accuracy when cutting from the side of steel 12H18N10T steel using the HiFocus technological mode with I = 50 A for alloyed steels:

α_1 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel ST3”; α_2 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel 12H18N10T”; α_{cp} – average deviation of a cut of a bimetallic composition

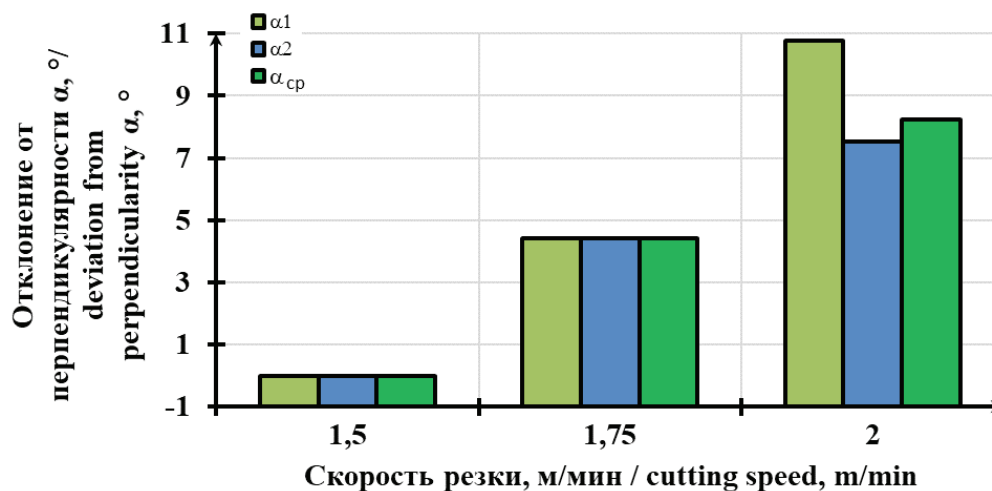


Рис. 19. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскром со стороны стали Ст3 по технологической схеме HiFocus^{plus} с I = 50 А для углеродистых сталей:

α_1 – отклонение реза от перпендикулярности на участке «сталь Ст3»; α_2 – отклонение реза от перпендикулярности на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

Fig. 19. Effect of the cutting speed for the composition “steel ST3 + steel 12H18N10T” on the cutting accuracy when cutting from the side of steel ST3 steel using the HiFocus technological mode with I = 50 A for carbon steels:

α_1 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel ST3”; α_2 – deviation of perpendicularity of the cut in the section “steel 12H18N10T”; α_{cp} – average deviation of a cut of a bimetallic composition

Использование технологии HiFocus^{plus} на режимах реза углеродистых сталей для раскроя биметаллической композиции показало различный характер формирования точности реза при разной лобовой стороне раскроя. Так, при обработке биметаллической композиции со стороны стали 12X18H10T (рис. 18) в диапазоне малых скоростей раскроя формируется рез с расширением канала к нижней кромке с отрицательным углом наклона (-4°).

Это можно объяснить значительным перегревом расплава в канале реза вследствие малых скоростей раскроя. Увеличение скорости до 1,75 м/мин снижает количество жидкой фазы в канале и более интенсивное ее удаление из зоны реза, что обеспечивает повышение точности обработки. Дальнейшее увеличение скорости приводит к ухудшению точностных показателей.

Смена лобовой стороны раскроя композиции на сталь Ст3 (рис. 19) обеспечивает максимальную точность реза в области малых скоростей обработки. Увеличение скорости раскроя снижает точностные показатели реза.

Такой результат можно объяснить тем, что при повышении скорости обработки происходит смещение анодного пятна по каналу реза в верхнюю его часть [8], приводящее к интенсификации нагрева на участке стали Ст3 и ослаблению в зоне стали 12X18H10T.

Выводы

1. Установлено, что при использовании технологий тонкоструйной плазменной резки HiFocus и HiFocus^{plus} для резки конструкционных сталей в нижнем диапазоне толщин не обеспечиваются заявленные производителем показатели точности реза. Для повышения точности раскроя конструкционных сталей толщиной 3 мм с использованием технологии HiFocus рекомендуется переход на меньший типоразмер сопла с соответствующей корректировкой режимных параметров. Обеспечение точности раскроя конструкционных сталей толщиной 4...6 мм с использованием технологии HiFocus^{plus} возможно при снижении скорости реза относительно рекомендованного значения для данной технологии. Соответствующее изменению скоростного режима увеличение ширины реза требует корректировки параметров в управляющей программе для обеспечения точности размеров

заготовки. Реализация технологии HiFocusF возможна в рекомендованном диапазоне режимных параметров, так как данная технология рассматривается как разделительная и предполагает последующую механическую обработку заготовок.

2. Показана эффективность использования технологии HiFocus^{plus} для раскроя биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T». Оптимальной для обеспечения точности реза является схема раскроя биметаллической композиции со стороны стали Ст3 при скорости обработки 1,5 м/мин.

Список литературы

1. Полевой Г.В., Сухинин Г.К. Газопламенная обработка металлов. – М.: Академия, 2005. – 336 с. – ISBN 5-7695-1604-6.
2. Сухинин Г.К. Резка металлов большой толщины. – М.: Машиностроение, 1983. – 39 с.
3. Полевой Г.В., Сухинин Г.К. Пламенная и газотермическая обработка материалов. – М.: Машиностроение, 1993. – 335 с. – ISBN 5-217-01455-5.
4. Григорьянц А.Г., Соколов А.А. Лазерная резка металлов. – М.: Высшая школа, 1988. – 127 с. – ISBN 5-06-001252-2.
5. Laser beam welding of high stressed, complex aircraft structural parts / P. Mueller-Hummel, S. Ferstl, M. Sengotta, R. Lang // Proceedings of SPIE. – 2003. – Vol. 4831: First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing. – doi: 10.1117/12.497719.
6. Steen W.M. Laser material processing. – 3rd ed. – London: Springer-Verlag London, 2003. – 450 p. – doi: 10.1007/978-1-4471-3752-8.
7. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И. Технологические процессы лазерной обработки. – 2-е изд. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с. – ISBN 5-7038-2701-9.
8. Шуршов И.Г., Котиков В.Н. Плазменная резка. – Л.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
9. Duley W. Laser processing and analysis of materials. – New York: Springer US, 1983. – 504 p. – doi: 10.1007/978-1-4757-0193-7.
10. Handbuch zum Thema Plasmaschneiden [Elektronische ressource] / Werkstatt Ausrüstung Leitner Josef. – Grödig, 2002. – 66 s. – URL: https://www.wal-austria.at/cu/wal/pdf/Handbuch_Plasmaschneiden_web.pdf (accessed: 11.05.2018).
11. Bererziuk M., Lezoh J. Air plasma cutting with ABIPLAS CUT holders manufactured by ABICOR BINZEL // Welding International. – 2008. – Vol. 22, N 6. – P. 385–387. – doi: 10.1080/09507110802280269.
12. Vasil'ev K.V., Chernyak R.V. Examination of plasma-forming additions in oxygen-plasma cutting // Welding International. – 1994. – Vol. 8, N 11. – P. 904–908. – doi: 10.1080/09507119409548719.



13. *Salonitis K., Vatousianos S.* Experimental investigation of the plasma arc cutting process // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 3. – P. 287–292. – doi: 10.1016/j.procir.2012.07.050.

14. *Celik Y.H.* Investigating the effects of cutting parameters on materials cut in CNC plasma // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2013. – Vol. 28, N 10. – P. 1053–1060. – doi: 10.1080/10426914.2013.773015.

15. Optimization of process parameters in plasma arc cutting of EN 31 steel based on MRR and multiple roughness characteristics using grey relational analysis / *M.K. Das, K. Kumar, T.Kr. Barman, P. Sahoo* // *Procedia Materials Science*. – 2014. – Vol. 5. – P. 1550–1559. – doi: 10.1016/j.mspro.2014.07.342.

16. *Schitsin Y.D., Kuchaev P.S., Schitsin V.Y.* Plasma cutting of metals with reversed polarity and mixed supply of gases // *Welding International*. – 2013. – Vol. 27, N 11. – P. 890–892. – doi: 10.1080/09507116.2013.796640.

17. *Dashkovskiy S., Narimanyan A.* Thermal plasma cutting. Part I: Modified mathematical model // *Mathematical Modelling and Analysis*. – 2007. – Vol. 12, N 4. – P. 441–458. – doi: 10.3846/1392-6292.2007.12.441-458.

18. Experimental investigation of cut quality characteristics on SS321 using plasma arc cutting / *H. Ramakrishnan, R. Balasundaram, N. Ganesh, N. Karthikeyan* // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2018. – [Vol. 40. – P. 60. – doi: 10.1007/s40430-018-0997-8.

19. *Kirkpatrick I.* High definition plasma – an alternative to laser technology // *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. – 1998. – Vol. 70, N 3. – P. 215–217.

20. *Чуев Куанг Фи.* Исследование эффективности технологии узкоструйной плазменной резки металлов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.08.04 / Санкт-Петербургский государственный морской технический университет. – СПб., 2008. – 26 с.

21. *Rakhmyanov Kh., Rakhmyanov A., Heifetz M.* High-precision plasma cutting of the steel – aluminum bimetallic composition // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 788. – P. 41–45. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.41.

22. *Rakhmyanov Kh., Rakhmyanov A., Zhuravlev A.* Advantages of high-precision plasma cutting for processing bimetallic compositions // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 698. – P. 294–298. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.698.294.

23. *Рахмиянов Х.М., Рахмиянов А.Х., Смирнов А.Н.* Особенности формирования канала реза при тонкоструйной плазменной резке биметаллических композиций, выполненных из разнородных материалов // *Обработка металлов (технология, оборудова-*

ние, инструменты). – 2016. – № 1 (70). – С. 22–30. – doi: 10.17212/1994-6309-2016-1-22-30.

24. Estimation of accuracy in forming construction steels by the hifocus technology of high-precision plasma cutting / *Kh.M. Rakhmyanov, N.P. Gaar, A.Kh. Rakhmyanov, A.A. Loktionov* // 2016 11th International forum on strategic technology, June 1–3, 2016, Novosibirsk, Russia: proceedings of IFOST-2016. – Novosibirsk, 2016. – Pt. 1. – P. 66–68. – doi: 10.1109/IF-OST.2016.7884190.

25. *Loktionov A., Gaar N.* Influence of technological parameters of high-precision plasma cutting on the position of the anode spot on the cut edge // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 788: Actual Problems and Decisions in Machine Building. – P. 46–51. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.46.

26. *Рахмиянов Х.М., Гаар Н.П., Локтионов А.А.* Технологические возможности схемы HiFocus тонкоструйной плазменной резки в обработке конструкционных сталей // *Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации): материалы докладов 7 Всероссийской научно-технической конференции с международным участием, Иркутск, 26–28 апреля 2017 г.* – Иркутск: Изд-во ИРНТУ, 2017. – С. 38–43.

27. Развитие российской металлургии в 2014 году по состоянию на 27.02.2015 г.: отраслевой отчет [Электронный ресурс] / Аналитический центр «Национальное Рейтинговое Агентство». – 2015. – URL: http://www.ancentre.ru/sites/default/files/analytics_files/metallurg_2014.pdf (дата обращения: 11.05.2018).

28. Об утверждении Стратегии развития черной металлургии России на 2014–2020 годы и на перспективу до 2030 года и Стратегии развития цветной металлургии России на 2014–2020 годы и на перспективу до 2030 года: Приказ Минпромторга России от 05.05.2014 № 839 [Электронный ресурс] // КонсультантПлюс. – 2014. – URL: http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502/ (дата обращения: 11.05.2018).

29. *Мартанус С.А.* Перспектива обнадеживает // *Уральский рынок металлов*. – 2012. – № 2 (167). – С. 28–31.

30. ГОСТ 380–2005. Сталь углеродистая обыкновенного качества. Марки. – М.: Стандартинформ, 2007. – 8 с.

31. ГОСТ 5582–75 Прокат тонколистовой коррозионно-стойкий, жаростойкий и жаропрочный. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2003. – 11 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Evaluation of Technological Schemes of High Precision Plasma Cutting of Metallic Materials and its Compositions

Kharis Rakhimyanov^{a,}, Alexander Loktionov^b, Andrey Rakhimyanov^c, Nadezhda Gaar^d*

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

^a <http://orcid.org/0000-0003-2781-0225>, kharis51@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-1168-6688>, pushkin-lok@mail.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0003-3805-0874>, centerfht@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8517-658X>, lianelas@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 March 2018

Revised: 30 March 2018

Accepted: 25 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Blank production

High-precision plasma cutting

Cutting accuracy

Bimetallic composition

ABSTRACT

Introduction. Continuous improvement of materials cutting methods provides the appearance of new modifications of technological processes of blanking production, in particular, high precision plasma cutting. However, the equipment manufacturers accompany the proposed technologies with recommendations of processing modes, which are indicative and intended for a certain range of processed materials. **The purpose** of the paper is to improve the technological schemes of high precision plasma cutting in terms of quantity evaluation of cutting accuracy and surface quality of cut for structural steels, including bimetallic compositions in a specified thickness range. **Methods.** The evaluation of the accuracy and quality of the cut is carried out in accordance with ISO 9013: 2002. The steel ST3SP and the bimetallic composition “steel ST3 + steel 12H18N10T”, formed by explosion welding are chosen as the study material. **Results and discussion.** It is established that when HiFocus technology is used for cutting the steel ST3 in the lower thickness range (3 mm), the precision of the cut is not ensured. To increase the accuracy of the cutting the transition to a smaller nozzle size is proposed in this technology. The application of HiFocus^{plus} technology, which is distinguished by the additional swirling of swirling gases, makes it possible to cut materials in a wider range of thicknesses. However, at cutting thicknesses of 4...6 mm, there is an excess of the acceptable deviation of the cut perpendicularity at both its edges. To increase the accuracy of shaping, a reduction in cutting speed is necessary. The efficiency of using Hi Focus^{plus} technology for cutting a bimetallic composition “steel ST3 + STEEL 12H18N10T” is shown. The optimal cutting scheme is identified with the choice of ST3 steel as the front side. It is established that the maximum cutting accuracy for this composition is achieved at a cutting speed of 1.5 m/min.

For citation: Rakhimyanov Kh.M., Loktionov A.A., Rakhimyanov A.Kh., Gaar N.P. Evaluation of technological schemes of high precision plasma cutting of metallic materials and its compositions. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 18–34. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-18-34. (In Russian).

References

1. Polevoi G.V., Sukhinin G.K. *Gazoplammennaya obrabotka metallov* [Gas flame processing of metals]. Moscow, Akademiya Publ., 2005. 336 p. ISBN 5-7695-1604-6.
2. Sukhinin G.K. *Rezka metallov bol'shoi tolshchiny* [Cutting of metals of large thickness]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983. 39 p.
3. Polevoi G.V., Sukhinin G.K. *Plammennaya i gazotermicheskaya obrabotka materialov* [Flame and gas-thermal processing of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1993. 335 p. ISBN 5-217-01455-5.
4. Grigor'yants A.G., Sokolov A.A. *Lazernaya rezka metallov* [Laser cutting of metals]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1988. 127 p.

* Corresponding author

Rakhimyanov Kharis M., D. Sc (Engineering), Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospect K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 346-11-88, e-mail: kharis51@mail.ru

5. Mueller-Hummel P., Ferstl S., Sengotta M., Lang R. Laser beam welding of high stressed, complex aircraft structural parts. *Proceedings of SPIE*, 2003, vol. 4831: First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing. doi: 10.1117/12.497719.
6. Steen W.M. *Laser material processing*. 3rd ed. London, Springer-Verlag London, 2003. 450 p. doi: 10.1007/978-1-4471-3752-8.
7. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoi obrabotki* [Technological processes of laser processing]. 2nd ed. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2008. 664 p. ISBN 5-7038-2701-9.
8. Shirshov I.G., Kotikov V.N. *Plazmennaya rezka* [Plasma cutting]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 192 p.
9. Duley W. *Laser processing and analysis of materials*. New York, Springer US, 1983. 504 p. doi: 10.1007/978-1-4757-0193-7.
10. *Handbuch zum Thema Plasmaschneiden*. Werkstatt Ausrüstung Leitner jostet. Grödig, 2002. 66 p. Available at: https://www.wal-austria.at/cu/wal/pdf/Handbuch_Plasmaschneiden_web.pdf (accessed 11.05.2018).
11. Bererziuk M., Lezoh J. Air plasma cutting with ABIPLAS CUT holders manufactured by ABICOR BINZEL. *Welding International*, 2008, vol. 22, no. 6, pp. 385–387. doi: 10.1080/09507110802280269.
12. Vasil'ev K.V., Chernyak R.V. Examination of plasma-forming additions in oxygen-plasma cutting. *Welding International*, 1994, vol. 8, no. 11, pp. 904–908. doi: 10.1080/09507119409548719.
13. Salonitis K., Vatousianos S. Experimental investigation of the plasma arc cutting process. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 3, pp. 287–292. doi: 10.1016/j.procir.2012.07.050.
14. Celik Y.H. Investigating the effects of cutting parameters on materials cut in CNC plasma. *Materials and Manufacturing Processes*, 2013, vol. 28, no. 10, pp. 1053–1060. doi: 10.1080/10426914.2013.773015.
15. Das M.K., Kumar K., Barman T.Kr., Sahoo P. Optimization of process parameters in plasma arc cutting of EN 31 steel based on MRR and multiple roughness characteristics using grey relational analysis. *Procedia Materials Science*, 2014, vol. 5, pp. 1550–1559. doi: 10.1016/j.mspro.2014.07.342.
16. Schitsin Y.D., Kuchaev P.S., Schitsin V.Y. Plasma cutting of metals with reversed polarity and mixed supply of gases. *Welding International*, 2013, vol. 27, no. 11, pp. 890–892. doi: 10.1080/09507116.2013.796640.
17. Dashkovskiy S., Narimanyan A. Thermal plasma cutting. Part I: Modified mathematical model. *Mathematical Modelling and Analysis*, 2007, vol. 12, no. 4, pp. 441–458. doi: 10.3846/1392-6292.2007.12.441-458.
18. Ramakrishnan H., Balasundaram R., Ganesh N., Karthikeyan N. Experimental investigation of cut quality characteristics on SS321 using plasma arc cutting. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2018, vol. 40, p. 60. doi: 10.1007/s40430-018-0997-8.
19. Kirkpatrick I. High definition plasma – an alternative to laser technology. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 1998, vol. 70, no. 3, pp. 215–217.
20. Chieu Kuang Fi. *Issledovanie effektivnosti tekhnologii uzkostruinoi plazmennoi rezki metallov*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Research on efficiency of high precision plasma cutting of metals technology. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. St. Petersburg, 2008. 26 p.
21. Rakhmyanov Kh., Rakhmyanov A., Heifetz M. High-precision plasma cutting of the steel – aluminum bimetallic composition. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788, pp. 41–45. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.41.
22. Rakhmyanov Kh., Rakhmyanov A., Zhuravlev A. Advantages of high-precision plasma cutting for processing bimetallic compositions. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 698, pp. 294–298. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.698.294.
23. Rakhmyanov Kh.M., Rakhmyanov A.Kh., Smirnov A.N. Osobennosti formirovaniya kanala reza pri tonkostruinoi plazmennoi rezke bimetallicheskih kompozitsii, vypolnennykh iz raznorodnykh materialov [Features of cut channel formation during high-precision plasma cutting of bimetallic compositions made of promiscuous materials]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 1 (70), pp. 22–30. doi: 10.17212/1994-6309-2016-1-22-30.
24. Rakhmyanov Kh.M., Gaar N.P., Rakhmyanov A.Kh., Loktionov A.A. Estimation of accuracy in forming construction steels by the hifocus technology of high-precision plasma cutting. *2016 11th International forum on strategic technology*, June 1–3, 2016, Novosibirsk, Russia: proceedings of IFOST-2016, pt. 1, pp. 66–68. doi: 10.1109/IFOST.2016.7884190.
25. Loktionov A., Gaar N. Influence of technological parameters of high-precision plasma cutting on the position of the anode spot on the cut edge. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788: Actual Problems and Decisions in Machine Building, pp. 46–51. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.46.

26. Rakhimyanov Kh.M., Gaar N.P., Loktionov A.A. [Technological possibilities of the HiFocus scheme of high precision plasma cutting at the processing of structural steels]. *Zhiznennyi tsikl konstruktsionnykh materialov (ot polucheniya do utilizatsii): materialy dokladov 7 Vserossiiskoi nauchno-tehnicheskoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem* [Proceedings of the VII Russian Scientific and Technical Conference with International Participation “The life cycle of construction materials (from receipt to disposal)”], Irkutsk, 2017, pp. 38–43. (In Russian).

27. *Razvitie rossiiskoi metallurgii v 2014 godu po sostyaniyu na 27.02.2015 g. : otraslevoi otchet* [The development of Russian metallurgy in 2014 by state on February 27, 2015. Industry report]. Available at: http://www.ancentre.ru/sites/default/files/analytics_files/metallurg_2014.pdf (accessed 11.05.2018).

28. *Ob utverzhdenii Strategii razvitiya chernoi metallurgii Rossii na 2014–2020 gody i na perspektivu do 2030 goda i Strategii razvitiya tsvetnoi metallurgii Rossii na 2014–2020 gody i na perspektivu do 2030 goda: Prikaz Minpromtorga Rossii ot 05.05.2014 № 839* [On the approval of the Strategy for the development of the Russian ferrous metallurgy for 2014–2020 and for the future up to 2030 and the Strategy for the development of non-ferrous metallurgy in Russia for 2014–2020 and for the future up to 2030: The Ministry of Industry and Trade of Russia decree No. 839 of 05/05/2014]. Available at: http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502 (accessed 11.05.2018).

29. Martanus S.A. Perspektiva obnadezhivaet [Prospects are encouraging]. *Ural'skii rynek metallov = The Ural Metal Market Magazine*, 2012, no. 2 (167), pp. 28–31.

30. GOST 380–2005. *Stal' ughlerodistaya obyknovennogo kachestva. Marki* [State Standard 380–2005. Common quality carbon steel. Grades]. Moscow, Standartinform Publ., 2007. 8 p.

31. GOST 5582–75. *Prokat tonkolistovoi korrozionno-stoikii, zharostoikii i zharoprochnyi. Tekhnicheskie usloviya* [State Standard 5582–75. Stainless and heat-resisting sheet. Specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2003. 11 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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









Особенности закалочного деформирующего резания

Николай Зубков^{1, а,*}, Сергей Васильев^{1, b}, Виктор Попцов^{2, c}

¹ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1, г. Москва, 105005, Россия

² ООО «Секо Тулс», ул. Малая Грузинская, 3, г. Москва, 123242, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0003-3757-1299>,  zoubkovn@bmstu.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-8882-4893>,  sergv@bmstu.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-8938-8210>,  poptsov-v.v@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785

История статьи:

Поступила: 12 марта 2018

Рецензирование: 29 марта 2018

Принята к печати: 25 апреля 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Деформирующее резание

Поверхностная закалка

Фазовый переход

Твердость

Износостойкость

Скорость нагрева

Финансирование:

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки России (Грант № 9.5617.2017 / ВУ).

АННОТАЦИЯ

Введение. Эффективным методом повышения износостойкости деталей машин является поверхностная закалка. Использование непосредственно металлорежущего оборудования для нагрева материала детали в процессе абразивной или лезвийной обработки является новым перспективным направлением в методах поверхностной закалки. Нагрев обрабатываемой поверхности достигается в процессе резания за счет пластических деформаций и трения между инструментом и заготовкой и сопровождается отделением стружки. Существует также относительно новый метод деформирующего резания (ДР), основу которого составляет как процесс резания, так и целенаправленное деформирование подрезанного слоя. В отличие от известных методов поверхностной закалки точением или шлифованием закалка ДР производится без отделения материала заготовки в виде стружки. Подрезанный слой остается на поверхности в виде плотно уложенных слоев, прочно прикрепленных к основе. **Цель работы:** апробация метода деформирующего резания как средства поверхностного закалочного упрочнения. Задача работы заключалась в выявлении основных закономерностей и особенностей такой поверхностной закалки. **В работе исследованы** закаленные слои на наружной поверхности стальных образцов, полученных методом ДР с толщиной закаленного слоя до 0,6 мм на сталях 20,35, 40Х. **Методами исследования** являются металлографическое изучение закаленной структуры, в том числе распределение твердости, измерение сил и температур закалочного ДР, проведение сравнительных триботехнических испытаний. **Результаты и обсуждение.** Для ДР используется специальный инструмент, обеспечивающий процесс резания главной режущей кромкой и исключаяющий процесс резания на вспомогательной кромке, являющейся деформирующей. При ДР подрезаемый слой интенсивно деформируется, нагревается и охлаждается за счет теплоотвода в сердцевину заготовки. Это приводит к образованию на поверхности закаленных наклонных тонких ребер, имеющих прочную связь с основой и плотно скрепленных друг с другом. Показано, что при закалочном ДР достигаются температуры подрезанного слоя, достаточные для структурно-фазовых превращений в сталях. Установлено, что скорости нагрева составляют более двух миллионов градусов Цельсия в секунду при сверхвысоких степенях и скоростях деформации, сопровождающих процесс ДР. Указанные условия при высоких скоростях охлаждения приводят к образованию упрочненных структур повышенной твердости и износостойкости. Показана возможность получения закалочных структур с толщиной упрочненного слоя до 1 мм, в том числе состоящих из чередования наклонных слоев различной твердости, аналогичных по строению с дамасской сталью. Экспоненциального падения твердости по толщине упрочненного слоя, характерного для всех методов поверхностной закалки, при ДР не наблюдается. Метод закалочного ДР имеет уникальные возможности воздействия на материал заготовки, соизмеримые со взрывными процессами по плотности мощности, развиваемым давлениям и скоростям нагрева. Образцы, закаленные ДР, показали преимущества по износостойкости по сравнению с образцами объемной закалки. Закалка поверхностного слоя детали с использованием метода ДР экономически целесообразна, имеет высокую производительность, низкое энергопотребление, позволяет отказаться от традиционных операций термообработки, требующих дорогостоящего специального оборудования, что в целом подтверждает перспективность развиваемого подхода закалки поверхностного слоя деталей.

Для цитирования: Зубков Н.Н., Васильев С.Г., Попцов В.В. Особенности закалочного деформирующего резания // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 35–49. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-35-49.

*Адрес для переписки

Зубков Николай Николаевич, д.т.н., профессор,

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1,

105005, г. Москва, Россия

Тел. раб.: +7-499-263-6486,

Тел. моб.: +7-916-607-7948, e-mail: zoubkovn@bmstu.ru

Введение

Поверхностная закалка обработкой резанием

Поверхностная закалка является одним из эффективных и экономичных методов повышения износостойкости деталей машин. Повышение износостойкости актуально для машин и механизмов, работающих в условиях высоких контактных нагрузок, высоких скоростей относительного движения и в условиях абразивного воздействия [1]. Большинство существующих технологий поверхностной закалки требуют специализированного оборудования [2]. Относительно новым методом закалочного поверхностного упрочнения является закалка режущим инструментом непосредственно на металлообрабатывающем оборудовании. Температура, необходимая для закалки, достигается в процессе резания за счет пластической деформации и трения в зоне контакта между инструментом и заготовкой. Комбинированный эффект больших пластических деформаций, высоких локальных температур и быстрой скорости охлаждения приводит к физическим преобразованиям материала обрабатываемой поверхности [3].

В литературе описаны способы закалки резанием как лезвийным, так и абразивным инструментом. В работах [4 и 5] для увеличения трения инструмента о поверхность заготовки использовались резцы с нулевым значением главного заднего угла. В работе [6] для увеличения температуры в зоне резания использовались резцы с отрицательным значением переднего угла.

Для поверхностной закалки механической обработкой также используется шлифование, основанное на форсированных режимах, что приводит к повышенному тепловыделению и разогреву обработанной поверхности до закалочных температур. Закалочным шлифованием упрочняют стали с содержанием углерода более 0,3 %, при этом глубина закалки составляет 0,3...0,5 мм (после удаления дефектного слоя) с твердостью поверхности до 50...60 HRC, а зона термического воздействия достигает величины до 2 мм [3 и 7]. Форсирование режимов производят назначением глубины шлифования за один проход до 0,2...1,2 мм/дв.х, при продольной подаче шлифовального круга от 0,3 до 1,2 м/мин. При закалочном шлифовании приме-

нение охлаждающих жидкостей не обязательно, поскольку быстрое охлаждение достигается за счет отвода тепла в нижележащие слои холодной заготовки [8]. Станкостроительной компанией DMG MORI SEIKI выпускаются фрезерно-шлифовальные центры с ЧПУ, в которых предусмотрена операция закалки шлифовальным кругом. Производительность закалки составляет 0,4...1,5 см²/с [9].

К способам поверхностной закалки лезвийным инструментом относится метод деформирующего резания (ДР) [10], имеющий подтвержденные данные в успешном получении закалочных структур на наружной поверхности стальных заготовок [11]. ДР является методом механической обработки, использующий в качестве инструмента резец со специальной геометрией заточки его режущо-деформирующей части. Подрезанные слои не отделяются полностью от заготовки, а остаются на ней и сохраняют прочную механическую связь с обработанной поверхностью. На наружной поверхности заготовки формируется регулярный макрорельеф в виде ребер, отстоящих друг от друга с межреберным зазором, либо плотно прижатых друг к другу. При соответствующих режимах ДР температура, выделяющаяся в зоне обработки, может быть достаточна для протекания структурно-фазовых превращений в материале подрезаемого слоя. Последующее быстрое охлаждение ребер теплоотводом в сердцевину заготовки, как и при лазерной закалке, приводит к получению в ребре закалочных структур.

Метод деформирующего резания имеет широкую область использования [12]. Макрорельеф в виде оребрения или штырьков увеличивает площадь обрабатываемой поверхности до 12 раз, что позволяет повысить коэффициент теплоотдачи при использовании таких поверхностей в теплообменной аппаратуре [13]. ДР используют при изготовлении капиллярно-пористых структур тепловых труб [14], неразъемных соединений [15, 16], фильтрующих труб и микросеток [17], а также во многих других областях техники.

Применение метода ДР для упрочнения сталей

Известно, что на операции точения сходящая стружка может нагреваться до температур, пре-

вышающих температуры фазовых превращений в сталях, что приводит к ее закалке. При токарной обработке практически вся потребляемая мощность главного привода расходуется на нагрев зоны резания, которая имеет объем десятые доли кубического миллиметра. Таким образом, механическая энергия, приложенная извне, локализуется в пределах зоны резания, состоящей из зоны пластических деформаций подрезанного слоя и зоны трения подрезанного слоя с рабочими поверхностями режущего инструмента. Как пример, при обработке стали AISI 1045 со скоростью резания $V = 2,7$ м/с температура в зоне резания может достигать 1030 °С при степени деформации до 400 % и скорости деформации до 10^4 с⁻¹ [18]. Скорость нагрева может составлять до 10^6 °С/с при скорости охлаждения 10^3 °С/с [19].

При ДР скорости охлаждения материала ребра, необходимые для закалки, достигаются благодаря кондуктивному теплоотводу через основание ребра в более холодную сердцевину заготовки. Аналогичный метод достижения закалочных скоростей охлаждения без применения охлаждающих сред используется в таких методах термической обработки, как лазерная и плазменная закалка [20].

Иллюстрация процесса деформирующего резания при формировании закаленного поверхностного слоя на наружной поверхности заготовки представлена на рис. 1. Инструмент для ДР 1 имеет одну режущую 3 и одну деформирующую кромку 4. При равномерном продольном перемещении инструмента 1 вдоль наружной поверхности заготовки 2 с выбранной подачей, глубиной и скоростью резания режущая кромка 3 подрезает слой металла 5, который перемещается по передней поверхности 6 инструмента 1 с последующим его деформированием деформирующей кромкой 4 без его отделения от обработанной поверхности заготовки. Отделения подрезаемого слоя от заготовки и схода его в виде стружки не происходит благодаря большому отрицательному переднему углу на деформирующей кромке.

Для ДР имеются характерные зоны тепловыделения. К ним относятся зоны пластических деформаций в области режущей и деформирующей кромок, а также зоны трения подрезанного слоя по передней, главной и вспомогательной

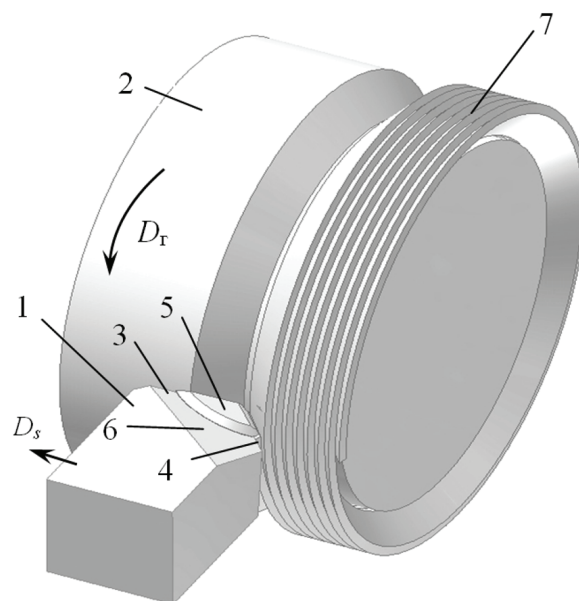


Рис. 1. Принцип закалочного ДР:

1 – инструмент для ДР; 2 – заготовка; 3 – режущая кромка; 4 – деформирующая кромка; 5 – подрезаемый слой; 6 – передняя поверхность инструмента; 7 – упрочненные ребра

Fig. 1. Concept of quench DC hardening:

1 – DC tool; 2 – workpiece; 3 – cutting edge; 4 – deforming edge; 5 – undercut layer; 6 – tool rake face; 7 – hardened fins

задней поверхностям. Основное тепловыделение при ДР приходится на зону пластических деформаций в области режущей кромки и зону трения подрезанного слоя с передней поверхностью инструмента. Именно эти зоны нагрева определяют возможность достижения закалочных температур материала подрезаемого слоя. Сам процесс закалочного ДР для валов реализуется по схеме наружного продольного точения, но без образования стружки. На рис. 2 представлена фотография процесса закалочного ДР.

Схема формирования закаленного слоя методом ДР изображена на рис. 3. При закалочном ДР создается ребрение в виде плотно прижатых друг к другу ребер, которые сохраняют механическую связь с заготовкой. Пунктирная линия на рис. 3 обозначает контур инструмента при его предыдущем положении, отстоящем на величину продольной подачи на один оборот заготовки. Подрезаемый слой металла главной режущей кромкой ВН обозначен контуром ABCD. В процессе ДР он перемещается по передней поверхности инструмента в направлении, указанном стрелкой и является будущим ребром, имеющим механическую связь с заготовкой. Деформирую-



Рис. 2. Фотография процесса закалочного ДР
Fig. 2. Photo of DC quenching

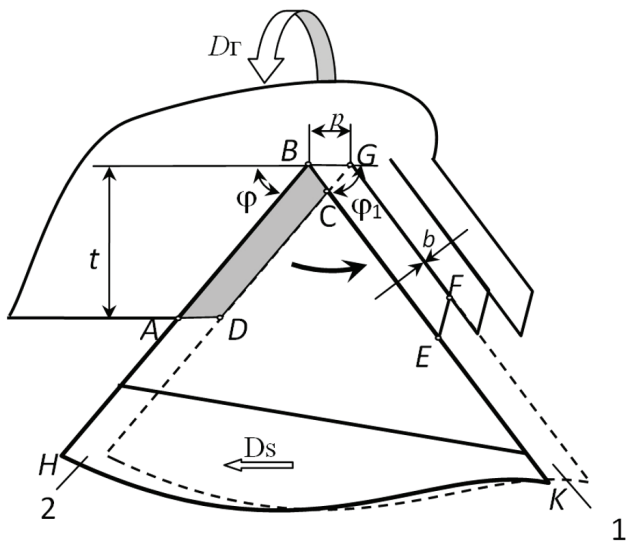


Рис. 3. Формирование ребер методом ДР с нулевым межреберным зазором *b*
Fig. 3. DC Finning with zero interfin gap *b*

щая кромка ВК определяет окончательное положение подрезанного и упрочненного в процессе закалочного ДР слоя, и обозначена контуром BEFG. Величина межреберного промежутка *b* зависит от соотношения главного и вспомогательного углов в плане и определяется выражением [17]

$$b = p \sin \varphi_1 - p \sin \varphi = p(\sin \varphi_1 - \sin \varphi).$$

При условии, когда углы φ и φ_1 равны, межреберный зазор *b* теоретически равен нулю. Это означает, что при выполнении данного соотношения возможно получить на наружной поверх-

ности детали плотно упакованную структуру без зазоров с плотно прижатыми друг к другу ребрами. Такая структура является беспористой, и после удаления треугольных заострений имеет несущую способность рабочей поверхности как у сплошного материала. Для целей закалочного упрочнения целесообразно использовать именно оребрение с межреберным зазором, равным нулю, т. е. плотно упакованные ребра. На рис. 4 показаны варианты упрочненных поверхностей с нулевой величиной межреберного зазора, сформированных методом ДР на различных сталях с разной величиной подачи *p*.

При условии достижения температур, необходимых для структурно-фазовых превращений по всему сечению подрезанного слоя обеспечивается получение полностью закаленного поверхностного слоя детали (рис. 5, а). Поскольку при ДР имеются два основных источника нагрева подрезаемого слоя, то возможен вариант, когда только прирезцовая часть подрезанного слоя из-за интенсивного трения с инструментом достигнет закалочных температур, поскольку наибольшая температура подрезанного слоя возникает в зоне, контактирующей с передней поверхностью инструмента. В этом случае обеспечивается получение упрочненной структуры с твердыми закаленными и более мягкими слоями (рис. 5, б), т. е. получение упрочненных структур с ребрами, частично закаленными по своей толщине. Чередующиеся тонкие слои различной твердости напоминают строение дамасской стали. Целью и задачами данной работы является выявление основных закономерностей и особенностей закалочного деформирующего резания.

Методика исследований

Эксперименты по закалочному ДР проводились на заготовках из ферритно-перлитных сталей марок 20, 35 и 40Х в виде проката диаметром 60...80 мм. Использовался токарно-винторезный станок 16К20 мощностью привода главного движения 11,0 кВт с максимальной частотой вращения шпинделя 1600 об/мин. Инструмент для ДР в виде токарного резца затачивался из оксидной керамики марки ЦМ332 ($Al_2O_3 + 0,8\% MgO$) и твердого сплава Т15К6 (79% WC, 15% TiC, 6% Co) с главным углом инструмента в плане, равным $\varphi = 42^\circ$, и передним углом,

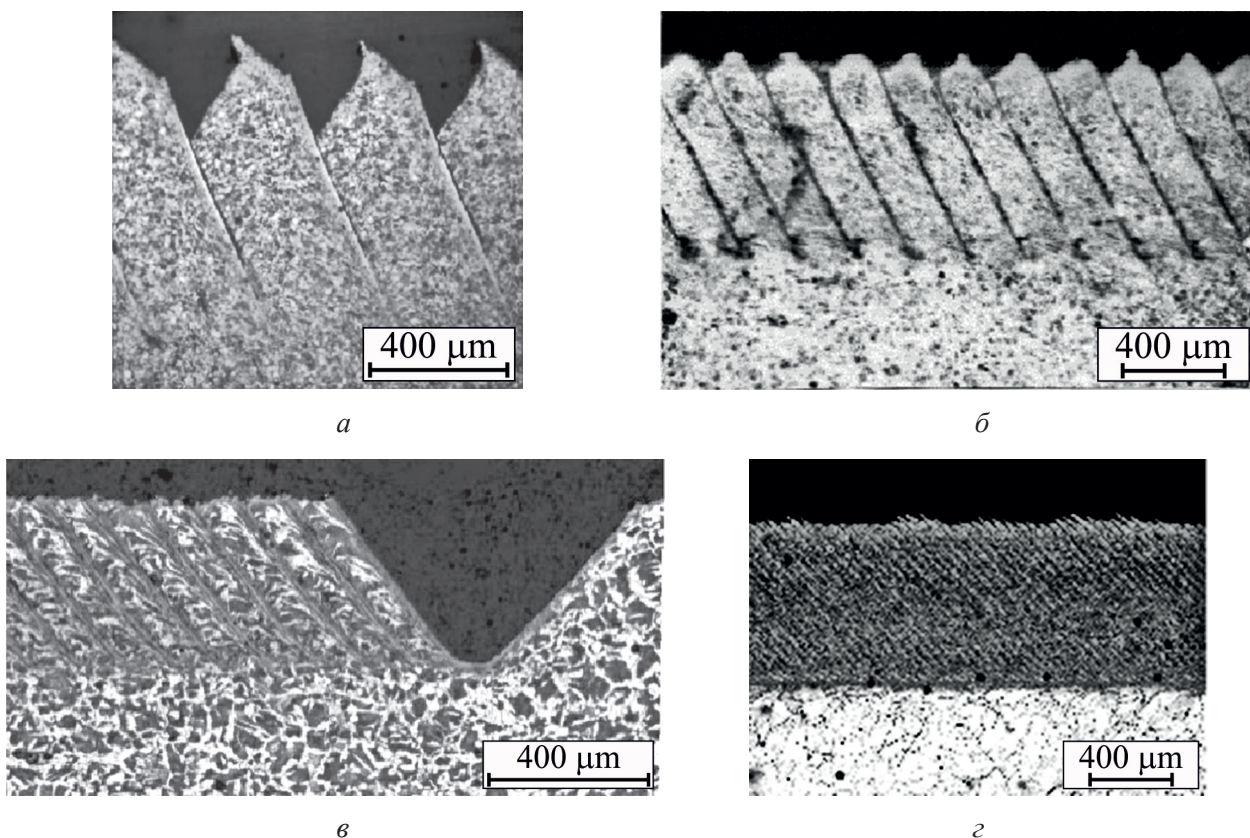


Рис. 4. Примеры оребрения, полученного ДР с нулевым межреберным зазором:

a – сталь 30XГСА, шаг структуры $p = 0,4$ мм; *б* – сталь 20X13, шаг структуры $p = 0,2$ мм; *в* – сталь 35, шаг структуры $p = 0,1$ мм; *г* – АРМКО-железо, шаг структуры $p = 0,05$ мм

Fig. 4. Examples of DC finning on steels with a zero interfin gap:

a – steel 30KhGSA (analogue AISI 4140), pitch $p = 0.4$ mm; *б* – steel 20Kh13 (analogue AISI 420), pitch $p = 0.2$ mm; *в* – steel 35 (analogue AISI 1035), pitch $p = 0.1$ mm; *г* – armco-iron, pitch $p = 0.05$ mm

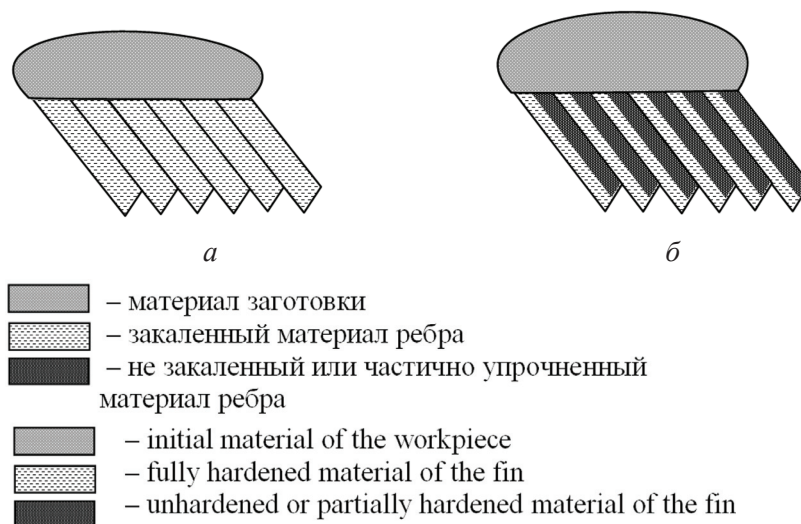


Рис. 5. Варианты структур, получаемых закалочным ДР:

a – полностью закаленные ребра; *б* – ребра, закаленные не полностью по своей толщине

Fig. 5. Variants of structures obtained by quench DC:

a – fully hardened fins; *б* – partially hardened fins over their thickness

равным $\gamma = -18^\circ$. Скорость резания V варьировалась от 3 до 5 м/с, подача инструмента на оборот шпинделя составляла $p = 0,05 \dots 0,4$ мм/об, глубина резания составляла $t = 1,0 \dots 2,0$ мм.

Измерения среднеинтегральной температуры зоны контакта инструмент – подрезаемый слой проводились при использовании резца из T15K6 методом естественной термопары.

Измерения главной составляющей силы резания осуществлялись с помощью динамометра Kistler (Швейцария) модели 9255B.

Измерения температуры наружной поверхности подрезаемого слоя ребра выполнялись с использованием термографа марки ИРТИС-2000 (Россия) с разрешением 200 мкм между двумя измеряемыми точками на расстоянии 200 мм от объекта измерения. Точность измерения составляла $\pm 1\%$ от измеряемого диапазона, калибровка проводилась непрерывно при измерении температуры встроенным в термограф черным телом. Диапазон измеряемых температур термографом составлял от -60 до $+1700$ °С.

Металлографические исследования закаленной структуры осуществлялись на стандартно-подготовленных шлифах визуально на оптическом микроскопе серии Olympus GX51 (Japan). Измерения микротвердости проводились в автоматическом режиме твердомером модели EMCOTEST DuraScan 70 (Швейцария) при нагрузке на алмазный индентор 100 г.

Сравнительные триботехнические испытания закаленных образцов из стали 40X проводились на модернизированной машине трения типа Амслер А135. Подготовка образцов к испытаниям выполнялась по методике, описанной в [28]. Испытания проводились по схеме «диск–диск» с относительной скоростью проскальзывания 0,08 м/с и нагрузкой на образец 185 Н. В качестве контртела использовался диск из твердого сплава марки BK8 (92 % WC, 8 % Co) твердостью 87,5 HRA. В зону трения капельной подачи (4...6 капель в минуту) подавалось индустриальное масло марки И20А. Линейный износ дорожки трения на наружной поверхности испытуемого образца измерялся индикатором часового типа с ценой деления 1 мкм. Измерения износа осуществлялись с равными промежутками времени в интервале одного часа. Интенсивность изнашивания W для каждого эксперимента рассчитывалась по формуле

$$W = \Delta h / L,$$

где Δh [мм] – линейный износ; L [мм] – длина пути трения.

При закалке ДР испытывались образцы без отпуска и с дополнительным низким отпуском (200 °С в течение 40 мин). Испытания на трение закаленных ДР образцов, сравнивались с образцами, изготовленными из той же стали по стандартной технологии объемной закалки с последующим низким отпуском при указанной выше температуре и времени отпуска.

Результаты и их обсуждение

Результаты получения полностью закаленной структуры методом ДР на наружной поверхности заготовки приведены в таблице. Продольные шлифы полученных упрочненных структур показаны на рис. 6.

На рис. 7 показаны результаты распределения твердости по глубине упрочненного слоя на стали 35, созданного методом ДР при шаге орбренной структуры, равной 0,05 мм (кривая 1), в сравнении с лазерной закалкой стали ASTM 4118 [21] (кривая 2). Отличительной особенностью упрочненного слоя, созданного методом деформирующего резания, является относительное постоянство твердости на всей глубине упрочненного слоя, равного 0,6 мм. При лазерной закалке стали твердость упрочненного слоя уменьшается по глубине.

Скорость ДР существенно влияет на вид и структуру упрочненного слоя. Так, на стали 35 упрочненный слой, сформированный методом ДР, при скорости резания $V = 5$ м/с имеет сквозную закалку по всему сечению ребра с твердостью 670 HV_{0,1} (59 HRC). При формировании упрочненного слоя с меньшими скоростями резания только часть ребра, находящаяся в непосредственном контакте с инструментом, достигает температуры, необходимой для структурно-фазовых превращений. Таким образом, снижение скорости или повышение толщины подрезаемого слоя приводят к образованию слоистой структуры, состоящей из наклонных слоев различной твердости. На рис. 8 показаны примеры получения слоистой структуры с различным соотношением толщины полностью закаленного (твердость 560 HV_{0,1}) и частично упрочненного (твердость 360 HV_{0,1}) слоя. Для примера,

Результаты поверхностной закалки методом ДР

Results of DC quench

Марка стали/ Steel grade	Подача p , мм/ об/ Feed mm/turn	Исходная твердость HB ($HV_{0,1}$)/ Initial hardness HB ($HV_{0,1}$)	Средняя твердость после закалки $HV_{0,1}$ / Average hardness after quenching $HV_{0,1}$	Перевод твердости $HV_{0,1}$ в HRC / Hardness conversion $HV_{0,1}$ to HRC	Скорость резания V , м/с / Cutting speed V , m/s	Глубина резания t , мм / Cutting depth t , mm	Рисунок / Figure
Сталь 20	0,1	190 (190)	464	46	3,5	1,5	
Сталь 35	0,05	207 (207)	650	58	4,3	1,0	6, б
Сталь 35	0,15	207 (207)	670	59	4,7	2,0	6, а, 6, з
Сталь 40X	0,05	190 (190)	680	59	5,0	1,1	6, в
Сталь 40X	0,1	190 (190)	760	63	5,0	1,5	

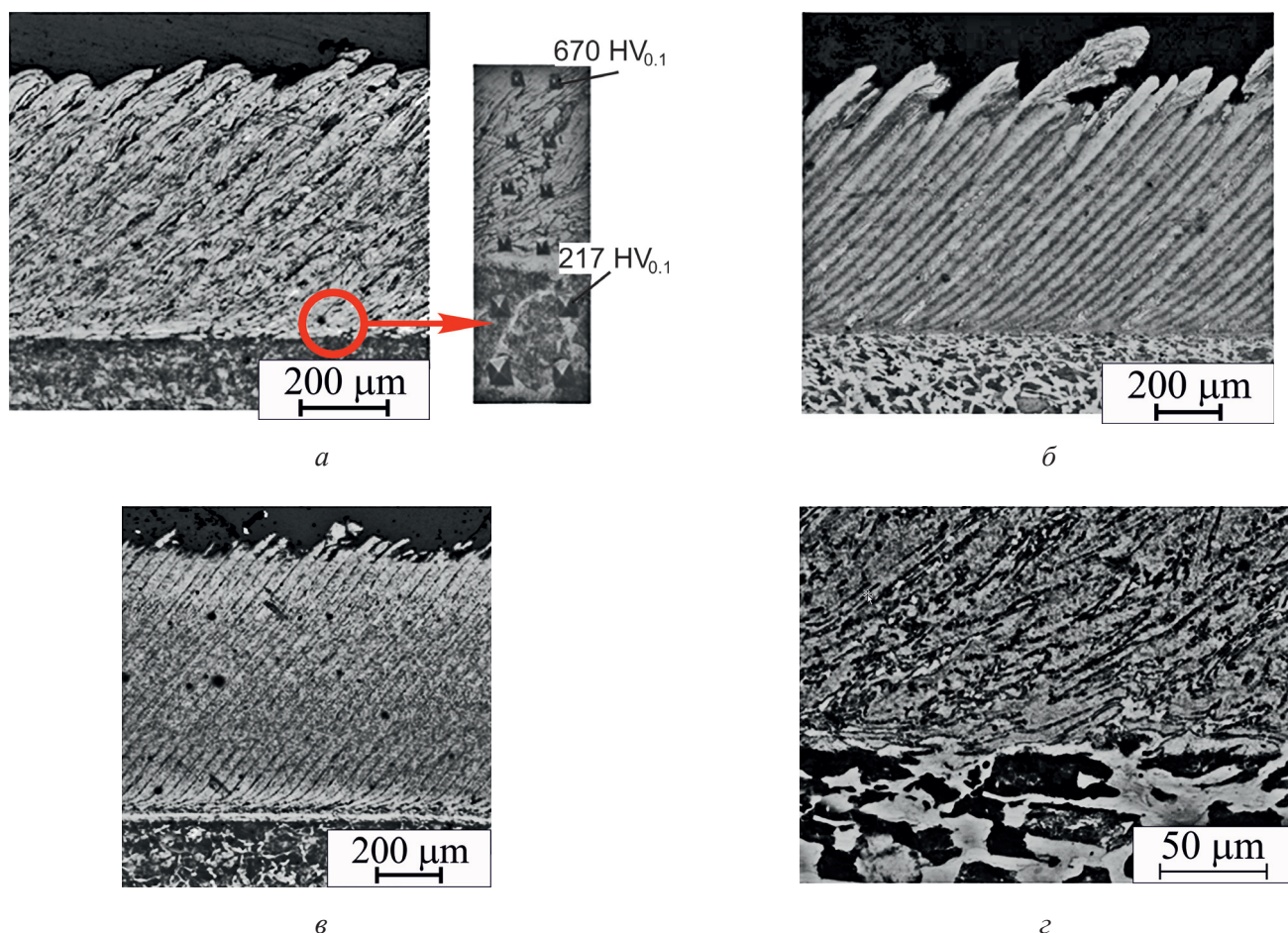


Рис. 6. Сквозная закалка ДР по толщине ребра:

a – сталь 35, $p = 0,15$ мм, $670 HV_{0,1}$; $б$ – сталь 35, $p = 0,05$ мм, $650 HV_{0,1}$; $в$ – сталь 40X, $p = 0,05$ мм, $680 HV_{0,1}$; $г$ – сталь 35, $p = 0,15$ мм, $670 HV_{0,1}$ с большим увеличением

Fig. 6. Full DC quenching over the fin thickness:

a – steel 35, $p = 0.15$ mm, $670 HV_{0,1}$; $б$ – steel 35, $p = 0.05$ mm, $650 HV_{0,1}$; $в$ – steel 40Kh, $p = 0.05$ mm, $680 HV_{0,1}$; $г$ – steel 35, $p = 0.15$ mm, $670 HV_{0,1}$ with higher magnification

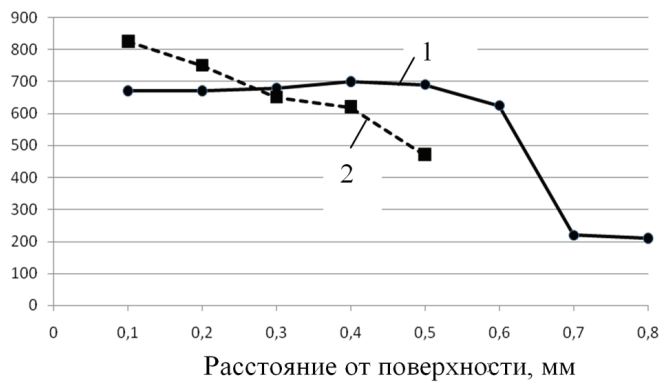
Твердость $HV_{0,1}$


Рис. 7. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя:

1 – закалочное ДР; 2 – лазерная закалка

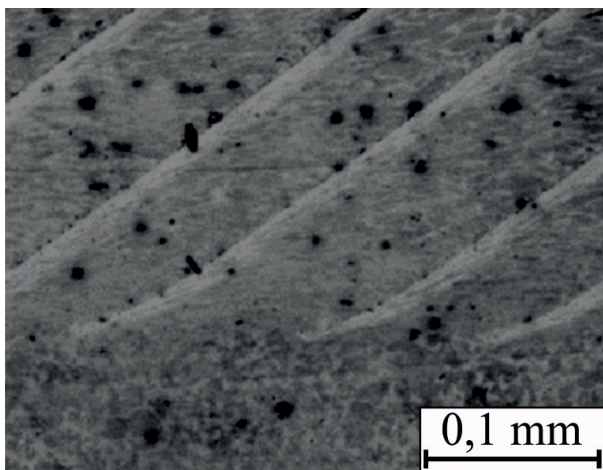
Fig. 7. Hardness distribution along hardening depth:

1 – DC quenching; 2 – laser quenching

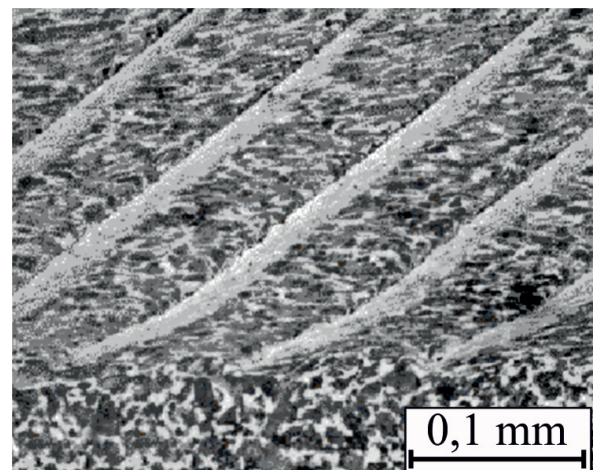
представленного на рис. 8, а это соотношение составило 1:8, для примера, изображенного на рис. 8, б, соотношение составило 1:6, для примера, показанного на рис. 8, в – 1:4 и для примера на рис. 8, г составило 1:2. Повышение твердости частично упрочненных слоев обусловлено в основном деформационным упрочнением без существенного влияния температурного фактора на упрочнение.

Обсуждение результатов

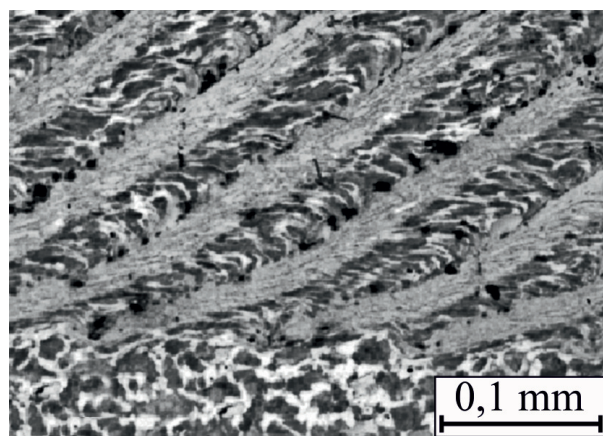
Проанализируем исследованный вариант закалочного ДР заготовки из стали 40Х диаметром 48 мм с подачей $p = 0,1$ мм/об, глубиной резания $t = 1,0$ мм, скоростью резания $V = 3$ м/с. Измерения главной составляющей силы резания



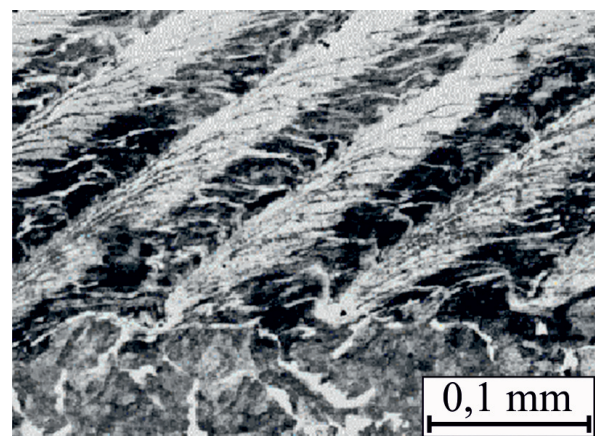
а



б



в



г

Рис. 8. Структуры закаленной ДР поверхности на стали 35 с различным соотношением толщины слоев, полностью и частично закаленных

Fig. 8. DC quenched structures on steel 35 with various ratios of fully and partially hardened fin material

динамометром Kistler 9255B дали показания $P_z = 700$ Н. Измерения температуры в зоне резания методом естественной термопары [22] дали значение $T=1100$ °С.

Объемный расход металла q , проходящий через зону деформирующего резания определялся по формуле

$$q = apV = 300 \text{ мм}^3/\text{с}.$$

Массовый расход металла G , проходящий через зону ДР, определялся по формуле

$$G = \rho q = 2,36 \text{ г/с},$$

где $\rho = 7,85 \text{ г/см}^3$ – удельный вес стали 40Х.

Мощность, выделяемая в зоне деформирующего резания, определялась по формуле

$$N = P_z V = 2,4 \text{ кВт}.$$

Если предположить, что все тепло, выделяющееся в зоне обработки, идет на нагрев подрезаемого слоя, то температура ребра составит

$$T = N / C_p G = 1533 \text{ °С},$$

где $C_p = 663 \text{ Дж/(кг·°С)}$ – удельная теплоемкость среднеуглеродистой стали [23] в диапазоне температур от 20 до 1200 °С.

Рассчитанное значение температуры не совпадает со значением температуры, измеренной методом естественной термопары. Это объясняется тем, что не вся мощность, выделяемая в зоне обработки, расходуется на нагрев подрезанного слоя. Часть теплового потока уходит в инструмент, в окружающую среду за счет конвективного теплообмена и радиационного излучения, часть теплового потока идет непосредственно в заготовку, минуя подрезанный слой. При резании энергия также расходуется на упругие деформации, дробление зерен (увеличение границ раздела между зернами), на образование новых поверхностей, на образование дислокаций и их движение [24].

Время t нахождения металла в зоне нагрева (в зоне контакта с передней поверхностью инструмента) оценивалось по длине контакта подрезанного слоя с передней поверхностью инструмента и скоростью резания. Под длиной контакта принималась длина пластического контакта подрезаемого слоя между точками A и E (см. рис. 3) с учетом наклона передней поверхности инструмента. Для указанных условий об-

работки длина зоны контакта составляет 1,2 мм. Таким образом, время контакта определяется соотношением

$$t = d/V = 4,0 \cdot 10^{-4} \text{ с}.$$

Именно за это время в зоне ДР происходит нагрев металла подрезаемого слоя до температур фазовых превращений и сами структурно-фазовые превращения.

Скорость нагрева металла от 20 до 1100 °С определялась по формуле

$$V_{\text{нагр}} = \Delta T/t = 2,7 \cdot 10^6 \text{ К/с}.$$

Расчетная скорость нагрева превышает скорость нагрева при лазерной закалке, которая в среднем составляет $1,0 \cdot 10^6$ °С/с [25].

Объемная плотность мощности Q , выделяемой в зоне обработки ДР вследствие пластических деформаций, внутреннего и внешнего трения, определяется как отношение мощности ДР N к объемному расходу материала q , подвергающегося обработке:

$$Q = N/q = 8,0 \text{ кДж/см}^3.$$

Это достаточно большая величина, которая превышает объемное выделение энергии при взрыве химических взрывчатых веществ, составляющая 4,5...7,5 кДж/см³ [25].

Давление при ДР $P_{\text{ДР}}$ определялось соотношением главной составляющей силы резания P_z к сечению подрезанного слоя и определялось по формуле

$$P_{\text{ДР}} = P_z / (pt) = 7,0 \text{ ГПа}.$$

Давление в зоне контакта слоя металла с рабочими поверхностями инструмента при ДР сопоставимо с давлением, возникающим при взрыве, равным 10 ГПа [26]. Свойства материала и его поведение в таких экстремальных условиях сложно описать в рамках традиционного рассмотрения поведения материала. Для случая ДР возможно, что материал переходит в состояние сверхпластичности и течет как вязкая жидкость в зоне рабочих поверхностей режущего инструмента. На рис. 6, *г* показана микроструктура образца, где видно, что процесс упрочнения сопровождался сильной деформацией и растяжением зерен по всему объему.

Охлаждение нагретых слоев, как и при лазерной закалке, осуществляется за счет кондук-

тивного отвода тепла в тело заготовки. Скорость охлаждения при закалочном ДР оценивалась по разности температур на поверхности зоны резания, которая составила $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, и температуры соседнего ребра через один оборот заготовки, составляющей $450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Измерения проводились термографом IRTIS-2000C. При частоте вращения заготовки 1200 об/мин время, затрачиваемое на один оборот заготовки, составляет $0,05\text{ с}$, что дает скорость охлаждения $V_{\text{охл}} = 9,0 \cdot 10^3\text{ }^{\circ}\text{C/с}$. Данная скорость охлаждения выше, чем скорость охлаждения при лазерной закалке, которая в среднем составляет $10^3\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ [27]. Для ДР данная оценка – это оценка минимальной скорости охлаждения, поскольку термограф фиксировал температуру наружных слоев. Для слоев, находящихся ближе к основанию ребра, скорость охлаждения должна быть еще выше. В результате быстрого охлаждения со скоростью больше критической в поверхностной структуре образуется предположительно неоднородный мелкодисперсный мартенсит с включениями полигонизованного феррита.

Авторам не удалось добиться получения бездефектной поверхности закаленного вала. Как видно из фотографий поперечных срезов закаленной поверхности (рис. 6), самый верхний слой имеет дефекты в виде расслоений и наплывов. Данный факт пока является существенным недостатком, поскольку дефектный слой требует устранения твердым точением на том же станке, на котором производилась закалка, или отдельной операцией шлифования.

Оценка производительности закалки методом ДР проводилась на стальном валу диаметром 48 мм и составила $3\text{ см}^2/\text{с}$ закаленной поверхности в минуту, что в два раза выше производительности закалочного шлифования, которая составляет $0,4 \dots 1,5\text{ см}^2/\text{с}$ [9].

Проведенные триботехнические испытания образцов с упрочнением ДР подтвердили работоспособность предлагаемого метода в узлах трения скольжения. Результаты испытаний, представленные на рис. 9, показывают, что образцы, закаленные ДР, имеют износостойкость на $10 \dots 40\%$ больше по сравнению с образцами, изготовленными по стандартной технологии закалки [28]. Меньшие значения интенсивности изнашивания образцов, закаленных ДР, с последующим низким отпуском

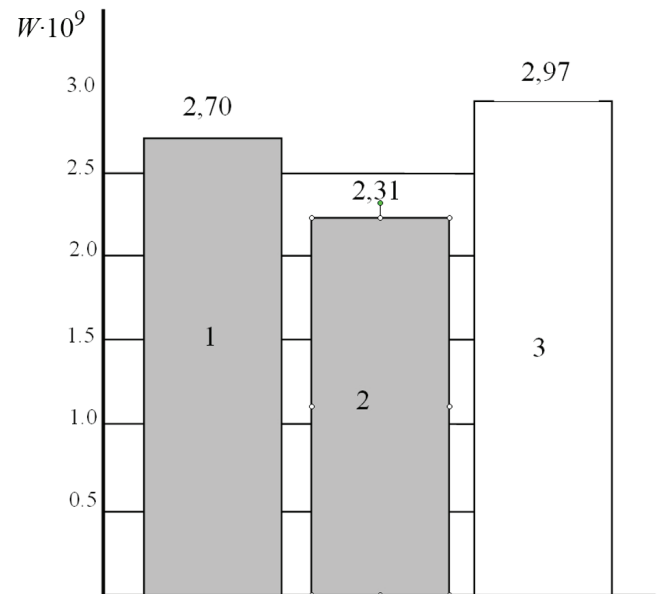


Рис. 9. Интенсивность изнашивания. Сталь 40X [28]:
1 – закалка ДР без отпуска; 2 – закалка ДР с низкотемпературным отпуском; 3 – объемная закалка с низкотемпературным отпуском

Fig. 9. Wear intensity. Steel 40Kh. [28]:

1 – after DC without tempering; 2 – after DC with low-temperature tempering; 3 – after standard oil quenching with low-temperature tempering

связаны со снижением остаточных напряжений и превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска.

Выводы

1. Упрочненный методом ДР слой на поверхности заготовки является непрерывной лентой закаленной стружки, имеющей прочную связь с основным материалом заготовки по своей узкой стороне, слою которой скреплены друг с другом по своей широкой стороне.

2. В отличие от известных методов закалки нагрев и структурно-фазовые превращения в материале при закалке методом ДР происходят при высоких давлениях, степени и скорости деформации и сверхвысоких скоростях нагрева.

3. Реализована возможность получения композитной слоистой закаленной структуры с тонкими наклонными слоями различной твердости.

4. По сравнению с лазерной закалкой распределение твердости по толщине закаленного слоя имеет равномерный характер.

5. Закалка методом ДР высокопроизводительна, имеет низкое энергопотребление, позво-



ляет устранить специализированное термическое оборудование и транспортные операции до термического цеха.

Список литературы

1. *Rajan T.V., Sharma C.P., Sharma A.* Heat treatment principles and techniques. – Delhi, India: PHI Learning, 2011. – 408 p. – ISBN 812030716X.
2. *Davis J.R.* Surface hardening of steels understanding the basics. – Materials Park, OH, USA: ASM International, 2002. 319 p. – ISBN 0871707640.
3. *Guo Y.B., Janowski G.M.* Microstructural characterization of white layers by hard turning and grinding // Transactions of NAMRI/SME. – 2004. – Vol. 32. – P. 367–374.
4. Упрочнение покрытий специальным точением / С. Скобло, В.В. Коломиец, В.Ф. Ридный, Р.В. Ридный // Вісник СевНТУ. – 2010. – № 110. – С. 208–211.
5. Experimental investigation of hard turning / S. Naik, C. Guo, S. Malkin, D.V. Viens, C.M. Pater, S.G. Reder // 2nd International Machining and Grinding Conference. – Dearborn, MI, 1997. – P. 224–308.
6. Surface layer microhardness changes with high-speed turning of hardened steels / J. Kundrak, A.G. Mamalis, K. Gyani, V. Bana // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2011. – Vol. 53 (1). – P. 105–112.
7. *Liu Z.Q., Ai X., Wang Z.H.* A comparison study of surface hardening by grinding versus machining // Key Engineering Materials. – 2006. – Vol. 304–305. – P. 156–160.
8. An investigation of the grinding-hardening induced by traverse cylindrical grinding / T. Nguyen, M. Liu, L. Zhang, Q. Wu, D. Sun // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2014. – Vol. 136 (5). – P. 051008-1–05100-10. – doi: 10.1115/1.4028058.
9. *Hyatt G.* Integration of heat treatment into the process chain of a mill turn center by enabling external cylindrical grind-hardening // Production Engineering – Research and Development. – 2013. – Vol. 7 (6). – P. 571–584. – doi: 10.1007/s11740-013-0465-3.
10. Patent 5775187 U.S. Method and apparatus of producing a surface with alternating ridges and depressions / N. Zoubkov, A. Ovtchinnikov. – N 8/545,640; appl. date 27.04.1994; publ. date 07.07.21998.
11. Патент 2556897 Российская Федерация. Способ поверхностного закалочного упрочнения режущо-деформирующим инструментом / Н.Н. Зубков, С.Г. Васильев, В.В. Попцов. – № 2014101642/02; заявл. 21.01.2014; опублик. 20.07.2015, Бюл. № 20.
12. *Kukowski R.* MDT – Micro deformation technology // Proceedings of ASME 2003 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. – Washington, DC, 2003. – P. 305–308.
13. Boiling heat transfer of different liquids on microstructured surfaces / I.A. Popov, A.V. Shchelchkov, N.N. Zubkov, R.A. Lei, Yu.F. Gortyshov // Russian aeronautics. – 2014. – Vol. 57, N 4. – P. 395–401. – doi: 10.3103/S1068799814040138.
14. Investigation of heat transfer in evaporator of microchannel loop heat pipe // A. Yakomaskin, V. Afanasiev, N. Zubkov, D. Morskoy // Journal of Heat Transfer. – 2013. – Vol. 135 (10). – Art. 101006. – doi: 10.1115/1.4024502.
15. Novel electrical joints using deformation machining technology. Part I: Computer Modeling / L. Solovyeva, N. Zubkov, B. Lisowsky, A. Elmoursi // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. – 2012. – Vol. 2 (10). – P. 1711–1717. – doi: 10.1109/TCPMT.2012.2207723.
16. Novel electrical joints using deformation machining technology. Part II: Experimental verification / L. Solovyeva, N. Zubkov, B. Lisowsky, A. Elmoursi // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. – 2012. – Vol. 2 (10). – P. 1718–1722. – doi: 10.1109/TCPMT.2012.2199755.
17. *Zubkov N.N., Sleptsov A.D.* Influence of deformational cutting data on parameters of polymer slotted screen pipes // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2016. – Vol. 138, N 1. – P. 011007-1–011007-7. doi: 10.1115/1.4030827.
18. *Klocke F.* Manufacturing processes. 1. Cutting. – Berlin: Springer, 2011. – 504 p. – ISBN 978-3-642-11978-1. – doi: 10.1007/978-3-642-11979-8.
19. *Chou S.K., Evans C.J.* White layers and thermal modeling of hard turning surfaces // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 1999. – Vol. 39. – P. 1863–1881.
20. *Григорьянц А.Г., Шуганов И.Н., Мисюрлов А.И.* Технологические процессы лазерной обработки. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 663 с. – ISBN 978-5-7038-2701-7.
21. *Mohamad A.* Wear performance of a laser surface hardened ASTM 4118 Steel // Engineering and Technology Journal. – 2013. – Vol. 31, N 17. – P. 2335–2344.
22. *Маслов А.Р.* Резание металлов в современном машиностроении. – М.: ИТО, 2008. – 299 с. – ISBN 5-94275-049-1.
23. *Чиркин В.С.* Теплофизические свойства материалов ядерной техники. – М.: Атомиздат, 1968. – 483 с.
24. *Davim P.* Machining of hard materials. – London: Springer, 2011. – 211 p. – ISBN 978-1-84996-449-4. – doi: 10.1007/978-1-84996-450-0.
25. *Burakowski T., Wierzchon T.* Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies. – Boca

Raton, FL: CRC Press, 1998. – 592 p. – ISBN 9780849382253.

26. *Altgilbers L.* Explosive pulsed power. – London, UK: Imperial College Press, 2011. – 596 p. – ISBN-10: 1848163223.

27. *Majumdar J.D., Manna I.* Laser-assisted fabrication of materials. – Berlin: Springer, 2013. – 485 p. – ISBN 978-1848163225.

28. Оценка триботехнических характеристик стали 40Х после закалки деформирующим резанием [Электронный ресурс] / С.Г. Васильев, А.Г. Дегтярева, Н.Н. Зубков, В.В. Попцов, В.Н. Симонов // Инженерный журнал: наука и инновации. – 2017. – № 11. – URL: <http://engjournal.ru/articles/1698/1698.pdf> (дата обращения: 14.05.2018). – doi: 0.18698/2308-6033-2017-11-1698.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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









Features of Quench Deformational Cutting

Nikolai Zubkov^{1, a, *}, Sergei Vasil'ev^{1, b}, Victor Poptsov^{2, c}

¹ Bauman Moscow State Technical University, 5 Baumanskaya 2-ya, Moscow, 105005, Russian Federation

² LLC "Seco Tools", 3 Malaya Gruzinskaya st., Moscow, 123242, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0003-3757-1299>,  zoubkovn@bmstu.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-8882-4893>,  sergv@bmstu.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-8938-8210>,  poptsov-v.v@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 12 March 2018

Revised: 29 March 2018

Accepted: 25 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Quench deformational cutting
 surface hardening
 structural and phase transition
 hardness
 wear resistance
 heat rating

Funding:

This work was supported by the Ministry of Education and Science of Russia (Grant № 9.5617.2017/VU).

ABSTRACT

Introduction. An effective method of increasing the wear resistance of machine parts is surface hardening. The direct use of metal-cutting equipment to heat the material of the part in the process of abrasive or edge cutting machining is a new promising direction in surface hardening methods. The heating of the surface is achieved in the cutting process due to plastic deformation and friction between the tool and the workpiece and is accompanied by a chip separation. There is also a relatively new method of deformational cutting (DC), which is based on both the cutting process and the targeted deformation of the cut layers. In contrast to the known methods of hardening the surface by turning or grinding, DC hardening is made without separation of the workpiece material as chips. The clipped layer remains on the surface in the form of tightly stacked layers firmly attached to the base. **The aim of the work:** testing the DC as a method of surface quenching, as well as the identification of the basic laws and features of such surface hardening. The hardened layers on the outer surface of steel samples obtained by the quench DC (QDC) with the thickness of the hardened layer up to 0.6 mm on steel 20, 35, 40Kh **are investigated.** **Research methods** are metallographic tests of hardened structures, including the distribution of hardness, measurement of forces and temperature QDC and tribological tests. **Results and discussion.** For QDC the special tool is used, providing process of cutting by the main cutting edge and excluding process of cutting on an auxiliary edge. At QDC the undercut layers are intensively deformed, heated and after that cooled by heat transfer into the core of the workpiece. This leads to the formation of hardened inclined thin fins on the surface, having a strong bond with the base and tightly pressed against each other. In the article it is shown that at QDC temperature of the undercut layer sufficient for structural and phase transformations in steels is reached. It is established that the rate of heating is up to two million degrees Celsius per second at ultra-high degrees and rates of strain accompanying the QDC process. These conditions and high cooling rates lead to the formation of non-equilibrium nanostructures with increased hardness and wear resistance. The paper shows the possibility of obtaining quench structures with a thickness of the hardened layer up to 1 mm, including those consisting of alternating inclined layers of different hardness, similar in structure to Damascus steel. The exponential decrease in the hardness across the thickness of the hardened layer, common to all methods of surface hardening for QDC is not observed. The method of QDR has a unique ability to influence the material of the workpiece, comparable with the explosive processes in power density, developed pressures and heating rates. The samples are hardened, by QDC showed the advantages in wear resistance in comparison with samples of bulk hardening. Surface hardening of the part using the QDC method is economically feasible, because it has high performance, low power consumption and allows to abandon the traditional heat treatment operations that require expensive special equipment.

For citation: Zubkov N.N., Vasil'ev S.G., Poptsov V.V. Features of quench deformational cutting. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 35–49. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-35-49. (In Russian).

References

1. Rajan T.V., Sharma C.P., Sharma A. *Heat treatment principles and techniques*. Delhi, India, PHI Learning, 2011. 408 p. ISBN 812030716X.

* Corresponding author

Zubkov Nikolai N., D.Sc. (Engineering), Professor
 Bauman Moscow State Technical University
 5 Baumanskaya 2-ya, Moscow, 105005, Russian Federation
 Tel.: +7-916-607-7948, e-mail: zoubkovn@bmstu.ru

2. Davis J.R. *Surface hardening of steels understanding the basics*. Materials Park, OH, USA, ASM International, 2002. 319 p. ISBN 0871707640.
3. Guo Y.B., Janowski G.M. Microstructural characterization of white layers by hard turning and grinding. *Transactions of NAMRI/SME*, 2004, vol. 32, pp. 367–374.
4. Skoblo S., Kolomiets V.V., Ridnyi V.F., Ridnyi R.V. Uprochnenie pokrytii spetsial'nym tocheniem [Hardening of coatings by special turning]. *Visnik SevNTU – Journal of the Sevastopol National Technical University*, 2010, no. 110, pp. 208–211. (In Russian).
5. Naik S., Guo C., Malkin S., Viens D.V., Pater C.M., Reder S.G. Experimental investigation of hard turning. *2nd International Machining and Grinding Conference*, Dearborn, MI, 1997, pp. 224–308.
6. Kundrak J., Mamalis A.G., Gyani K., Bana V. Surface layer microhardness changes with high-speed turning of hardened steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 53 (1), pp. 105–112.
7. Liu Z.Q., Ai X., Wang Z.H. A comparison study of surface hardening by grinding versus machining. *Key Engineering Materials*, 2006, vol. 304–305, pp. 156–160.
8. Nguyen T., Liu M., Zhang L., Wu Q., Sun D. An investigation of the grinding-hardening induced by traverse cylindrical grinding. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2014, vol. 136 (5), pp. 051008-1–05100-10. doi: 10.1115/1.4028058.
9. Hyatt G. Integration of heat treatment into the process chain of a mill turn center by enabling external cylindrical grind-hardening. *Production Engineering – Research and Development*, 2013, vol. 7 (6), pp. 571–584. doi: 10.1007/s11740-013-0465-3.
10. Zoubkov N., Ovtchinnikov A. *Method and apparatus of producing a surface with alternating ridges and depressions*. Patent US, no. 5775187, 1998.
11. Zubkov N.N., Vasil'ev S.G., Poptsov V.V. *Sposob poverkhnostnogo zakalochnogo uprochneniya rezhushche-deformiruyushchim instrumentom* [Surface hardening by cutting-forming tool]. Patent RF, no. 2556897, 2015.
12. Kukowski R. MDT – Micro deformation technology. *Proceedings of ASME 2003 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, Washington, DC, 2003, pp. 305–308.
13. Popov I.A., Shchelchikov A.V., Zubkov N.N., Lei R.A., Gortyshov Yu.F. Boiling heat transfer of different liquids on microstructured surfaces. *Russian aeronautics*, 2014, vol. 57, no. 4, pp. 395–401. doi: 10.3103/S1068799814040138.
14. Yakomaskin A., Afanasiev V., Zubkov N., Morskoy D. Investigation of heat transfer in evaporator of micro-channel loop heat pipe. *Journal of Heat Transfer*, 2013, vol. 135 (10), art. 101006. doi: 10.1115/1.4024502.
15. Solovyeva L., Zubkov N., Lisowsky B., Elmoursi A. Novel electrical joints using deformation machining technology. Part I: Computer Modeling. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*, 2012, vol. 2 (10), pp. 1711–1717. doi: 10.1109/TCPMT.2012.2207723.
16. Solovyeva L., Zubkov N., Lisowsky B., Elmoursi A. Novel electrical joints using deformation machining technology. Part II: Experimental verification. *Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*, 2012, vol. 2 (10), pp. 1718–1722. doi: 10.1109/TCPMT.2012.2199755.
17. Zubkov N.N., Slepsov A.D. Influence of deformational cutting data on parameters of polymer slotted screen pipes. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2016, vol. 138, no. 1, pp. 011007-1–011007-7. doi: 10.1115/1.4030827.
18. Klocke F. *Manufacturing processes. 1. Cutting*. Berlin, Springer, 2011. 504 p. ISBN 978-3-642-11978-1. doi: 10.1007/978-3-642-11979-8.
19. Chou S.K., Evans C.J. White layers and thermal modeling of hard turning surfaces. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 1999, vol. 39, pp. 1863–1881.
20. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoi obrabotki* [Technological processes of laser treatment]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2006. 663 p. ISBN 978-5-7038-2701-7.
21. Mohamad A. Wear performance of a laser surface hardened ASTM 4118 Steel. *Engineering and Technology Journal*, 2013, vol. 31, no. 17, pp. 2335–2344.
22. Maslov A.R. *Rezanie metallov v sovremennom mashinostroenii* [Cutting of metals in modern mechanical engineering]. Moscow, ITO Publ., 2008. 299 p. ISBN 5-94275-049-1.
23. Chirkin V.S. *Teplofizicheskie svoistva materialov yadernoi tekhniki* [Thermophysical properties of nuclear engineering materials]. Moscow, Atomizdat Publ., 1968. 483 p.
24. Davim P. *Machining of hard materials*. London, Springer, 2011. 211 p. ISBN 978-1-84996-449-4. doi: 10.1007/978-1-84996-450-0.
25. Burakowski T., Wierzchon T. *Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies*. Boca Raton, FL, CRC Press, 1998. 592 p. ISBN 9780849382253.
26. Altgilbers L. *Explosive pulsed power*. London, UK, Imperial College Press, 2011. 596 p. ISBN-10: 1848163223.



27. Majumdar J.D., Manna I. *Laser-assisted fabrication of materials*. Berlin, Springer, 2013. 485 p. ISBN 978-1848163225.

28. Vasilev S.G., Degtyareva A.G., Zoubkov N.N., Poptsov V.V., Simonov V.N. Otsenka tribotekhnicheskikh kharakteristik stali 40Kh posle zakalki deformiruyushchim rezaniem [Evaluation of tribotechnical characteristics of 40Kh steel after hardening by deformational cutting]. *Inzhenernyi zhurnal: nauka i innovatsii = Engineering Journal: Science and Innovation*, 2017, no. 11. Available at: <http://engjournal.ru/articles/1698/1698.pdf> (accessed 14.05.2018). doi: 10.18698/2308-6033-2017-11-1698.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения

Александр Гольшиев^{a, *}, Александр Маликов^b, Анатолий Оришич^c

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>, alexgol@itam.nsc.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>, smalik@ngs.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-0551-0213>, laser@itam.nsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725

История статьи:

Поступила: 23 января 2018

Рецензирование: 05 марта 2018

Принята к печати: 17 марта 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Лазерная сварка
 Алюминиево-литиевые сплавы
 Термообработка
 Микроструктура
 Химический состав
 Микротвердость

Финансирование:

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект №17-79-20139 «Разработка научно-технических основ по созданию высокопрочных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов – метод лазерной сваркой».

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие авиационной и аэрокосмической промышленности связано с применением в конструкциях и изделиях современных высокопрочных алюминиевых сплавов. При этом предпочтение отдается алюминиево-литиевым сплавам системы Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li, обладающим пониженной плотностью по сравнению с традиционными сплавами за счет применения Li. При создании пассажирских широкофюзеляжных самолетов применяется как технология заклепочного соединения деталей, при которой используется приблизительно миллион заклепок, так и прогрессивная технология лазерной сварки. Стоит отметить, что на данном этапе развития технология заклепочного соединения уступает лазерной сварке, обеспечивающей большую эффективность и производительность процесса, полную автоматизацию, универсальность и экологическую чистоту. Однако прочность сварных соединений, выполненных сваркой плавлением без дополнительной постобработки, остается низкой. **Целью работы** является проведение сравнительных экспериментальных исследований лазерной сварки высокопрочных алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Cu-Li, Al-Cu-Mg-Li и Al-Mg-Li с последующей постобработкой (закалка и закалка совместно со старением) для получения высокопрочного сварного соединения. Установить влияние легирующих элементов, входящих в состав алюминиевых сплавов, на микроструктуру и механические характеристики. **Результаты исследований.** Проведен микроструктурный анализ и исследован химический состав сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов. Показано существенное изменение свойств сварного шва при добавлении Mg или Cu в сплав. Установлено, что для сплавов 1420 и 1424 (системы Al-Mg-Li) термическая постобработка приводит к появлению четкой дендритной структуры, причем агрегаты присутствуют как внутри дендрита, так и явно выражена их локализация на границах дендритных зерен. Для сплавов 1441 (система Al-Cu-Mg-Li) и 1469 (система Al-Cu-Li), для которых характерно присутствие меди, такой локализации не наблюдается. С помощью электронной микроскопии обнаружены два типа агрегатов, имеющих принципиально различный химический состав. В одних, имеющих относительно малую концентрацию и размеры до 10 мкм, наблюдается существенное превышение количества редкоземельных элементов, прежде всего, Zr и Sc. В других агрегатах, большое количество которых локализуется на границах дендритных зерен, для сплавов 1420 и 1424 химический состав близок к составу твердого раствора, тогда как для сплавов 1441 и 1469 (содержащих Cu) в темных агрегатах наблюдается повышенное содержание меди. Установлено, что применение комплексного метода для получения неразъемных соединений, включающего как лазерную сварку, так и термическую постобработку образцов, позволило впервые выявить принципиальное отличие процессов кристаллизации систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li. Прочность сварных соединений, выполненных лазерной сваркой, после полной термообработки составила по отношению к основному сплаву: 0,91 – для сплава 1420 (Al-Mg-Li); 0,95 – для сплава 1424 (Al-Mg-Li); 0,94 – для сплава 1441 (Al-Cu-Mg-Li); 0,8 – для сплава 1469 (Al-Cu-Li).

Для цитирования: Гольшиев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 50–62. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62.

Введение

К материалам, применяемым в сварных конструкциях авиакосмической техники, предъявляются особые требования в части обеспечения минимального веса, высокой прочности, большого ресурса и экономической эффективности

*Адрес для переписки

Гольшиев Александр Анатольевич, к.ф.-м.н., н.с.,
 Институт теоретической и прикладной механики
 им. С.А. Христиановича СО РАН,
 ул. Институтская, 4/1,
 630090, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: +7-923-252-00-12, e-mail: alexgol@itam.nsc.ru

эксплуатации сварных конструкций. Использование алюминиево-литиевых конструкционных сплавов с низкой плотностью и повышенными прочностными свойствами является приоритетным направлением совершенствования современных летательных аппаратов. Однако при сварке плавлением – этих перспективных для летательной техники алюминиевых сплавов – возникают определенные трудности. Основной причиной снижения прочности сварного соединения принято считать выгорание легкоиспаряющихся легирующих элементов, таких как магний, литий, цинк, марганец, а также образование пористости и горячих трещин в сварном шве. В результате соединения алюминиево-литиевых сплавов, полученных сваркой плавлением, имеют низкие механические свойства.

Решение этой задачи открыло бы перспективу отказаться от очень трудоемкой и неэффективной технологии заклепочного соединения деталей с использованием миллионов заклепок. Применение данной технологии в настоящее время обусловлено высокими прочностными и усталостными характеристиками этих соединений, которые имеют первостепенное значение для авиации.

В настоящее время созданы новые высокопрочные термически упрочняемые, деформируемые сплавы различных систем, например Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li, пониженной плотности [1–5]. Высокие показатели статической прочности этих систем обусловлены уникальным фазовым составом, который формируется в процессе термической обработки [2, 4–12].

Активно исследуются перспективы применения различных типов сварки, таких как лазерная сварка, сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка [13–20]. На сегодняшний момент прочность сварного соединения сплавов системы Al-Li с различными легирующими элементами составляет $k = 0,7...0,85$ от прочности основного материала [13, 18–19] без дополнительной обработки сварного шва.

В то же время можно считать установленным, что для увеличения прочности сварного шва современных алюминиевых сплавов систем типа Al-Cu-Li и Al-Mg-Li важно осуществлять дополнительную механическую и термическую обработку шва. Так, исследование изменения

прочности сварного соединения в зависимости от различных видов деформирования описано в работе [14]. В ней показано, что после деформационной обработки для сплава 1424 (Al-Mg-Li) прочность сварного соединения составила 0,95 прочности основного сплава. Оказалось, что для системы типа Al-Cu-Li в отличие от системы Al-Mg-Li улучшение механических свойств может быть достигнуто применением комплексного подхода, включающего в себя лазерную сварку в оптимальном режиме и термическую обработку сваренного образца. Кроме того, показано, что различные легирующие элементы могут существенным образом изменять микроструктуру сварного шва. Эти обстоятельства стимулировали продолжение работ по проведению сравнительных исследований влияния лазерной сварки и термической обработки на микроструктуру сварных швов систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li.

В настоящей работе впервые с использованием оптической и электронной микроскопии проведено комплексное сравнительное исследование влияния термической обработки и вида легирующих элементов на микроструктуру сварных швов сплавов 1420 (Al-Mg-Li), 1424 (Al-Mg-Li), 1441 (Al-Cu-Mg-Li), 1469 (Al-Cu-Li).

Методика исследований

Лазерная сварка производилась на АЛТК «Сибирь-1», который включает в себя непрерывный CO₂-лазер мощностью до 8 кВт и длиной волны излучения 10,6 мкм. Данная установка разработана в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН. Фокусировка лазерного излучения проводилась с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием 254 мм. Для защиты сварного шва использовался гелий. Оксидная пленка на поверхности устранялась на толщину 0,15...0,20 мм с помощью химического фрезерования. Непосредственно перед сваркой кромки образцов зачищались до блеска с помощью металлического шабера.

Измерения прочности сварных соединений при статическом растяжении проводились на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100. Образцы для испытаний на прочность по схеме «рыбий скелет» поперек шва

изготавливались согласно ГОСТ Р ИСО 4136–2009. Изучение макро- и микроструктуры сварных швов проводилось с помощью конфокального оптического микроскопа Olympus LEXT OLS3000. Спектральный анализ производился на сканирующем электронном микроскопе LEO 1430 VPI, снабженном энергетическим детектором IPX OXFORD. Термообработка осуществлялась в камерной печи Carbolite. Подготовка шлифов образцов велась на автоматических отрезных и полировальных машинах пробоподготовки (Presi). После полировки образцы подвергались в течение 30 с травлению в химическом реактиве Келлера. Измерение микротвердости производилось на приборе твердомер Micromet 5114 путем вдавливания правильной четырехгранной алмазной пирамиды под нагрузкой 100 г в плоскую поверхность образца.

В качестве алюминий-литиевых сплавов выбраны следующие: сплав 1420 системы Al-Mg-Li; 1424 системы Al-Mg-Li, 1441 системы Al-Cu-Mg-Li, 1469 системы Al-Cu-Li.

Сплав 1420 является промышленным сплавом авиационного назначения (сварные герметичные отсеки, окантовки иллюминаторов, люки и лючки, компоненты кабины и др.). Использование данного сплава в авиа- и ракетостроении позволяет снизить массу клепаной конструкции до 12 %. Данный сплав был применен в конструкции самолетов Як-36, Як-38, МиГ-29М, Су-27, Як-42, Ту-204.

Сплав 1424 является улучшенной модификацией сплава 1420 за счет дополнительного

легирования цинком и скандием при некотором снижении содержания лития и магния. Данный сплав отличается от сплава 1420 более высокими характеристиками статической прочности, вязкости разрушения, малоциклового усталости и проявлением эффекта сверх пластичности. Сплав 1424 является перспективным сплавом для применения в сварной конструкции фюзеляжа самолетов семейства МС (Россия) и Airbus (EU).

Среднепрочный высокоресурсный промышленный сплав 1441 является перспективным для внедрения в авиапромышленность за счет высокой технологичности при холодной и горячей деформации. Он обладает хорошей коррозионной стойкостью и рекомендуется для обшивки фюзеляжа и внутреннего силового набора самолета. Данный сплав используется в качестве обшивочных листов для самолетов Бе-200, Бе-103.

Сплав 1469 – первый в России алюминий-литиевый сплав, который по удельной прочности превосходит существующие алюминиевые деформируемые сплавы и обладает при этом высокими характеристиками коррозионной стойкости, трещиностойкости и усталостной долговечности. Этот сплав является наиболее перспективным алюминиевым сплавом для применения в силовых конструкциях ракетно-космической техники.

Типичный химический состав исследуемых сплавов представлен в табл. 1.

Образцы алюминиевых сварных соединений были получены при технологических режимах

Таблица 1

Table 1

Химический состав алюминиевых сплавов (вес.%)
Chemical composition of aluminum alloys (in wt.%)

Химический элемент	Наименование			
	1469	1441	1424	1420
Cu	3,2...4,5	1,6...1,9	–	–
Mn	0,05...0,08	0,01...0,04	–	0,1...0,25
Li	1,0...1,7	1,7...2,0	1,61	1,8...2,2
Zr	0,02...0,26	0,02...0,26	0,09	0,01
Sc	0,02...0,28	–	0,07	
Mg	0,01...0,5	0,7...1,1	5,4	5,8...6,2
Ag	0,45	–	–	–
Zn	0,2	–	0,7	0,05...0,01
Ti	–	0,07	–	–

после предварительной оптимизации лазерной сварки: мощности излучения 3 кВт, скорости сварки 4 м/мин, заглублении фокуса в глубину материала 3 мм.

После сварки они подвергались термообработке. Режимы термообработки сплавов 1441 и 1469 [2] следующие: закалка в воде после выдержки при температуре 530 °С в течение 30 мин; искусственное старение 24 ч при температуре 160 °С. Скорость нагрева в обоих случаях составляла 5 °С/мин.

Для сплавов 1424 и 1420 (система Al-Mg-Li) были выбраны следующие режимы термообработки [3]: закалка до 450 °С с выдержкой 30 мин и охлаждением на воздухе, скорость нагрева 8 °С/мин; искусственное старение 12 ч при 120 °С (скорость нагрева 5 °С/мин) и охлаждение на воздухе.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 показано изменение микроструктуры алюминиевых сплавов без лазерного воздействия под влиянием термической обработки.

Из рисунка видно, что все исходные сплавы имеют типичную рекристаллизованную структуру, а дендритной структуры не наблюдается.

На рис. 2 представлены данные, демонстрирующие влияние термической обработки: закалка и закалка совместно со старением на микроструктуру в области сварного шва алюминиевых сплавов 1424, 1420 системы Al-Mg-Li, 1441 системы Al-Cu-Mg-Li и 1469 системы Al-Cu-Li.

Отметим, что основу всех сплавов составляет α -твердый раствор с включением легирующих элементов. Микроструктура сварного шва принципиально отличается от основного сплава.

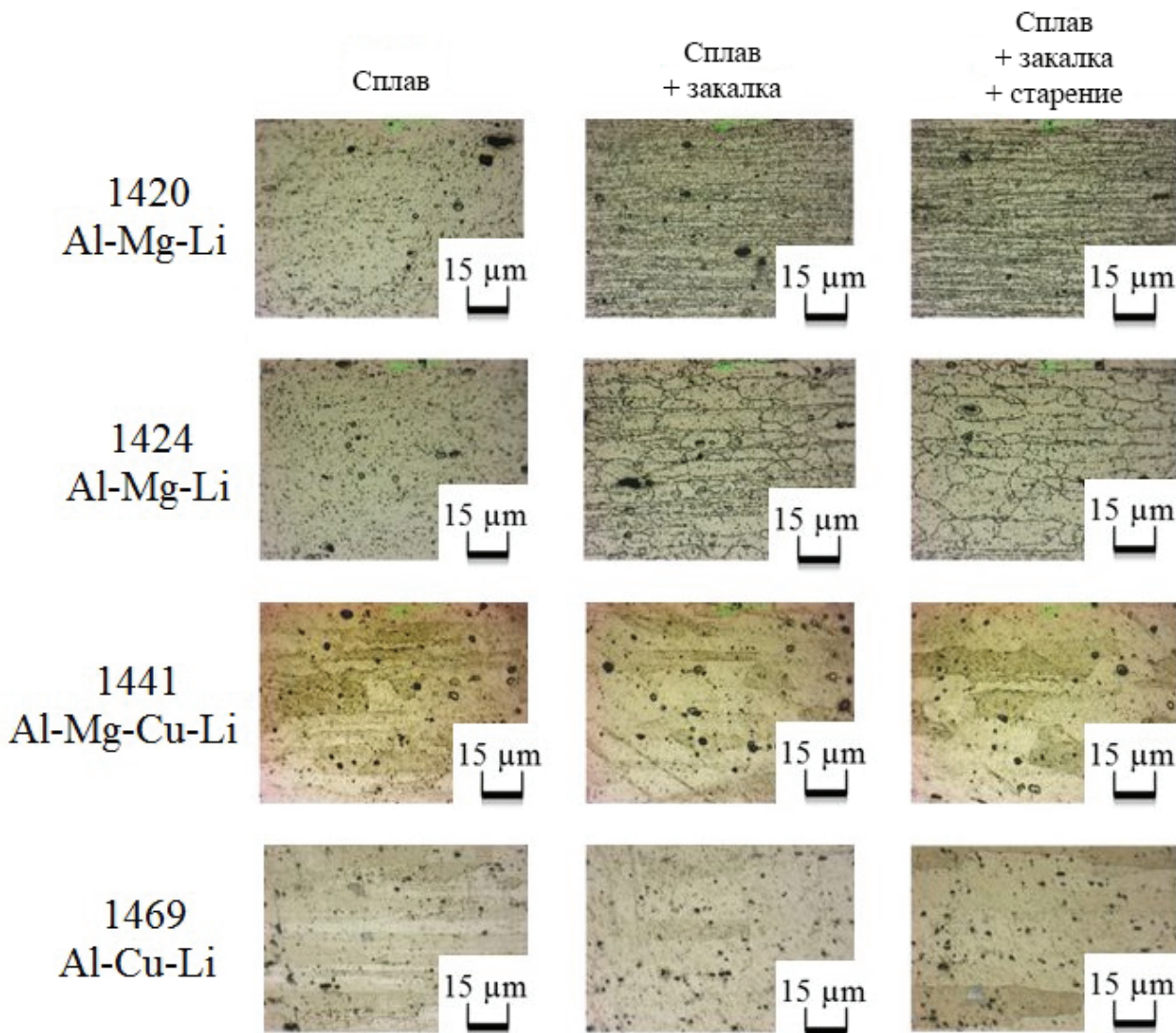


Рис. 1. Микроструктура исходного сплава до и после термической обработки

Fig. 1. The microstructure of the base alloy, after quenching, and after quenching with artificial ageing

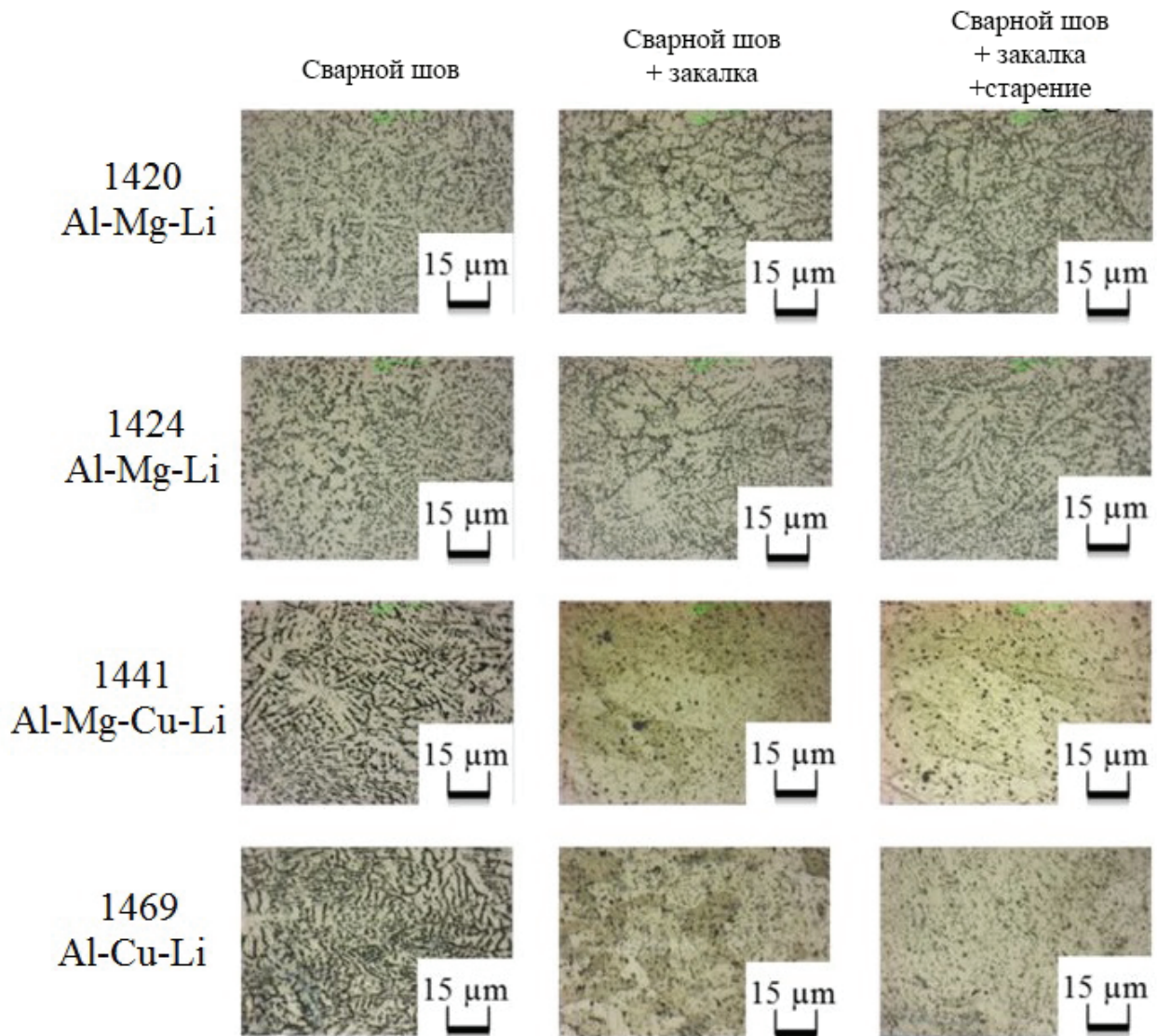


Рис. 2. Микроструктура сварных швов до и после термической обработки

Fig. 2. The microstructure of the welded joint, after quenching, and after quenching with artificial ageing

В процессе лазерной сварки в сварочной ванне происходило полное разрушение исходной структуры материала. Твердый раствор после переплавления находится в двухфазной области. При этом в сварном шве темные агрегаты преимущественно располагались на границах дендритных зерен, делая их очень контрастными. Термообработка существенно изменяла микроструктуру шва для сплава системы Al-Cu-Mg-Li и Al-Cu-Li, происходило дробление структуры темных агрегатов. Для сплавов системы Al-Mg-Li термическая обработка приводила к структурированию темных агрегатов, которые присутствуют как внутри дендрита, так и располагаются на границах дендритных зерен.

На рис. 3 показано изменение микротвердости HV0.1 в зависимости от центра шва для всех исследуемых алюминиевых сплавов. Вертикальные пунктирные линии показывают зону сварного шва. Из рис. 3 видно, что для сплава 1420 значения микротвердости сварного соединения и основного металла близки. В то же время для сплава 1469 микротвердость сварного соединения существенно меньше по сравнению с основным сплавом.

На рис. 4 и 5 представлены фотографии микроструктуры, сделанные с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) в режиме обратнорассеянных электронов.

Приведенные данные наглядно демонстрируют принципиальное различие процесса кристал-

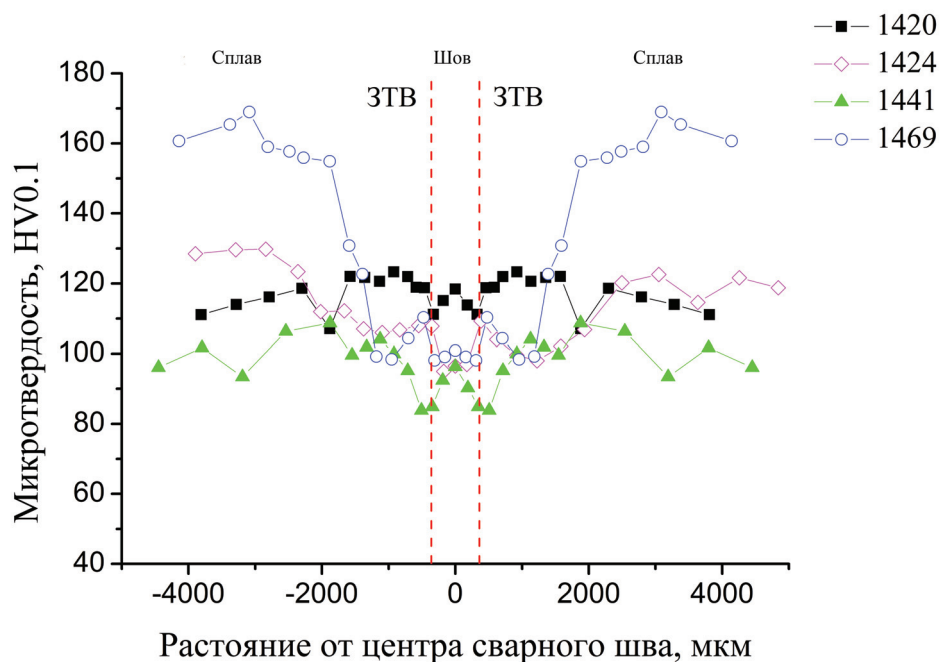


Рис. 3. Изменение микротвердости HV0.1 при разных расстояниях от центра сварного соединения

Fig. 3. Change of microhardness HV0.1 at different distances from the center of the welded joint

лизации используемых сплавов, т.е. влияние наличия Cu или Mg на процесс формирования микроструктуры. Внутри металлической матрицы твердого раствора находятся частицы-агрегаты с широким разбросом по размерам от долей микрона до порядка 10 мкм. При оптических измерениях эти агрегаты имеют темный цвет, тогда как электронный микроскоп для всех исследуемых сплавов позволил выделить два типа агрегатов: темные и светлые. Интересно отметить, что эти агрегаты очень часто объединяются в единый агрегат (см., например, рис. 4, исходный сплав 1420). После закалки количество этих агрегатов увеличивалось для всех сплавов. Закалка и старение приводили к некоторому их уменьшению. Для сплавов 1420 и 1424 (система Al-Mg-Li) термическая обработка приводила к появлению четкой дендритной структуры, причем агрегаты присутствуют как внутри дендрита, так и явно выражена их локализация на границах дендритных зерен, что приводит к контрастному выделению этих зерен как при оптическом (см. рис. 2), так и при электронном (см. рис. 4) методе наблюдения. Для сплавов 1441 и 1469, для которых характерно присутствие меди, такой локализации не наблюдается.

В процессе сварки в сварочной ванне расплава происходило полное разрушение исходной структуры материала, и при кристаллизации формировалась типичная зеренная структура.

В сварном шве для всех исследуемых алюминиевых сплавов количество темных агрегатов резко возрастало, что подтверждают оптические и электронные измерения (см. рис. 2 и 5). Эти агрегаты преимущественно располагаются на границах дендритных зерен, делая их очень контрастными. Характерный размер агрегатов около 1 мкм.

Принципиальным моментом является различие влияния термической обработки на микроструктуру сварного шва (рис. 2 и 5). При легировании Mg (сплавы 1420 и 1424) после закалки и закалки со старением наблюдается уменьшение количества темных агрегатов, однако их оказывается достаточно для четкого выделения дендритных зерен. При сварке сплавов, легированных Cu (сплавы 1441 и 1469), ситуация существенно изменяется. Структуры в виде дендритных зерен, четко присутствующие в сварном шве, исчезают при проведении закалки. Это фиксируется как оптическими, так и электронными наблюдениями. Количество темных агрегатов резко уменьшается.

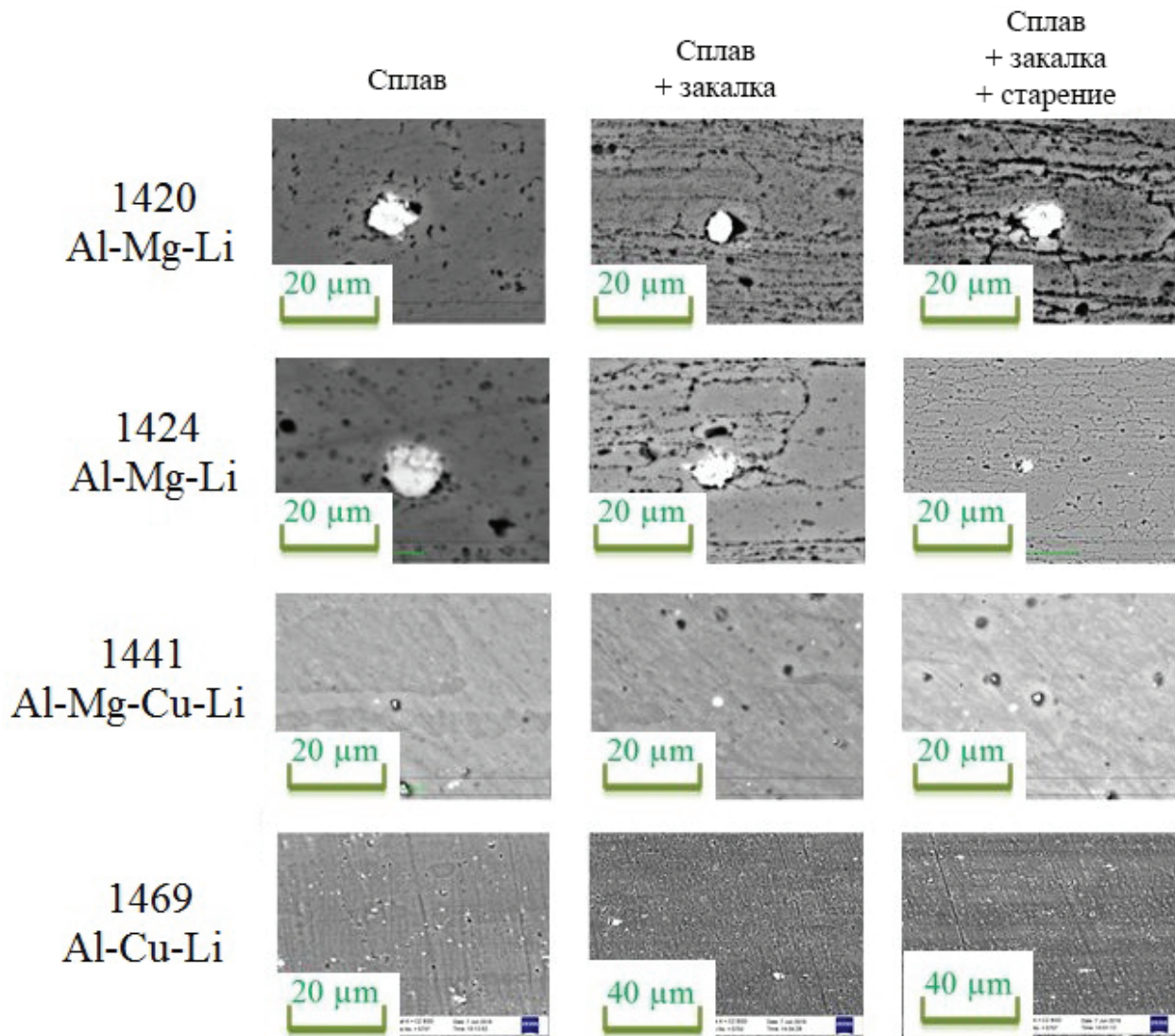


Рис. 4. Изображения микроструктуры исходного сплава при различном термическом воздействии, полученные с помощью РЭМ

Fig. 4. SEM images of the microstructure of the base alloys under different thermal effects

Контроль химического состава показал, что светлые агрегаты как в исходных сплавах, так и в швах значительно обогащены различными легирующими элементами, особенно редкоземельными. Их концентрация возрастает (преимущественно в швах) по сравнению с твердым раствором в 10...1000 раз. Например, в шве сплава 1420 в светлом агрегате концентрация по весу циркония достигала 27 %, магния 1,56 %, в то время как в твердом растворе сварного шва Zr не регистрировался (в исходном сплаве составлял 0,01 %), а концентрация Mg – 5,5 % (рис. 6).

В светлом агрегате шва сплава 1469 зарегистрированы: Sc (6,6 %), Zr (21 %) и Cu (1,28 %), тогда как в твердом растворе сварного шва зафиксирована кроме Al только Cu (1,56 %), рис. 7.

Темные агрегаты имеют принципиально другой состав. Для сплавов системы Al-Mg-Li содержание основных легирующих элементов близко к твердому раствору. Так, например, в шве сплава 1420 зарегистрированы только Al и Mg с концентрацией по весу 3,38...4,06 %. Интересно отметить, что регистрируемый состав темных агрегатов и твердого раствора в шве для сплавов 1420 и 1424 близкий. В то же время они по-разному выглядят как при оптических, так и электронных измерениях. Вероятно, это обусловлено различием фазового состава.

Темные агрегаты систем, содержащих Cu, характеризуются повышенным содержанием основных легирующих элементов. Например, в темном агрегате шва сплава 1441 регистри-

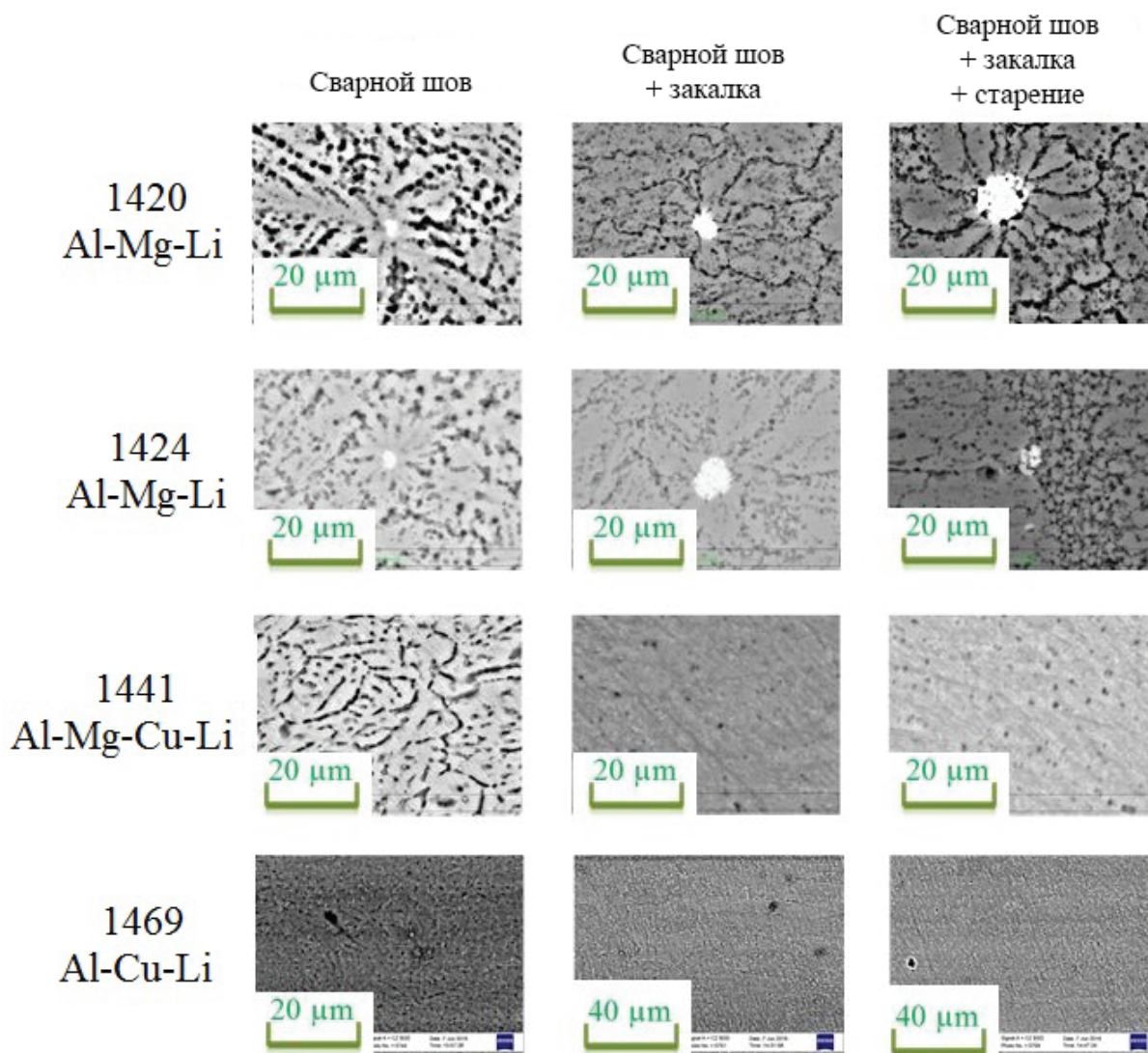


Рис. 5. Изображения микроструктуры сварного шва исследуемых сплавов при различном термическом воздействии, полученные с помощью РЭМ

Fig. 5. SEM images of the microstructure of the welded joint of the investigated alloys under different thermal effects

ровано повышенное содержание Cu (7,2 %), в то же время содержание Mg (0,56 %), а в шве сплава 1469 в темном агрегате зарегистрирована концентрация Cu (57 %). После термической обработки количество темных агрегатов уменьшается, однако и состав в пределах экспериментального разброса не изменяется. Процессы концентрации легирующих элементов в различных агрегатах, количество которых резко возросло в сварном шве, приводило к обеднению этими элементами твердого раствора сплавов системы Al-Cu-Li.

Для систем Al-Mg-Li и Al-Mg-Cu-Li снижение Mg было незначительно, т. е. для сплава 1420 концентрация Mg в твердом растворе шва составляла 5,3 % (исходный сплав – Mg

(5,8...6,2 %) и в сплаве 1424 изменялась в интервале 2,8...4,3 % (исходный сплав – Mg (5,4 %)). Для сплава 1469 (Al-Cu-Li) в твердом растворе сварного шва зарегистрировано снижение концентрации меди в два раза, которое восстанавливалось после проведения термической обработки закалки и старения.

В сплавах системы Al-Mg-Li могут образовываться следующие фазы: δ (AlLi); метастабильная фаза δ' (Al₃Li), являющаяся упрочняющей фазой; равновесная S1 фаза (Al₂MgLi); β (Al₃Mg₂). Исследуются структурные изменения данных фаз от различных видов термообработки. При этом характерные размеры S1 – сотни нанометров, а δ' – десятки нанометров.

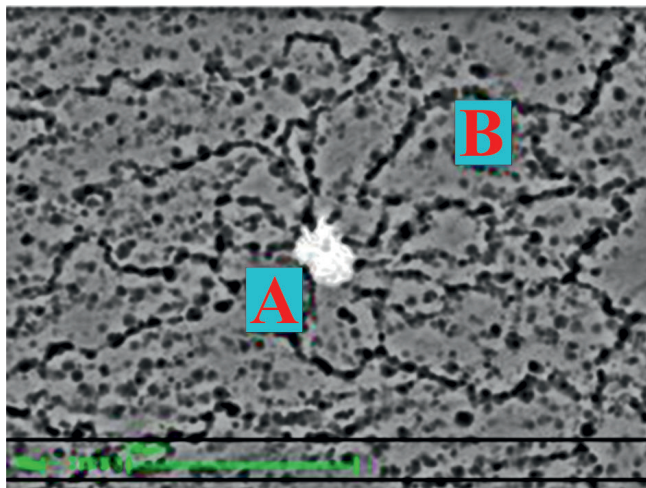


Рис. 6. Изображение, полученное с помощью РЭМ: светлый агрегат (А), твердый раствор сварного шва (В) сплава 1420

Fig. 6. SEM image: light aggregate (A), weld joint solid solution (B) of the alloy 1420

В сплавах системы Al-Cu-Li: основные фазы θ (Al_2Cu), T1 (Al_2CuLi), δ' -фаза (Al_3Li), но при содержании меди более 3,5 % в сплаве δ' -фаза (Al_3Li) едва образуется. Добавление в алюминиевые сплавы редкоземельных элементов (Sc, Zr, Ag) приводит к образованию других фаз, в частности, β' -фазы (Al_3Zr); W-фазы (сформированную элементами Al, Cu и Sc); Ω -фазы (сформированную элементами Mg и Ag); $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ фазы; фазы Al_3Sc . Причем стоит заметить, что данные фазы влияют на прочностные свойства, твердость алюминиевых сплавов и меняют свою структуру в зависимости от различных видов термообработки.

В сварных швах сплавов системы Al-Mg-Li и Al-Cu-Mg-Li отсутствует диффузионная агломерация магния по границам дендритных зерен.

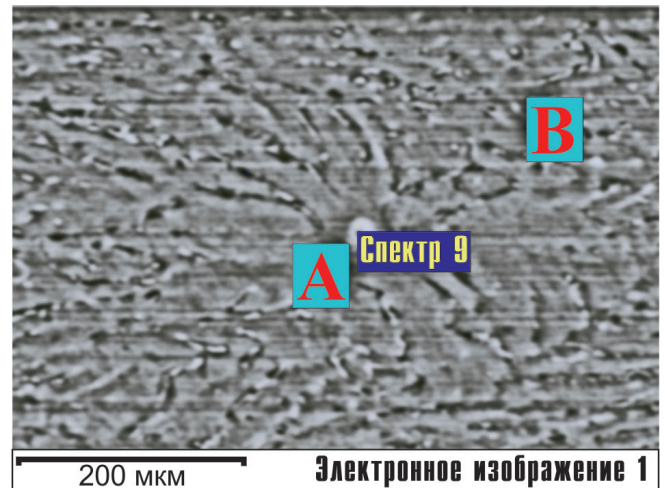


Рис. 7. Изображение, полученное с помощью РЭМ: светлый агрегат (А); твердый раствор сварного шва (В) сплава 1469

Fig. 7. SEM image: light aggregate (A), weld joint solid solution (B) of the alloy 1469

В то же время наблюдается диффузионная агломерация меди по границам дендритных зерен для сплавов системы Al-Cu-Mg-Li и особенно для сплава Al-Cu-Li с повышенным содержанием Cu, где зарегистрировано снижение концентрации меди в два раза в твердом растворе.

Это, возможно, объясняет, что прочность сварного соединения для алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Li составляет 0,8 от прочности основного сплава, а для системы Al-Cu-Li – 0,55 без постобработки сварного шва (табл. 2).

В табл. 2 приведены механические характеристики для всех исследуемых сплавов, сварных швов и сварных швов после полной термообработки, где σ_B – прочность на разрыв; δ – относительное удлинение. Для каждой серии испытывалось минимум пять образцов.

Таблица 2

Table 2

Механические характеристики исследуемых сплавов

Mechanical characteristics of the investigated alloys

Зона измерения	Сплав 1420 (Al-Mg-Li)		Сплав 1424 (Al-Mg-Li)		Сплав 1441 (Al-Cu-Mg-Li)		Сплав 1469 (Al-Cu-Li)	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Основной сплав	450	9,0	463	8,6	435	11,0	557	10,2
Сварной шов	342	2,5	376	2,4	303	1,0	306	3,1
Сварной шов после ТО	410	4	438	13,3	410	8,2	440	11,7

Однако максимальные прочностные свойства сплавов системы Al-Mg-Li и Al-Cu-Li зависят от концентрации различных фаз, имеющих характерные размеры от 2...30 до 100 нм. Вероятно, для восстановления концентрации данных фаз для сварного шва и тем самым повышения прочностных свойств по сравнению с исходными сплавами необходима оптимизация времени и режимов термообработки. Контроль данных фаз следует осуществлять методами просвечивающей микроскопии и рентгеновской дифракцией.

Выводы

Таким образом, проведено комплексное исследование микроструктуры и спектрального анализа сварного шва современных высокопрочных Al-Li сплавов с различными легирующими элементами. Показано существенное изменение их свойств при добавлении Mg или Cu в сплав. В частности, сплавы 1420 и 1424 (системы Al-Mg-Li) сохраняют дендритную структуру после термической обработки (закалки и старения). Для системы Al-Cu-Li в сварном шве характерно формирование мощной дендритной структуры, на границе зерен которой скапливается большое количество темных частиц – агрегатов. Термическая обработка образцов коренным образом изменяет микроструктуру. Четкая дендритная структура, возникающая в сварном шве при затвердевании расплава, после последующей закалки и старения становится слабо выраженной с размытыми границами. Происходит существенное уменьшение количества частиц, которые преимущественно располагались на границе зерен и делали их более контрастными.

С помощью электронной микроскопии обнаружены два типа агрегатов, имеющих принципиально различный химический состав. В одних – с относительно малой концентрацией и размерами до 10 мкм – наблюдается существенное превышение количества редкоземельных элементов, прежде всего Zr и Sc. В других агрегатах, большинство из которых локализуется на границах дендритных зерен, для сплавов 1420 и 1424 химический состав близок к составу твердого раствора, тогда как для сплавов 1441 и 1469 (содержащих Cu) в темных агрегатах наблюдается повышенное содержание меди.

Прочность сварных соединений после полной термообработки составила по отношению к основному сплаву: 0,91 – для сплава 1420 (Al-Mg-Li), 0,95 – для сплава 1424 (Al-Mg-Li), 0,94 – для сплава 1441 (Al-Cu-Mg-Li), 0,8 – для сплава 1469 (Al-Cu-Li).

Таким образом, применение комплексного метода получения неразъемных соединений, включающего как лазерную сварку, так и термическую обработку образцов, позволило впервые выявить их принципиальные особенности и отличие процессов кристаллизации систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li.

Список литературы

1. Prasad N., Gokhale A., Wanhill R. Aluminum–lithium alloys: processing, properties, and applications. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013. – 608 p.
2. Структура и свойства листов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 / Ю.Ю. Ключкова, Г.Г. Ключков, В.А. Романенко, В.И. Попов // Авиационные материалы и технологии. – 2015. – № 4. – С. 3–8. – doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-3-8.
3. Thermally stable aluminum-lithium alloy 1424 for application in welded fuselage / I. Fridlyander, L. Khokhlatova, L. Khokhlatova, N. Kolobnev, K. Rendiks, G. Tempus // Metal Science and Heat Treatment. – 2002. – Vol. 44. – P. 3–8. – doi: 10.1023/A:1015359900319.
4. Rioja R.J., Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 43. – P. 3325–3337. – doi: 10.1007/s11661-012-1155-z.
5. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // Materials and Design. – 2014. – Vol. 56. – P. 862–871. – doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.002.
6. Ber L.B., Teleshov V.V., Ukolova O.G. Phase composition and mechanical properties of wrought aluminum alloys of the system Al-Cu-Mg-Ag-Xi // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50. – P. 220–227. – doi: 10.1007/s11041-008-9055-y.
7. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of over-aging on the microstructural evolution in an Al-Cu-Mg-Ag alloy during ECAP at 300°C // Journal of Alloys and Compounds. – 2012. – Vol. 527. – P. 163–175. – doi: 10.1016/j.jallcom.2012.02.144.
8. Solidification behaviour and the effects of homogenisation on the structure of an Al-Cu-Mg-Ag-Sc alloy / M. Gazizov, V. Teleshov, V. Zakharov, R. Kaibyshev // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. – Vol. 509. – P. 9497–9507. – doi: 10.1016/j.jallcom.2011.07.050.

9. *Gazizov M., Kaibyshev R.* Kinetics and fracture behavior under cycle loading of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – P. 725–734. – doi: 10.1134/S0031918X16050069.
10. Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum-lithium alloy aircraft fuselage panels: effects of filler elements on microstructure and mechanical properties / B. Han, W. Tao, Y. Chen, H. Li // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 93. – P. 99–108. – doi: 10.1016/j.optlastec.2017.02.004.
11. *Zhang X., Yang W., Xiao R.* Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al–Li alloy 2060 with Al–Mg filler wire // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 446–450. – doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.144.
12. Effect of heat treatment of the mechanical properties and corrosion resistance of welded joints in high-strength aluminium–lithium alloys / V.I. Lukin, E.N. Ioda, M.D. Panteleev, A.A. Skupov, M.A. Fomina, V.V. Ovchinnikov // *Welding International*. – 2017. – Vol. 31. – P. 477–480. – doi: 10.1080/09507116.2016.1268767.
13. *Rongshi X., Xinyi Z.* Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2014. – Vol. 16. – P. 166–175. – doi: 10.1016/j.jmapro.2013.10.005.
14. Laser beam welding of hard to weld al alloys for a regional aircraft fuselage design – first results / D. Dittrich, J. Standfuss, J. Liebscher, B. Brenner, E. Beyer // *Physics Procedia*. – 2011. – Vol. 12. – P. 113–122. – doi: 10.1016/j.phpro.2011.03.015.
15. *Drits A.M., Ovchinnikov V.V.* Weldability and properties of welds of high-strength aluminum alloys of the Al–Cu–Li system // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2012. – Vol. 53. – P. 445–449. – doi: 10.1007/s11041-012-9413-7.
16. *Harpreet S., Rajiv S.M.* Aging kinetics of friction stir welded Al–Cu–Li–Mg–Ag and Al–Cu–Li–Mg alloys // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 60–71. – doi: 10.1016/j.matdes.2016.07.126.
17. A weldability study of Al–Cu–Li 2198 alloy / V. Calogero, G. Costanza, S. Missori, A. Sili, M.E. Tata // *Metallurgist*. – 2014. – Vol. 57. – P. 1134–1141. – doi: 10.1007/s11015-014-9858-6.
18. Investigation of the technology of laser welding of aluminum alloy 1424 / B.D. Annin, V.M. Fomin, V.V. Antipov, E.N. Ioda, E.V. Karpov, A.G. Malikov, A.M. Orishich, A.N. Cherepanov // *Doklady Physics*. – 2015. – Vol. 60. – P. 533–538. – doi: 10.1134/S1028335815120010.
19. Комплексное исследование лазерной сварки высокопрочного сплава В-1469 / Б.Д. Аннин, В.М. Фомин, Е.В. Карпов, А.Г. Маликов, А.М. Оришич // *Авиационные материалы и технологии*. – 2016. – № 3. – С. 9–16. – doi: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-9-16.
20. Laser welding of high-strength aluminium–lithium alloys with a filler wire / I.N. Shiganov, A.A. Kholopov, A.V. Trushnikov, E.N. Ioda, M.D. Panteleev, A.A. Skupov // *Welding International*. – 2017. – Vol. 31. – P. 481–486. – doi: 10.1080/09507116.2016.1268768.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



Investigation of the Microstructure of High-Strength Laser Welded Joints of Aluminum-Lithium Aeronautical Alloys

Alexander Golyshev^{a,*}, Alexander Malikov^b, Anatoly Orishich^c

Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>,  alexgol@itam.nsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>,  smalik@ngs.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-0551-0213>,  laser@itam.nsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 January 2018

Revised: 05 March 2018

Accepted: 17 March 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Laser welding

Aluminum-lithium alloys

Heat treatment

Microstructure

Chemical composition

Microhardness

Funding:

This work is supported by the Russian Science Foundation No.17-79-20139 «Development of R&D bases to create high-strength welded joints of aluminum-lithium alloys by the laser welding method».

ABSTRACT

Introduction. The development of the aeronautical and aerospace industry is associated with up-to-date high-strength aluminum alloys used in constructions and parts. Aluminum-lithium alloys of the Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li systems are preferable due to its low density in response to the lithium addition. Civil wide-body aircrafts are made with the aid of two technologies: part riveting that includes about a million of rivets, and the progressive laser welding technology. It should be noted that today, the riveting technology is worse than the laser one, because the latter provides higher efficiency and performance, full automation, multi-purpose character and environmental friendliness. However the strength of the weld joints without post-processing is still low. **The aim of the work** is to perform the experimental comparison of the laser welding of high-strength aluminum-lithium alloys (the Al-Cu-Li and Al-Mg-Li systems) followed by the postheat treatment (quenching and quenching with ageing), in order to get the high-strength weld joint. The performance of the effect of alloying elements in the aluminum alloys on the microstructure and mechanical characteristics is also the aim of the work. **Results And Discussion.** The microstructural analysis is carried out, the chemical composition of the weld joints in the aluminum-lithium alloys is determined. It is shown that the properties of the weld joint change essentially when Mg or Cu are added into the alloy. For the alloys 1420 and 1424 (the Al-Mg-Li system), heat treatment results in the well-defined dendritic structure, and the aggregates exist both inside the dendrite, and on the borders of dendritic grains (localized evidently). For the alloys 1441 and 1469, which feature is copper, such localization is not observed. Two types of aggregates with fundamentally different chemical compositions are found by means of the electronic microscopy. The first type, with relatively low concentration and size below 10 μm, is characterized by the presence of essentially excessive rare-earth elements, Zr and Sc above all. The chemical composition of the second type of aggregates, most part of which is localized on the dendrite grain boundaries (alloys 1420 and 1424), is close to the solid solution composition, whereas in the alloys 1441 and 1469 (with Cu), there are dark aggregates with increased amount of copper. It is found that utilization of the complex method of fixed joining which includes both laser welding and postheat treatment of samples, made it possible to reveal for the first time a fundamental difference in the processes of crystallization of the Al-Mg-Li and Al-Cu-Li systems. The strength of the laser-welded joints after the full heat treatment reaches 0.91 of the basic alloy 1420 (Al-Mg-Li) strength (the alloy, 0.95 for 1424 (Al-Mg-Li), 0.94 for 1441 (Al-Cu-Mg-Li), 0.8 for 1469 (Al-Cu-Li).

For citation: Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Investigation of the microstructure of high-strength laser welded joints of aluminum-lithium aeronautical alloys. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 50–62. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62. (In Russian).

References

1. Prasad N., Gokhale A., Wanhill R. *Aluminum–lithium alloys: processing, properties, and applications*. Oxford, Butterworth-Heinemann, 2013. 608 p.
2. Klochkova Y.Y., Klochkov G.G., Romanenko V.A., Popov V.I. Struktura i svoistva listov iz vysokoprochnogo aluminii-litievogo splava V-1469 [Structure and properties of sheets from high-strength aluminum-lithium

* Corresponding author

Golyshev Alexander A., Ph.D. (Physics and Mathematics), Researcher
 Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS,
 4/1 Institutskaya str.,
 630090, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: +7-923-252-00-12, e-mail: alexgol@itam.nsc.ru

alloy V-1469]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2015, no. 4, pp. 3–8. doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-3-8.

3. Fridlyander I., Khokhlatova L., Khokhlatova L., Kolobnev N., Rendiks K., Tempus G. Thermally stable aluminum-lithium alloy 1424 for application in welded fuselage. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, vol. 44, pp. 3–8. doi: 10.1023/A:1015359900319.

4. Rioja R.J., Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43, pp. 3325–3337. doi: 10.1007/s11661-012-1155-z.

5. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Materials and Design*, 2014, vol. 56, pp. 862–871. doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.002.

6. Ber L.B., Teleshov V.V., Ukolova O.G. Phase composition and mechanical properties of wrought aluminum alloys of the system Al-Cu-Mg-Ag-Xi. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, pp. 220–227. doi: 10.1007/s11041-008-9055-y.

7. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of over-aging on the microstructural evolution in an Al–Cu–Mg–Ag alloy during ECAP at 300 °C. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, vol. 527, pp. 163–175. doi: 10.1016/j.jallcom.2012.02.144.

8. Gazizov M., Teleshov V., Zakharov V., Kaibyshev R. Solidification behaviour and the effects of homogenisation on the structure of an Al–Cu–Mg–Ag–Sc alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, pp. 9497–9507. doi: 10.1016/j.jallcom.2011.07.050.

9. Gazizov M., Kaibyshev R. Kinetics and fracture behavior under cycle loading of an Al–Cu–Mg–Ag alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, pp. 725–734. doi: 10.1134/S0031918X16050069.

10. Han B., Tao W., Chen Y., Li H. Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum-lithium alloy aircraft fuselage panels: effects of filler elements on microstructure and mechanical properties. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 93, pp. 99–108. doi: 10.1016/j.optlastec.2017.02.004.

11. Zhang X., Yang W., Xiao R. Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al–Li alloy 2060 with Al–Mg filler wire. *Materials and Design*, 2015, vol. 88, pp. 446–450. doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.144.

12. Lukin V.I., Ioda E.N., Panteleev M.D., Skupov A.A., Fomina M.A., Ovchinnikov V.V. Effect of heat treatment of the mechanical properties and corrosion resistance of welded joints in high-strength aluminium–lithium alloys. *Welding International*, 2017, vol. 31, pp. 477–480. doi: 10.1080/09507116.2016.1268767.

13. Rongshi X., Xinyi Z. Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, vol. 16, pp. 166–175. doi: 10.1016/j.jmapro.2013.10.005.

14. Dittrich D., Standfuss J., Liebscher J., Brenner B., Beyer E. Laser beam welding of hard to weld Al alloys for a regional aircraft fuselage design – first results. *Physics Procedia*, 2011, vol. 12, pp. 113–122. doi: 10.1016/j.phpro.2011.03.015.

15. Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Weldability and properties of welds of high-strength aluminum alloys of the Al-Cu-Li system. *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, vol. 53, pp. 445–449. doi: 10.1007/s11041-012-9413-7.

16. Harpreet S., Rajiv S.M. Aging kinetics of friction stir welded Al-Cu-Li-Mg-Ag and Al-Cu-Li-Mg alloys. *Materials and Design*, 2016, vol. 110, pp. 60–71. doi: 10.1016/j.matdes.2016.07.126.

17. Calogero V., Costanza G., Missori S., Sili A., Tata M.E. A weldability study of Al–Cu–Li 2198 alloy. *Metallurgist*, 2014, vol. 57, pp. 1134–1141. doi: 10.1007/s11015-014-9858-6.

18. Annin B.D., Fomin V.M., Antipov V.V., Ioda E.N., Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Cherepanov A.N. Investigation of the technology of laser welding of aluminum alloy 1424. *Doklady Physics*, 2015, vol. 60, pp. 533–538. doi: 10.1134/S1028335815120010.

19. Annin B.D., Fomin V.M., Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M. Kompleksnoe issledovanie lazernoi svarki vysokoprochnogo splava V-1469 [Complex research of laser welding of high-strength alloy V-1469]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2016, no. 3, pp. 9–16. doi: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-9-16.

20. Shiganov I.N., Kholopov A.A., Trushnikov A.V., Ioda E.N., Panteleev M.D., Skupov A.A. Laser welding of high-strength aluminium–lithium alloys with a filler wire. *Welding International*, 2017, vol. 31, pp. 481–486. doi: 10.1080/09507116.2016.1268768.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Об участии водорода в формировании свойств заэвтектических сплавов Al-Si

Владимир Афанасьев^a, Марина Попова^{b,*}, Марина Малюх^c, Светлана Долгова^d

Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-0178-5471>, in_afanaseva@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-8010-9134>, m.popova@rdtc.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-2299-9292>, starostina_ma1976@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8044-196X>, sv_dolgov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.715'788.017

История статьи:

Поступила: 02 февраля 2018

Рецензирование: 26 февраля 2018

Принята к печати: 17 марта 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Сплавы Al-Si

Водород

Кристаллы первичного кремния

Кристаллизация

Деформация

Температурный коэффициент

линейного расширения

АННОТАЦИЯ

Введение. Алюминиевые сплавы специального назначения характеризуются определенным сочетанием механических, физических и химических свойств, что обусловлено эксплуатацией в строго определенных условиях. При разработке новых материалов с улучшенными технологическими свойствами большое внимание уделяется сплавам системы Al-Si заэвтектической концентрации. Известно, что комбинированные модифицирующие вещества, состоящие из двух и более компонентов, по эффективности превосходят каждый компонент в отдельности. Существует много способов модифицирования таких сплавов с целью измельчения первичных кристаллов кремния и эвтектики. Большинство известных технологий не нашли широкого применения на практике, поэтому разработка способа модифицирования расплава водородосодержащими соединениями остается актуальной темой. **Цель работы:** создание технологичного способа обработки расплава, предусматривающего увеличение содержания водорода, для модифицирования структуры в литом состоянии и получения деформированных сплавов Al–15...30% Si с улучшенными физико-механическими свойствами. **В работе исследованы** параметры микроструктуры в литом состоянии и после горячей пластической деформации, а также механические характеристики модифицированных сплавов. Проведено изучение микроструктуры полученных сплавов. **Методами исследования** являются дилатометрические испытания, механические испытания на статическое растяжение, а также металлографический анализ исследуемых сплавов. **Результаты и обсуждение.** Разработан новый способ модифицирования, позволяющий резко уменьшить размер первичных кристаллов кремнистой фазы, вследствие чего значительно повышаются механические свойства высококремнистых сплавов и их деформируемость. Применение предложенного способа позволяет получить структуру эвтектического типа в заэвтектических сплавах Al-Si. Благодаря получению модифицированной структуры, характеризующейся повышенной степенью дисперсности составляющих, резкому уменьшению размеров первичных кристаллов хрупкой кремнистой фазы и благоприятному изменению их формы, стала возможной пластическая деформация исследуемых сплавов. Установлено, что горячая деформация оказывает положительное влияние на механические свойства сплавов Al-Si, особенно на их пластичность. Показано, что комплекс физико-механических свойств деформированных полуфабрикатов превышает даже свойства спеченных алюминиевых сплавов.

Для цитирования: Об участии водорода в формировании свойств заэвтектических сплавов Al-Si / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Малюх, С.В. Долгова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 63–74. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74.

Введение

Развитие современной аэрокосмической промышленности требует создания новых легких металлических материалов, которые обеспечат большую весовую отдачу деталей и стабильность

размеров [1]. При разработке таких материалов особое внимание уделяется заэвтектическим сплавам системы Al-Si. Основным преимуществом, определяющим перспективность их использования, является благоприятное сочетание малого удельного веса, низкого температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) и высокой износостойкости. Основной недостаток заэвтектических сплавов Al-Si – низкие механические свойства, которые контролируются количеством, размерами и характером распределения

*Адрес для переписки

Попова Марина Владимировна, д.т.н., профессор
 Сибирский государственный индустриальный университет
 ул. Кирова, 42,
 654007, г. Новокузнецк, Россия
 Тел.: 8 (384) 346-32-91, e-mail: m.popova@rdtc.ru

кристаллов первичного кремния (КПК) и наличием грубой эвтектики.

Важнейшим методом повышения свойств сплавов Al-Si является легирование. Известно, что помимо основных легирующих элементов на структуру и свойства сплавов оказывают влияние примеси, попадающие в расплав на различных стадиях их получения. Имеется много научных публикаций, подтверждающих активное участие водорода в формировании структуры и технологических свойств алюминиевых сплавов, получаемых различными способами [2–6]. Водород взаимодействует с алюминиевыми сплавами на всех этапах их выплавки [7]. Авторами [8] отмечается, что алюминий насыщается водородом в процессе электролиза криолито-глиноземного расплава, осаждаясь вместе с металлом на катоде. Содержание водорода зависит от чистоты и вида шихты, а также условий ее хранения. Степень наводороживания расплава зависит от влажности атмосферы печи, от площади зеркала расплава, а также от температуры и времени выплавки сплава. Один из источников попадания водорода в расплав – печная атмосфера. Кроме того, водород попадает в расплав из атмосферы печи за счет адсорбционных процессов, которые можно регулировать изменением площади зеркала расплава путем оптимального выбора плавильной печи. Большое значение имеет содержание воды в солях, применяемых для модифицирования, и влажность форм, в которые осуществляется заливка [9].

Исследования многих авторов показывают, что водород оказывает значительное влияние на развитие пористости и за счет этого может снижать механические свойства [10, 11]. Однако необходимо понимать, что механические свойства снижает только водород, перешедший в молекулярную форму, а атомарный диффузионно-подвижный водород не вызывает образования пористости. Есть сведения о возможности упрочнения сплавов за счет увеличения содержания в них водорода [12, 13].

В публикациях неоднократно отмечается, что важное значение имеют условия кристаллизации сплавов Al-Si. В работах [14–17] убедительно показано, что высокие скорости кристаллизации способствуют улучшению микроструктуры и благоприятно влияют на физико-механические свойства исследуемых сплавов. Кроме того,

алюминиевые сплавы, полученные с высокими скоростями кристаллизации, могут быть использованы в качестве сплавов – накопителей водорода [18].

Обзор публикаций по проблеме исследования позволяет утверждать, что водород может оказывать значительное влияние на механические и физические свойства сплавов системы Al-Si, однако его использование для повышения свойств сплавов, содержащих более 15 %Si, изучено недостаточно. В частности, имеется мало сведений о влиянии пластической деформации на свойства высококремнистых силуминов, в основном проводятся исследования режимов деформации и свойств деформированных сплавов околоэвтектического состава, дополнительно легированных медью, магнием, титаном, цирконием [19–21].

Для обеспечения необходимого комплекса свойств нами ранее были разработаны многочисленные способы модифицирования сплавов системы Al-Si водородосодержащими веществами [22, 23], однако не было показано, как эти способы влияют на способность к пластической деформации сплавов алюминия с 15...30 % кремния.

Цель настоящего исследования – создание технологичного способа обработки расплава, предусматривающего увеличение содержания водорода, для модифицирования структуры в литом состоянии и получения деформированных сплавов Al – 15...30 % Si с улучшенными свойствами.

Методика исследований

Для выплавки сплавов использовали технически чистые металлы и лигатуры. Для приготовления сплавов применяли закрытые лабораторные печи типа СШОЛ и печи шахтного типа с нагревателями из карбида кремния.

В зависимости от назначения вес плавки составлял 0,5...5 кг. Рабочие температуры – от 600 до 1400 °С. Для устранения действия побочных факторов при температурах расплава выше 750...800 °С использовали алуновы тигли.

Для изменения структуры и свойств отливок использовали различные виды обработки расплава, в том числе проводили наводороживание

расплава путем введения гидрида лития и выстаивания в атмосфере водяного пара.

Модифицирование фосфористой медью в количестве 0,1...0,2 % от массы расплава осуществляли при 1000 °С. Комплексное модифицирование расплава фосфористой медью и гидридом лития в количестве 0,1 % от массы расплава проводили при температуре 850...900 °С. Сначала вводили фосфористую медь, затем расплав обрабатывали гидридом лития. Однако введение его в расплав сопровождалось пироэффектами, а также выбросами металла, вероятность и интенсивность которых возрастают при повышении температуры расплава.

Наиболее технологично наводороживание расплава за счет выстаивания его в атмосфере водяного пара, которое осуществляли следующим образом. В закрытую печь через фарфоровую трубку на поверхность расплава каплями подавалась вода. При попадании на поверхность жидкого металла вода превращалась в пар, водяной пар разлагался по реакции $H_2O \rightarrow 2H + O$, что приводило к насыщению расплава водородом. Влажность пара составляла 100...200 г/см³ при нормальном давлении, поэтому наводороживание расплава определялось его температурой и временем обработки. Использование предложенной методики при обычных температурах плавки (до 1000 °С) позволяет изменять содержание водорода в отливках, залитых в кокиль от 0,1 до 10 см³/100 г металла. Для исследований был выбран режим выстаивания в атмосфере водяного пара при 920 °С в течение 15...45 мин.

После обработки расплав выдерживали в течение 10...15 мин и заливали в холодный алюминиевый кокиль (скорость охлаждения ~10...30 °С/с). Контроль температуры расплава проводили термомпарами: в интервале 600...1100 °С хромель-алюмелевой, а в интервале 1100...1400 °С вольфрам-рениевой.

Пластическую деформацию изучаемых сплавов осуществляли свободной ковкой и прокаткой. Прокатку проводили на лабораторном одно-клетьевом двухвалковом реверсивном стане с диаметром валков 130 мм и скоростью прокатки 0,5 м/с. Привод движения осуществляли на нижний валок с передачей вращения на верхний валок шестеренной парой. Степень обжатия регулировали нажимным устройством. Мощность двигателя стана составляла 20 кВт. Образцы на-

гревали до температуры 500...550 °С. Обжатие за проход, количество проходов и суммарное обжатие изменялось в зависимости от структуры и свойств сплавов. Исходная толщина заготовок составляла 15...30 мм, конечная 1...3 мм. Конечная степень деформации проката составляла: 94, 91 и 89 % для сплавов алюминия с 15, 20 и 30 % Si соответственно.

Ковку выполняли на пневматическом молоте с массой падающих частей 150 кг. Нагретые до указанных температур слитки протягивали со степенью вытяжки 4 и 16, что соответствовало деформации 75 и 94 %.

Термическая обработка сплавов, проводимая на разных этапах эксперимента, включала в себя смягчающий отжиг литых заготовок, нагрев под деформацию и промежуточный отжиг, а также отжиг деформированных образцов. Температура нагрева при отжиге и деформации сплавов была примерно одинаковой и составляла 500...530 °С. Нагрев образцов осуществляли в печах типа СНОЛ. Температуру контролировали с помощью термомпары хромель-алюмель.

Микроструктуру сплавов изучали в литом состоянии и после пластической деформации. Для изучения литой структуры отрезали темплет от донной части слитков, на котором готовился шлиф. Структуру деформированных полуфабрикатов изучали на шлифах, вырезанных как вдоль, так и поперек направления деформации.

Изучение микроструктуры сплавов проводилось с помощью оптического микроскопа *OLYMPUS GX-51*.

Содержание атомарного водорода определяли на лабораторной установке В-1 методом вакуум-нагрева в соответствии с ГОСТ 21132.1-98. Алюминий и сплавы алюминиевые. Метод определения водорода в твердом металле вакуум-нагревом. Метод основан на экстракции водорода из анализируемого металла, нагретого ниже температуры плавления, в диапазоне 500...600 °С, в вакууме при остаточном давлении $(6,65...9,31) \cdot 10^{-5}$ Па. Установка позволяет определять содержание водорода с точностью до 0,15 см³/100 г металла.

Испытания на статическое растяжение при обычной температуре проводили на разрывной машине УММ-5 по ГОСТ 1497-84. Для испытаний использовали образцы с рабочей частью в виде цилиндра или стержня с прямоугольным

сечением (плоские образцы). Из деформированных заготовок образцы вырезали вдоль направления деформации. По каждому режиму проводили испытания на трех образцах. При этом суммарная погрешность определения предела прочности не превышала ± 3 МПа, относительного удлинения $\pm 0,1$ %.

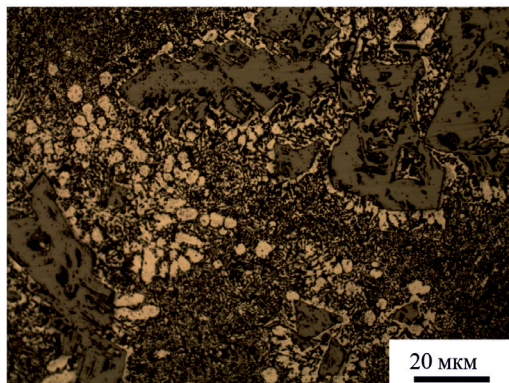
Тепловое расширение сплавов изучали с помощью фоторегистрирующего дифференциального оптического dilatометра системы Шевенара в интервале температур 20...450 °С. ТКЛР рассчитывали методом касательных. Суммарная погрешность его определения составляла $\pm 0,16 \cdot 10^{-6}$ 1/°С.

Результаты и их обсуждение

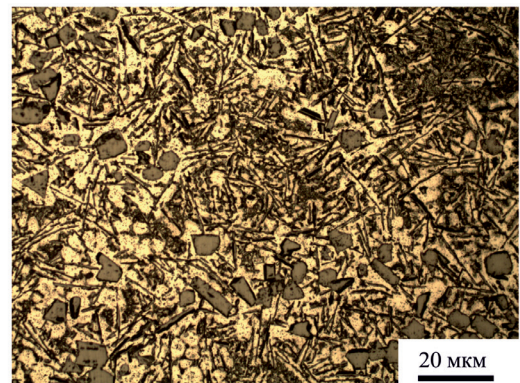
При исследовании влияния модифицирования на структуру и свойства сплавов, содержащих 15...30 % Si, было установлено, что при

обработке расплава модификаторами, в состав которых входят фосфор- и водородсодержащие вещества, достигается увеличение содержания водорода в слитках и значительное измельчение кристаллов кремнистой фазы. Микроструктура сплавов Al – 20 % Si до и после обработки расплава предложенными выше модификаторами приведена на рис. 1.

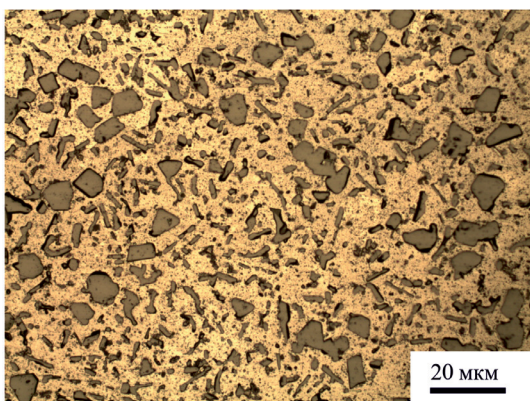
В микроструктуре сплава обычного приготовления присутствуют грубые кристаллы кремнистой фазы неправильной формы и тонкодисперсная эвтектика ($\alpha + \text{Si}$). Из-за неравновесной кристаллизации в структуре имеются дендриты α -твердого раствора, окаймляющие первичные кристаллы кремнистой фазы. В результате обработки расплава широко применяемым в промышленности модификатором Cu_3P в сплаве Al – 20 % Si размер кристаллов кремнистой фазы уменьшается до 50...60 мкм и они приобретают более округлую форму, однако про-



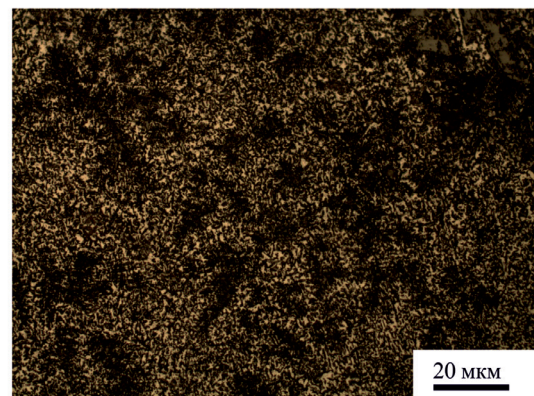
а



б



в



г

Рис. 1. Микроструктура сплава Al – 20 % Si:

обычного приготовления (а); модифицированного Cu_3P (б); модифицированного $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ (в); наводороженного (г)

Fig. 1. The microstructure of the Al – 20 % Si alloy:

traditionally prepared (a); modified by Cu_3P (b); modified by $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ (v); the hydrogen-saturated (g)

исходит огрубление эвтектики. При комплексном модифицировании, которое заключалось в обработке смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$, формируются мелкодисперсные КПК, размер которых не превышает 20 мкм. По сравнению с широко применяемым в промышленности способом обработки расплава Cu_3P применение комплексного модифицирования смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ весьма эффективно: содержание водорода в сплавах увеличивается примерно в два раза, при этом средний размер первичных кристаллов кремния уменьшается примерно в два раза, предельная степень пластической деформации увеличивается в 1,1...1,4 раза.

На рис. 1, *з* представлена микроструктура сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$, наводороженного путем выстаивания в атмосфере водяного пара при 920°C в течение 45 мин. Обработка расплава этим способом позволяет увеличить количество определяемого атомарного водорода до $2,3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла и получить эвтектическую тонкодисперсную структуру, характерную для сплавов $\text{Al} - 10...13\% \text{Si}$.

Механические характеристики сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$, выплавленного без модифицирования, модифицированного Cu_3P , смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ и наводороженного, представлены в табл. 1. Видно, что предел прочности сплавов, подвергнутых обработке путем выстаивания в атмосфере водяного пара, увеличивается в 1,4...1,5 раза по сравнению со сплавом обычного приготовления, а относительное удлинение возрастает в 2...2,5 раза.

Столь существенное увеличение механических свойств обусловлено структурными изменениями.

Благодаря получению модифицированной структуры для сплавов $\text{Al} - 15...30\% \text{Si}$, характеризующейся резким уменьшением размеров КПК и благоприятным изменением строения эвтектики от пластинчатой к глобулярной, стала возможной пластическая деформация исследуемых сплавов.

После проведения пластической деформации, которую осуществляли путем свободнойковки и прокатки, проводили металлографические исследования и механические испытания. Механические характеристики проката определяли также после проведения отжига (500°C в течение 10 ч), который необходим для снятия внутренних напряжений и повышения пластичности.

Микроструктура слитков после деформации показана на рис. 2, *а* механические характеристики – в табл. 2. Можно отметить, что горячая деформация оказывает положительное влияние на механические свойства, особенно на пластичность силуминов. Причиной такого повышения свойств является улучшение структуры при деформации, прежде всего измельчение и сфероидизация КПК и эвтектических частиц кремнистой фазы.

Таким образом, применение разработанного способа модифицирования позволяет повысить деформируемость и механические характеристики заэвтектических сплавов системы $\text{Al}-\text{Si}$ после горячей пластической деформации. При этом

Таблица 1

Table 1

Сравнительные механические свойства сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$
Comparative mechanical properties of the alloy $\text{Al} - 20\% \text{Si}$

Способ приготовления / Method of preparation	Механические характеристики / Mechanical properties		Содержание водорода, $\text{см}^3/100 \text{ г Me}$
	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %	
Без обработки расплава	97	0,8	0,3
Модифицирование расплава 0,1 % Cu_3P	134	1,6	0,7
Модифицирование расплава 0,1 % смеси $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$	147	1,5	1,5
Выстаивание расплава в атмосфере водяного пара	145	2,0	2,3

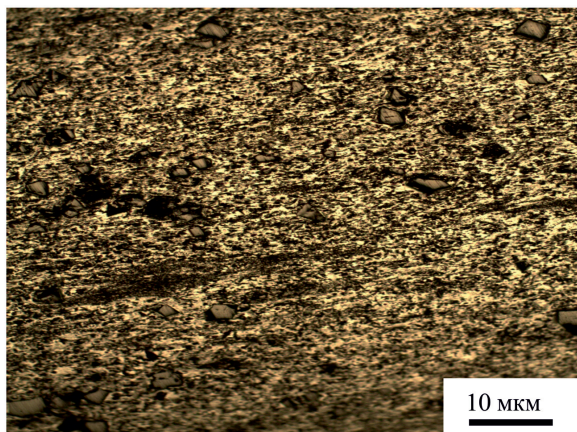
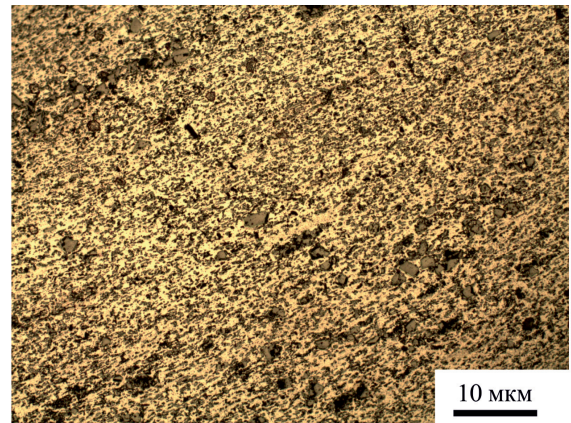
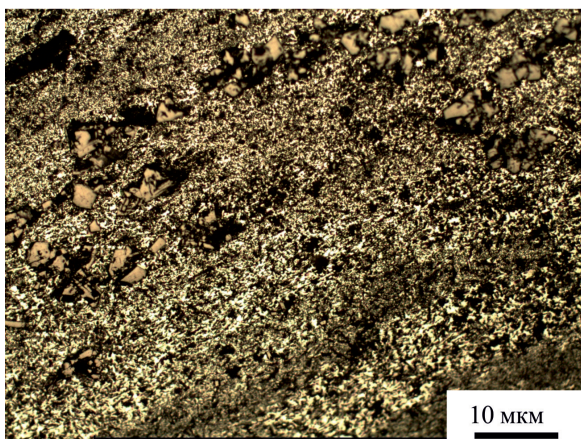
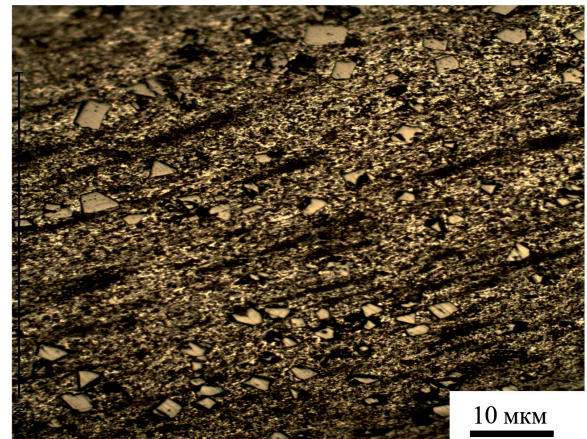

a

б

в

г

Рис. 2. Микроструктура деформированных заэвтектических сплавов Al-Si: сплава Al – 15 % Si (*a*); модифицированного сплава Al – 15 % Si (*б*); сплава Al – 20 % Si (*в*); модифицированного сплава Al – 20 % Si (*г*)

Fig. 2. The deformed microstructure of hypereutectic Al-Si alloys: Al – 15 % Si alloy (*a*); the modified Al – 15 % Si alloy (*б*); Al – 20 % Si alloy (*в*); the modified Al – 20 % Si alloy (*г*)

Таблица 2

Table 2

**Механические характеристики сплавов в зависимости от технологии обработки /
The mechanical properties of the alloys depending on the processing technologic**

Технология обработки / Processing technology	Механические характеристики сплавов / The mechanical characteristics of the alloys					
	Al – 15 % Si		Al – 20 % Si		Al – 30 % Si	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Литой	166	2,2	145	2,0	120	0,5
Прокат	186	0,7	198	0,2	130	0,1
Прокат и отжиг	216	8,2	217	5,6	161	2,3
Ковка	256	6,6	238	5,2	215	3,0

механические свойства деформированных полуфабрикатов превышают даже свойства спеченных алюминиевых сплавов [24]. Так, прокат и поковки, полученные из силуминов с содержанием кремния 15, 20 и 30 %, имеют предел прочности в 1,5...1,8 раза выше, чем сплавы в литом состоянии. Относительное удлинение проката и поковок из всех исследованных сплавов возрастает от 0,5...2,2 % до 3,0...6,6 % по сравнению с литым состоянием.

В связи с устранением микропористости, а также уменьшением общего газосодержания в деформированном металле удельный вес деформированных заэвтектических силуминов немного увеличивается. Так, удельный вес сплава Al – 15 % Si возрастает от 2622,4 до 2634,0 кг/м³, а удельный вес сплава Al – 20 % Si увеличивается от 2602,0 до 2614,5 кг/м³.

Важной характеристикой алюминиевых сплавов является ТКЛР, отвечающий за стабильность размеров изделий космической техники [25]. В результате дилатометрического анализа установлено, что после проведения горячей пластической деформации ТКЛР возрастает в низкотемпературном интервале испытаний и значительно снижается при высоких температурах. Результаты измерений ТКЛР исследуемых сплавов представлены на рис. 3.

Так, средний ТКЛР литого сплава Al – 15 % Si в интервале 50...150 °C имеет значение $\bar{\alpha}_{50...150} = 18,1 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, тогда как деформированный сплав имеет значения $\bar{\alpha}_{50...150} = 20,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Для сплава Al – 20 % Si происходит незначительное увеличение ТКЛР в низкотемпературном интервале испытаний. Наибольшее увеличение значений ТКЛР наблюдается у сплава Al – 30 % Si. В этом случае после деформации средний ТКЛР равен $\bar{\alpha}_{50...150} = 18 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, тогда как значения литого сплава составляют $\bar{\alpha}_{50...150} = 15,8 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

В высокотемпературном интервале испытания происходит значительное снижение ТКЛР всех исследуемых сплавов, подвергнутых деформации. Наибольшее снижение значений ТКЛР наблюдает-

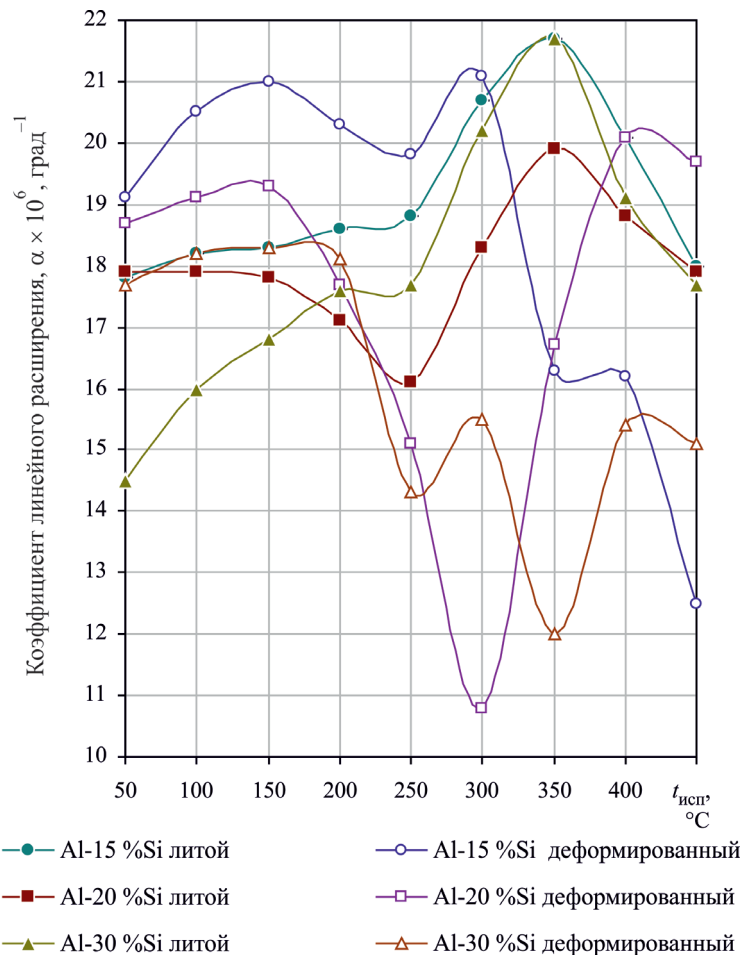


Рис. 3 Влияние деформации на ТКЛР модифицированных заэвтектических силуминов

Fig. 3. Influence of deformation on the TCLE of the modified hypereutectic silumin

ся у сплава Al – 30 % Si. После деформации средний ТКЛР равен $\bar{\alpha}_{250...450} = 14,5 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, тогда как средние значения литого сплава составляют $\bar{\alpha}_{250...450} = 19,3 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

Повышение ТКЛР в низкотемпературном интервале можно связать со значительным количеством дефектов кристаллического строения, а именно с увеличением плотности дислокаций и протяженностью межфазных границ, являющихся путями ускоренной диффузии для атомарного водорода. Вероятно, ускорение диффузионных процессов увеличивает тепловое расширение сплавов. Снижение значений ТКЛР при температурах выше 250...300 °C, видимо, связано с дегазацией полуфабрикатов и динамической рекристаллизацией структуры. Развитие этих процессов уменьшает количество диффузионно-подвижного водорода и тем самым способствует снижению ТКЛР.

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Обработка расплава, увеличивающая содержание диффузионно-подвижного водорода в заэвтектических сплавах Al–Si, способствует диспергированию первичных и эвтектических кристаллов кремнистой фазы и даже получению в заэвтектическом сплаве эвтектической структуры, вследствие чего значительно повышаются механические свойства высококремнистых сплавов и их деформируемость.

2. Установлено, что горячая пластическая деформация модифицированных заэвтектических сплавов Al–Si способствует улучшению параметров их структуры, прежде всего измельчению и сфероидизации КПК и эвтектических частиц кремнистой фазы. При этом значительно повышаются их механические свойства: предел прочности возрастает в 1,5...1,8 раза, а относительное удлинение увеличивается в 2...4 раза по сравнению с литым состоянием.

3. Дилатометрический анализ показывает, что проведение горячей пластической деформации модифицированных сплавов Al – 15...30 % Si способствует увеличению ТКЛР в низкотемпературном интервале испытаний и значительному его снижению при высоких температурах испытания.

Список литературы

1. *Polmear I.J.* Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. – Amsterdam: Elsevier Ltd, 2005.
2. *Колачев Б.А.* Водород в металлах и сплавах // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1999. – № 3. – С. 3–11.
3. *Hess P.D., Tumbull G.K.* Effects of hydrogen on properties of aluminum alloys // *Hydrogen in Metals / American Society for Metals.* – Metals Park, Ohio: ASM, 1974. – P. 277–287.
4. *Talbot D.E.J.* Effects of hydrogen in aluminum, magnesium, copper, and their alloys // *International Metallurgical Reviews.* – 1975. – Vol. 20. – P. 166–184.
5. *Борисов Г.П.* О роли водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов // *Металлургия машиностроения.* – 2005. – № 5. – С. 11–20.
6. *Goltsov V.A.* Fundamentals of hydrogen treatment of materials // *Progress in Hydrogen Treatment of Materials.* – Donetsk; Coral Gables: Kassiopeya Ltd, 2001. – P. 161–184.

7. *Чернега Д.Ф., Бялик О.М.* Водород в литейных алюминиевых сплавах. – Киев: Техника, 1972. – С. 32–139.

8. *Уткин Н.И.* Производство цветных металлов. – 2-е изд. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 442 с.

9. *Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В.* Плавка и литье легких сплавов. – М.: Metallurgia, 1969. – 680 с.

10. *Чернега Д.Ф., Бялик О.М.* Изменение содержания водорода и механических свойств сплава Al2 при многократной обработке его гексахлорэтаном // *Технология и организация производства.* – М., 1969. – № 6. – С. 62–63.

11. *Мороз Л.С., Чечулин Б.Б.* Водородная хрупкость металлов. – М.: Metallurgia, 1967. – 255 с.

12. Патент 3429695 США. Высокопрочный алюминиевый сплав и способ его обработки / Nakamura Hajime, Hori Toshimitsu, Sezaki Kazuo. – Опубл. 25.02.1969.

13. Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.В. Зезиков, А.В. Горшенин // *Известия вузов. Черная металлургия.* – 2005. – № 6. – С. 36–39.

14. Density and thermal expansion of liquid Al–Si alloys / J. Schmitz, B. Hallstedt, J. Brillo, I. Egrý, M. Schick // *Journal of Materials Science.* – 2012. – Vol. 47, iss. 8. – P. 3706–3712.

15. Microstructure and mechanical properties of an Al–Si alloy consolidated by spark plasma sintering / T. Schubert, J. Schmidt, T. Weißgärber, B. Kieback // *World Powder Metallurgy Congress & Exhibition, PM 2010, Florence, Italy, October 10th – 14th 2010: proceedings.* – Shrewsbury: EPMA, 2010. – Vol. 2. – P. 117–124.

16. *Srivastava V.C., Mandal R.K., Ojha S.N.* Microstructure and mechanical properties of Al–Si alloys produced by spray forming process // *Materials Science and Engineering: A.* – 2001. – Vol. 304–306. – P. 555–558.

17. Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt / S.P. Nikanorov, M.P. Volkov, V.N. Gurin, Yu.A. Burenkov, L.I. Derkachenko, B.K. Kardashev, L.L. Regel, W.R. Wilcox // *Materials Science and Engineering: A.* – 2005. – Vol. 390, iss. 1–2. – P. 63–69.

18. Synthesis and formation process of Al₂CuH_x: a new class of interstitial aluminum-based alloy hydride / H. Saitoh, S. Takagi, N. Endo, A. Machida, K. Aoki, S. Orimo, Y. Katayama // *APL Materials.* – 2013. – Vol. 1, iss. 3. – doi: 10.1063/1.4821632.

19. Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al–10.8%Si cast alloy / A.M.A. Mohamed, A.M. Samuel, F.H. Samuel,

H.W. Doty // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30, iss. 10. – P. 3943–3957.

20. Tensile and compressive deformation behavior of the Al–Si–Cu–Mg cast alloy with additions of Zr, V and Ti / S.K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, D.L. Chen // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 59. – P. 352–358.

21. Monotonic and cyclic deformation behavior of the Al–Si–Cu–Mg cast alloy with micro-additions of Ti, V and Zr / S.K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, J. Friedman, D.L. Chen // *International Journal of Fatigue*. – 2015. – Vol. 70. – P. 383–394.

22. Влияние обработки расплава водородосодержащими веществами на тепловое расширение алюминия / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Старо-

стина (М.А. Малюх), Н.В. Кривичева // *Металлургия машиностроения*. – 2011. – № 3. – С. 30–33.

23. О влиянии водяного пара на формирование свойств высококремнистых Al-сплавов / В.К. Афанасьев, В.В. Герцен, С.В. Долгова, Ю.М. Мусохранов, М.В. Попова // *Металлургия машиностроения*. – 2015. – № 5. – С. 17–21.

24. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Гопиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев, А.Д. Беллавин; под ред. М.Е. Смагоринского. – М.: *Металлургия*, 1993. – 320 с.

25. Афанасьев В.К., Попова М.В., Самонь В.А. О создании новых легких деформированных сплавов для космической техники // *Металлургия машиностроения*. – 2014. – № 5. – С. 21–28.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



On the Participation of Hydrogen in the Formation of the Properties of Hypereutectic Al-Si Alloys

Vladimir Afanas'ev ^a, Marina Popova ^{b, *}, Marina Malyuh ^c, Svetlana Dolgova ^d

Siberian State Industrial University, 42 Kirov str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0178-5471>, in_afanaseva@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-8010-9134>, m.popova@rdtc.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-2299-9292>, starostina_ma1976@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8044-196X>, sv_dolgov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 02 February 2018
 Revised: 26 February 2018
 Accepted: 17 March 2018
 Available online: 15 June 2018

Keywords:

Al-Si alloys
 Hydrogen
 The crystals of primary silicon
 Crystallization
 Deformation
 Temperature coefficient of linear expansion

ABSTRACT

Introduction. Aluminum alloys of special purpose are characterized by a certain combination of mechanical, physical, and physical-chemical properties due to operation under strictly defined conditions. In the development of new materials with improved technological properties, much attention is paid to alloys of the Al-Si system of hypereutectic concentration. It is known that the combined modifying agent comprising 2 or more elements outperform each component separately. A large number of ways to modify these alloys with the purpose of grinding the primary silicon crystals and eutectic is developed. Most known technologies are not widely applied in practice, therefore, the development of a method for modifying the melt of hydrogen-containing compounds remains a topical theme. **Objective:** development of technological method of processing the melt, providing for an increase of hydrogen content, for modifying the structure of the as-cast and obtaining the deformed Al – 15...30 % Si alloys with improved physical and mechanical properties. The parameters of the microstructure in the cast state and after the hot plastic deformation, as well as the mechanical characteristics of the modified alloys, **are investigated.** The study of the microstructure of the resulting alloys is undertaken. **Research methods.** Dilatometric tests, mechanical tests for static elongation, as well as metallographic analysis of the investigated alloys are used. **The results and discussion.** A new method of modification that allows reducing sharply the size of the primary crystals of the siliceous phase, resulting in greatly increased mechanical properties of high-silicon alloys and its deformability is suggested. Application of the developed method allows obtaining the structure of the eutectic type in hypereutectic Al-Si alloys. By obtaining the modified structure, characterized by an increased degree of dispersion of the constituents, a sharp decrease in the dimensions of the primary crystals of the brittle siliceous phase and a favorable change in its shape, plastic deformation of the investigated alloys became possible. It is found that hot deformation has a positive effect on the mechanical properties of Al-Si alloys, especially on its plasticity. It is shown that the complex of physical-chemical properties of deformed semi-finished products exceeds even the properties of sintered aluminum alloys.

For citation: Afanas'ev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A., Dolgova S.V. On the participation of hydrogen in the formation of the properties of hypereutectic Al-Si alloys. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 63–74. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74. (In Russian).

References

1. Polmear I.J. *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*. Amsterdam, Elsevier Ltd, 2005.
2. Kolachev B.A. Vodorod v metallakh i splavakh [Hydrogen in metals and alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1999, no. 3, pp. 3–11. (In Russian).
3. Hess P.D., Tumbull G.K. Effects of hydrogen on properties of aluminum alloys. *Hydrogen in Metals*. American Society for Metals. Metals Park, Ohio, ASM, 1974, pp. 277–287.
4. Talbot D.E.J. Effects of hydrogen in aluminum, magnesium, copper, and their alloys. *International Metallurgical Reviews*, 1975, vol. 20, pp. 166–184.

* Corresponding author

Popova Marina V., D.Sc. (Engineering), Associate Professor
 Siberian State Industrial University,
 42 Kirov str., Novokuznetsk,
 654007, Russian Federation
 Тел.: 8 (384) 346-32-91, e-mail: m.popova@rdtc.ru

5. Borisov G.P. O roli vodoroda v formirovanii struktury i svoistv alyuminiyevykh splavov [On the role of hydrogen in formation of structure and properties of aluminum alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2005, no. 5, pp. 11–20. (In Russian).
6. Goltsov V.A. Fundamentals of hydrogen treatment of materials. In book. *Progress in Hydrogen Treatment of Materials*. Donetsk, Coral Gables, Kassiopeya Ltd, 2001, pp. 161–184.
7. Chernega D.F., Byalik O.M. *Vodorod v liteinykh alyuminiyevykh splavakh* [Hydrogen in cast aluminum alloys]. Kiev, Tekhnika Publ., 1972, pp. 32–139.
8. Utkin N.I. *Proizvodstvo tsvetnykh metallov* [Non-ferrous metals]. 2nd ed. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2004. 442 p.
9. Al'tman M.B., Lebedev A.A., Chukhrov M.V. *Plavka i lit'e legkikh splavov* [Melting and casting of light alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 680 p.
10. Chernega D.F., Byalik O.M. Izmenenie sodержaniya vodoroda i mekhanicheskikh svoistv splava AL2 pri mnogokratnoi obrabotke ego gekсахloretanom [The change of hydrogen content and mechanical properties of the alloy AL2 in case of repeated processing of the hexachloroethane]. *Tekhnologiya i organizatsiya proizvodstva* [Technology and organisation of production]. Moscow, 1969, no. 6, pp. 62–63.
11. Moroz L.S., Chechulin B.B. *Vodorodnaya khrupkost' metallov* [Hydrogen embrittlement of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967. 255 p.
12. Nakamura Hajime, Hori Toshimitsu, Sezaki Kazio. *Vysokoprochnyi alyuminiyevyi splav i sposob ego obrabotki* [High strength aluminum alloy and its production method]. Patent USA, no. 3429695, 1969.
13. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Prudnikov A.N., Zezikov M.V., Gorshenin A.V. Vodorod – legiruyushchii element alyuminiyevykh splavov [Hydrogen – alloying element in aluminum alloys]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2005, no. 6, pp. 36–39. (In Russian).
14. Schmitz J., Hallstedt B., Brillo J., Egry I., Schick M. Density and thermal expansion of liquid Al–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, iss. 8, pp. 3706–3712.
15. Schubert T., Schmidt J., Weißgärber T., Kieback B. Microstructure and mechanical properties of an Al–Si alloy consolidated by spark plasma sintering. *World Powder Metallurgy Congress & Exhibition, PM 2010*, Florence, Italy, October 10th – 14th 2010, vol. 2, pp. 117–124.
16. Srivastava V.C., Mandal R.K., Ojha S.N. Microstructure and mechanical properties of Al–Si alloys produced by spray forming process. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 304–306, pp. 555–558.
17. Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A., Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R. Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 390, iss. 1–2, pp. 63–69.
18. Saitoh H., Takagi S., Endo N., Machida A., Aoki K., Orimo S., Katayama Y. Synthesis and formation process of Al₂CuHx: a new class of interstitial aluminum-based alloy hydride. *APL Materials*, 2013, vol. 1, iss. 3. doi: 10.1063/1.4821632.
19. Mohamed A.M.A., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W. Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al–10.8%Si cast alloy. *Materials & Design*, 2009, vol. 30, iss. 10, pp. 3943–3957.
20. Shaha S.K., Czerwinski F., Kasprzak W., Chen D.L. Tensile and compressive deformation behavior of the Al–Si–Cu–Mg cast alloy with additions of Zr, V and Ti. *Materials & Design*, 2014, vol. 59, pp. 352–358.
21. Shaha S.K., Czerwinski F., Kasprzak W., Friedman J., Chen D.L. Monotonic and cyclic deformation behavior of the Al–Si–Cu–Mg cast alloy with micro-additions of Ti, V and Zr. *International Journal of Fatigue*, 2015, vol. 70, pp. 383–394.
22. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Starostina M.A. (Malyukh M.A.), Krivicheva N.V. Vliyanie obrabotki rasplava vodorodosoderzhashchimi veshchestvami na teplovoe rasshirenie alyuminiya [The influence of melt processing of hydrogenous substances on the thermal expansion of aluminium]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2011, no. 3, pp. 30–33. (In Russian).
23. Afanas'ev V.K., Gertsen V.V., Dolgova S.V., Musokhranov Yu.M., Popova M.V. O vliyanii vodyanogo para na formirovanie svoistv vysokokremnistykh Al-splavov [On the influence of water vapor on the formation of properties of high-silicon Al alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2015, no. 5, pp. 17–21. (In Russian).
24. Gopienko V.G., Smagorinskii M.E., Grigor'ev A.A., Bellavin A.D. *Spechennyye materialy iz alyuminiyevykh poroshkov* [Sintered materials of aluminum powders]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993. 320 p.

25. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Samon' V.A. O sozdanii novykh legkikh deformirovannykh splavov dlya kosmicheskoi tekhniki [The creation of a new strain of light alloys for space applications]. *Metallurgiya mashinostroeniya* = *Metallurgy of Machinery Building*, 2014, no. 5, pp. 21–28. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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







Структурные превращения в поверхностном слое при обработке мультирадиусным деформирующим инструментом

Валерий Блюменштейн^{1, а, *}, Владимир Кукареко^{2, б}

¹ Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва, ул. Весенняя, 28, г. Кемерово, 650000, Россия

² Объединенный институт машиностроения НАН Республики Беларусь, ул. Академическая, 12, г. Минск, 220072, Республика Беларусь

^а  <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>,  blumenstein@rambler.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0003-4283-871X>,  v_kukareko@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787

История статьи:

Поступила: 01 февраля 2018

Рецензирование: 20 февраля 2018

Принята к печати: 21 марта 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Поверхностное пластическое деформирование
Мультирадиусный инструмент
Структура
Фазовый состав
Упрочнение

Благодарности:

Авторы выражают признательность к.т.н. доценту *Махалову М.С.*, к.т.н., с.н.с. *Григорчику А.Н.* и аспиранту *Митрофановой К.С.*, принявших участие в проведении экспериментальных исследований.

АННОТАЦИЯ

Цель работы: расширение технологических возможностей процесса упрочнения ППД за счет применения мультирадиусного ролика (МР), создающего большое гидростатическое давление в очаге деформации. **Материалы и методы исследования.** Экспериментальные кольцевые образцы $\varnothing 60$ мм изготавливались из отожженной стали 45 ГОСТ 1050–88 одной поставки. Твердость стали составляла 190 HV 10. Механическая обработка включала черновое и чистовое точение с малыми припусками 0,25 и 0,15 мм соответственно, подачей 0,07 мм/об и частотой вращения шпинделя 1600 об/мин. После этого проводилось предварительное и окончательное шлифование наждачной бумагой с малой зернистостью. Такая обработка позволила исключить влияние шероховатости и дефектного слоя заготовки на качество обработанной поверхности детали. Обработка поверхностным пластическим деформированием (ППД) МР-роликом $\varnothing 60$ мм проводилась на токарно-винторезном станке с использованием специальной роликовой установки по двум режимам, отличающимся усилием обкатывания. МР-ролик имеет форму профиля рабочей поверхности в виде комбинации последовательно расположенных деформирующих элементов (ДЭ) с радиусами постоянной величины, расположенными относительно друг друга с некоторым смещением в радиальном и осевом направлении. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что обработка МР-роликом приводит к существенному возрастанию плотности дефектов кристаллической решетки в поверхностном слое, увеличению его микротвердости примерно в два раза, а также к деформационно-индуцированному растворению цементитных частиц Fe₃C. Показано, что возрастание усилия обкатывания стали МР-роликом обеспечивает более глубокое растворение цементитных частиц в деформированном поверхностном слое и интенсифицирует его упрочнение.

Для цитирования: Блюменштейн В.Ю., Кукареко В.А. Структурные превращения в поверхностном слое при обработке мультирадиусным инструментом // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 75–86. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-75-86.

Введение

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) относится к числу эффективных технологий отделочно-упрочняющей обработки, обеспечивающих упрочнение металла, создание в поверхностном слое благоприятных остаточ-

ных напряжений и требуемой шероховатости [1]. Развитие процессов ППД идет по пути выявления механизмов пластической деформации, рационального использования запаса пластичности металлов и сплавов в условиях различных схем нагружения, усложнения геометрии деформирующих инструментов и др.

Зуев Л.Б. с соавторами полагают, что пластическая деформация развивается локализованным образом, начиная от предела текучести и вплоть до разрушения образца или изделия [2–5]. Картины локализации тесно связаны

*Адрес для переписки

Блюменштейн Валерий Юрьевич, д.т.н., профессор
 Кузбасский государственный технический университет
 им. Т.Ф. Горбачёва,
 ул. Весенняя, 28, 650000, г. Кемерово, Россия
 Тел.: 8 (3842) 39-63-75, e-mail: blumenstein@rambler.ru

с законами деформационного упрочнения и в целом определяют как деформацию, так и разрушение материалов. В работах В.Е. Панина показано, что поверхностные слои нагруженных твердых тел являются самостоятельной подсистемой, в которой развиваются волновые механизмы пластического течения, определяющие зарождение первичных деформационных дефектов всех видов [6–8]. Выявлено, что больший эффект достигается при упрочнении высоколегированных сталей с высоким содержанием остаточного аустенита [9].

В статье [10] приведены результаты исследования процесса ППД, где индуцированная деформацией мартенситная трансформация метастабильного аустенита легированной стали используется для эффективного поверхностного упрочнения. Поверхностные и подповерхностные изменения, вызванные обкатыванием роликом закаленной стали *AISI 1060 (756 HV 0,5)*, представлены в работах [11]. Количество остаточного аустенита, индуцированного пластической деформацией, достигло максимального значения при обкатывании за один рабочий ход с давлением 20 МПа.

Известны научные решения по повышению пластичности в условиях высокого гидростатического давления. При исследовании локализованной пластичности и разрушения при микросжатии нанокристаллического Ni-W сплава со средними размерами зерна 5, 15 и 90 нм установлено влияние размера и границ зерна на кривую течения и характер разрушения [12]. Авторы статьи [13] представили результаты исследования гидростатического давления и растягивающих растяжений с позиций взаимодействия твердой и мягкой фаз двухфазных сплавов с различными микроструктурами.

Особое внимание исследователи уделяют созданию схем обработки, позволяющих в максимально возможной мере использовать пластические свойства металла [14–15]. Одним из приоритетных направлений является разработка и реализация методов интенсивной пластической деформации (ИПД), особенность которых заключается в большом гидростатическом давлении в очаге деформации [16]. Это позволяет достичь уникального сочетания таких свойств, как исключительно высокая прочности и пластичность поверхностного

слоя металлического материала при комнатной температуре [17].

В последние годы разработана теория формирования и трансформации наследуемого состояния поверхностного слоя в процессах обработки и эксплуатации – механика технологического наследования (ТН) [18]. Показано, что расширение технологических возможностей ППД возможно за счет создания схем обработки с большим гидростатическим давлением и количеством участков квазимонотонной деформации. Результаты выполненных теоретических и экспериментальных исследований позволили разработать новую конструкцию деформирующего инструмента, имеющего сложный рабочий профиль – мультирадиусный ролик [19]. Это потребовало проведения теоретических и экспериментальных исследований для оценки напряженно-деформированного состояния и определения характера накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности металла поверхностного слоя детали [19–20]. Вместе с тем влияние ППД с использованием мультирадиусного ролика на структуру и дюрометрические характеристики поверхностного слоя типичных конструкционных материалов подробно не исследованы.

Цель работы: расширение технологических возможностей процесса упрочнения ППД за счет применения мультирадиусного ролика (МР), создающего большое гидростатическое давление в очаге деформации.

Задачи исследований: проведение станочных экспериментов по обкатыванию образцов мультирадиусным инструментом; исследование структуры, фазового состава и дюрометрических свойств обкатанных образцов; установление закономерностей формирования структуры и свойств в условиях обкатывания с высоким гидростатическим давлением и большим числом участков квазимонотонной деформации.

Методика исследований

Экспериментальные кольцевые образцы $\varnothing 60$ мм изготавливались из отожженной стали 45 ГОСТ 1050–88 одной поставки. Твердость стали составляла 190 HV 10. Механическая обработка включала черновое и чистовое точение с малыми припусками 0,25 и 0,15 мм соответственно, подачей 0,07 мм/об и частотой

вращения шпинделя 1600 об/мин. После этого проводилось предварительное и окончательное шлифование наждачной бумагой с малой зернистостью. Такая обработка позволила исключить влияние шероховатости и дефектного слоя заготовки на качество обработанной поверхности детали. Обработка ППД мультирадиусным роликом (МР-ролик) $\varnothing 60$ мм проводилась на токарно-винторезном станке с использованием специальной роликовой установки по двум режимам, отличающимся между собой усилием обкатывания (табл. 1).

Ролик обкатной мультирадиусный (МР-ролик) имеет форму профиля рабочей поверхности в виде комбинации последовательно расположенных деформирующих элементов (ДЭ) с радиусами постоянной величины, расположенными относительно друг друга с некоторым смещением в радиальном и осевом направлении (рис. 1) [20].

Деформирующие элементы (ДЭ) имели профильные радиусы $R_{\text{пр1}} = 1$ мм, $R_{\text{пр2}} = 1$ мм, $R_{\text{пр3}} = 1$ мм, $R_{\text{пр4}} = 3$ мм и перемещались относительно поверхности с действительными натягами $h_{\text{д1}} = 0,05$ мм, $h_{\text{д2}} = 0,1$ мм, $h_{\text{д3}} = 0,15$ мм и $h_{\text{д4}} = 0,05$ мм. Расстояние вдоль оси детали между вершинами 1-го и 2-го ДЭ составило 1,855 мм, между вершинами 2-го и 3-го ДЭ – 1,84 мм, между вершинами 3-го и 4-го ДЭ – 3,2 мм.

Фиксация очага деформации выполнялась с помощью специального приспособления для

«отстрела», позволяющего отводить деформирующий инструмент от обрабатываемой поверхности примерно за 0,02 с. Это позволило получить четкую «не размытую» геометрию очага деформации. Далее из образцов на электроэрозионном станке в меридиональном сечении осуществлялась вырезка сегментов для дальнейших исследований.

Проведено МКЭ-моделирование процесса ППД мультирадиусным роликом и выявлена картина пластического течения металла в очаге деформации в условиях сложного напряженного состояния. Показано, что накопление степени деформации сдвига и исчерпание запаса пластичности металла происходят при отрицательном значении показателя схемы напряженного состояния. При этом даже при существенной накопленной деформации $\Lambda \varnothing 7,0$ степень исчерпания запаса пластичности не превышала значенный $\Psi \varnothing 0,62$ [20].

Особенности структурных превращений при ППД мультирадиусным роликом стали 45 исследовали с помощью оптической микроскопии, а также посредством измерения микротвердости и выполнения рентгеноструктурного анализа.

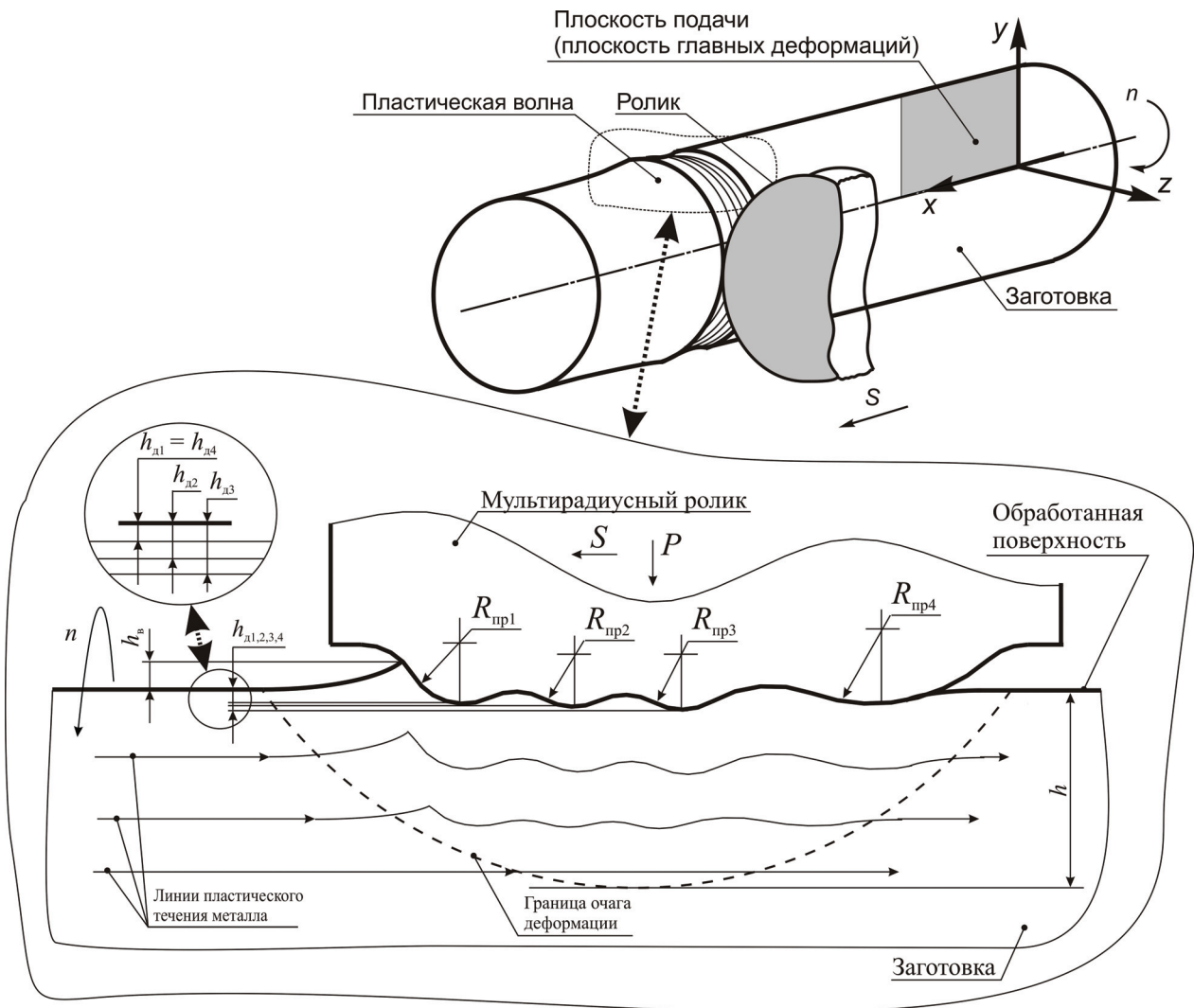
Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Альтами *MET1MT*. Измерение микротвердости по Виккерсу проводилось на твердомере *DuraScan 20* при нагрузке на индентор $P = 50$ г. Для удаления деформированных поверхностных слоев исследуемых образцов проводилось их электрохимическое полирование

Таблица 1

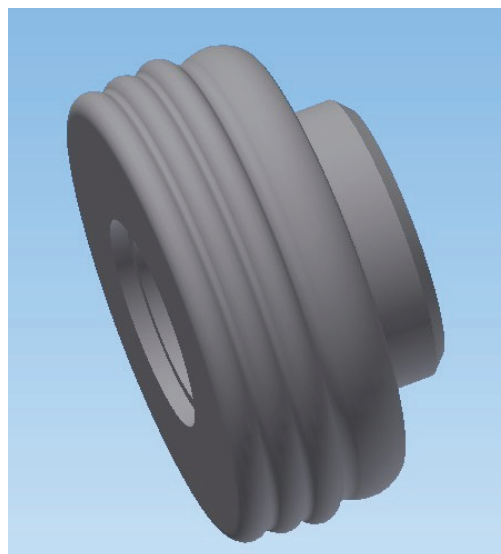
Table 1

Состояние образцов и режимы поверхностного пластического деформирования
The state of the samples and the modes of the surface plastic deformation

Номер образца, состояние / Sample No., state	Усилие обкатывания, P , Н / Rolling force, P , Н	Подача, S , мм/об / Feed, S , mm/cycle	Частота, n , об/мин / Frequency, n , cycle/min
Образец № 1, исходное состояние (электрополировка) / Sample No. 1, initial state (electropolishing)	–	–	–
Образец № 2, обработка МР-роликом по режиму 1 / Sample No. 2, processing by MR roller according to the 1st processing mode	2000	0,07 / 0.07	630
Образец № 3, обработка МР-роликом по режиму 2 / Sample No. 3, processing by MR roller according to the 2nd processing mode	2500	0,07 / 0.07	630



a



б

Рис. 1. Схема поверхностного пластического деформирования мультирадиусным инструментом (a) и 3D модель мультирадиусного ролика (б)

Fig. 1. The scheme of surface plastic deformation by a multiradius tool (a) and 3D model of a multiradius roller (b)

в растворе, содержащем 640 мл H_3PO_4 и 120 г Cr_2O_3 [21].

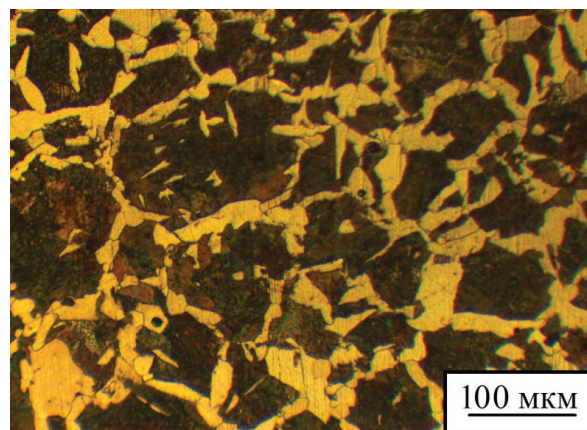
Рентгеноструктурный анализ проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном CoK_α излучении. Дифрагированный вторичный пучок монохроматизировался с помощью графитового монохроматора НГП. Съемка образцов проводилась при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 10 мА. Запись интенсивности рассеянного рентгеновского излучения осуществлялась в режиме сканирования (по точкам) с фиксированным временем счета 10 с на точку. Шаг сканирования составлял $0,1^\circ$. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека *PDF* [22]. Для определения величины физического уширения β дифракционных линий матричной фазы использовался метод аппроксимации [23]. В качестве аппроксимирующей функции выбиралась функция $1/(1 + \epsilon x^2)^2$.

Результаты и их обсуждение

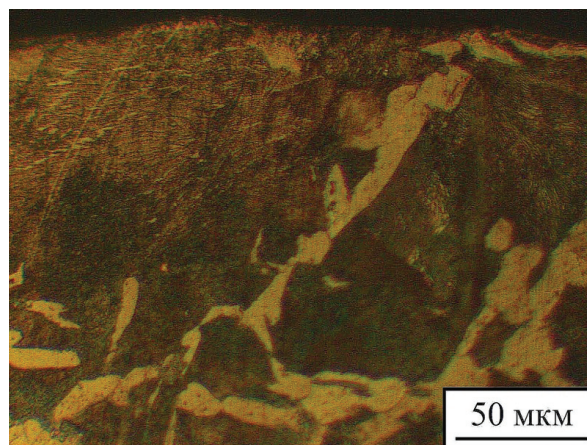
На рис. 2 представлена микроструктура исследуемых образцов стали 45 в исходном состоянии и после поверхностного пластического деформирования (ППД) МР-роликом по режиму 1. Можно видеть, что в исходном состоянии отожженная сталь имеет ферритно-перлитную структуру (рис. 2, *а*). В результате ППД в поверхностных слоях обработанной стали регистрируется вытягивание перлитных ламелей в направлении пластического течения металла (рис. 2, *б*).

На рис. 3 изображены фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев образца № 1 стали 45 в исходном состоянии (после электрополировки), а также образца № 2 после ППД МР-роликом по режиму 1.

В исходном состоянии отожженная сталь 45 содержит α -Fe (*S.G. Im3m*, $a = 0,28664$ нм) и цементит Fe_3C (*S.G. Pnma*, $a = 0,5091$ нм, $b = 0,6743$ нм, $c = 0,4526$ нм) (рис. 3, *а*). Определенное на электрополированных образцах стали 45 значение параметра ОЦК кристаллической решетки α -Fe составляет $a = 0,28664$ нм. Дифракционные линии матричной фазы α -Fe узкие, что свидетельствует о низкой концентрации в ней дефектов кристаллической решетки (рис. 3 и 4, табл. 2). Твердость отожженной стали 45 составляет $190 HV_{10}$.



а



б

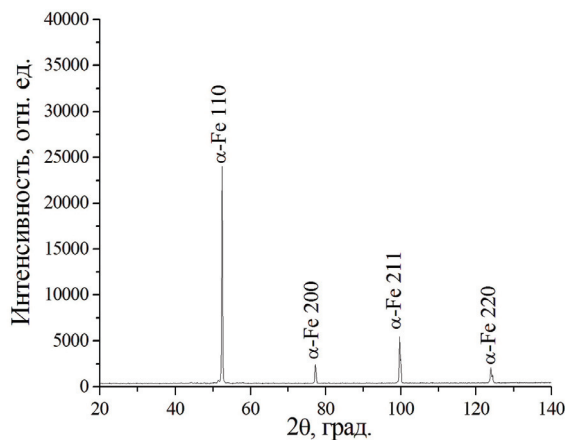
Рис. 2. Микроструктура стали 45:

а – исходное состояние (отжиг + электрополировка);
б – ППД с использованием МР-ролика по режиму 1

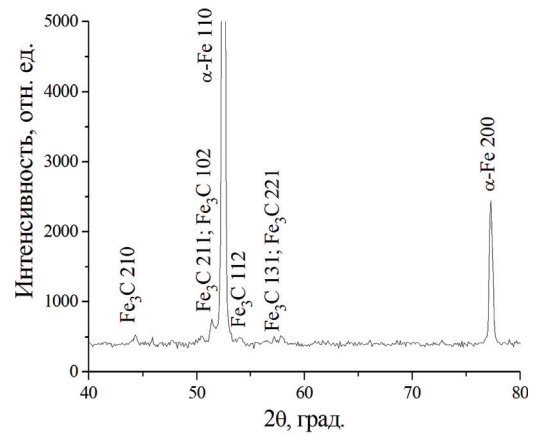
Fig. 2. The microstructure of steel 45:

а – initial state (annealing + electropolishing); *б* – SPD by a MR roller according to the 1st processing mode

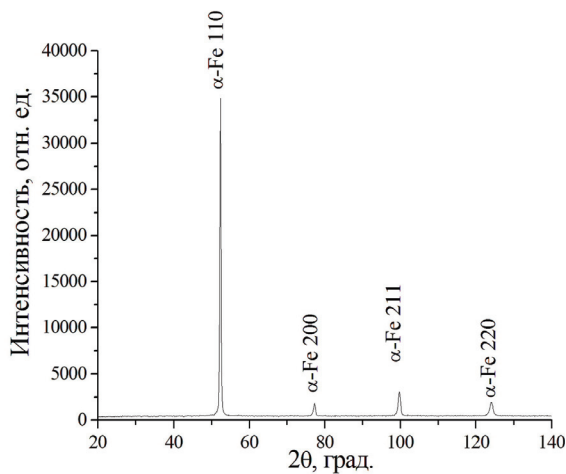
Поверхностное пластическое деформирование МР-роликом приводит к увеличению твердости поверхностного слоя отожженной стали 45 до $340 \dots 360 HV_{0,05}$ (табл. 2). Рентгеновские дифракционные линии от матричной α -фазы после ППД существенно размываются (рис. 3, *з*, 4, *з*, табл. 2). В частности, величина физического уширения дифракционной линии α -Fe возрастает до уровня $\beta_{220} \approx 20 \cdot 10^{-3}$ рад. Такое увеличение величины физического уширения связано с возрастанием концентрации дефектов кристаллической решетки (дислокаций, вакансий и т. п.) в α -фазе в процессе ППД. В пользу указанного вывода свидетельствует тот факт, что величина соотношения $\beta_{220}/\beta_{110} \approx \text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$ [23]. Кроме этого регистрируется сильное размытие и уменьшение интенсивности дифракцион-



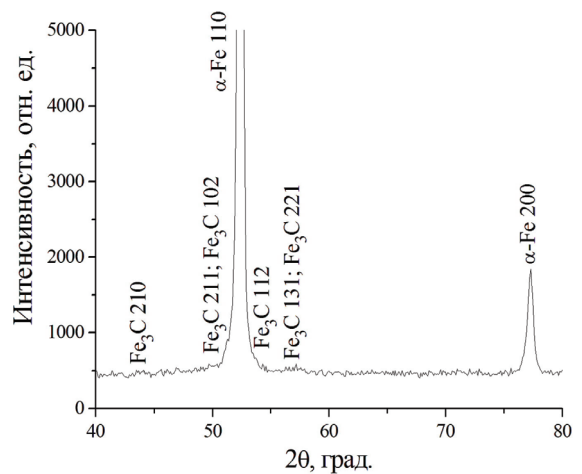
а



б



в



г

Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев отожженной и электрополированной стали 45 (а, б) и стали 45, подвергнутой обработке МР-роликом по режиму 1 (в, г)

Fig. 3. Fragments of the X-ray diffraction patterns (CoK_α) of surface layers of annealed and electropolished steel 45 (а, б) and steel 45, processed by a MR roller according to the 1st processing mode (в, г)

Таблица 2

Table 2

Значения физического уширения β_{110} и β_{220} дифракционных линий 110 и 220 α -Fe и микротвердости $HV_{0,05}$ после ППД МР-роликом по различным режимам

The values of intrinsic broadening β_{110} and β_{220} diffraction lines 110 and 220 α -Fe and microhardness $HV_{0.05}$ after SPD by a MR roller in different processing modes

Образец – обработка / Sample – working	$\beta_{110}, 10^{-3}$ рад / $\beta_{110}, 10^{-3}$ rad	$\beta_{200}, 10^{-3}$ рад / $\beta_{200}, 10^{-3}$ rad	$\beta_{211}, 10^{-3}$ рад / $\beta_{211}, 10^{-3}$ rad	$\beta_{220}, 10^{-3}$ рад / $\beta_{220}, 10^{-3}$ rad	$HV_{0,05}$ / $HV_{0.05}$
№ 1 – электрополировка / No. 1 – electropolishing	1,2 / 1.2	1,5 / 1.5	1,7 / 1.7	2,5 / 2.5	200
№ 2 – ППД, режим 1 / No. 2 – SPD, the 1st pro- cessing mode	4,6 / 1.6	11,4 / 11.4	12,2 / 12.2	18,2 / 18.2	340
№ 3 – ППД, режим 2 / No. 3 – SPD, the 2nd pro- cessing mode	5,0 / 5.0	11,8 / 11.8	13,0 / 13.0	21,8 / 21.8	360

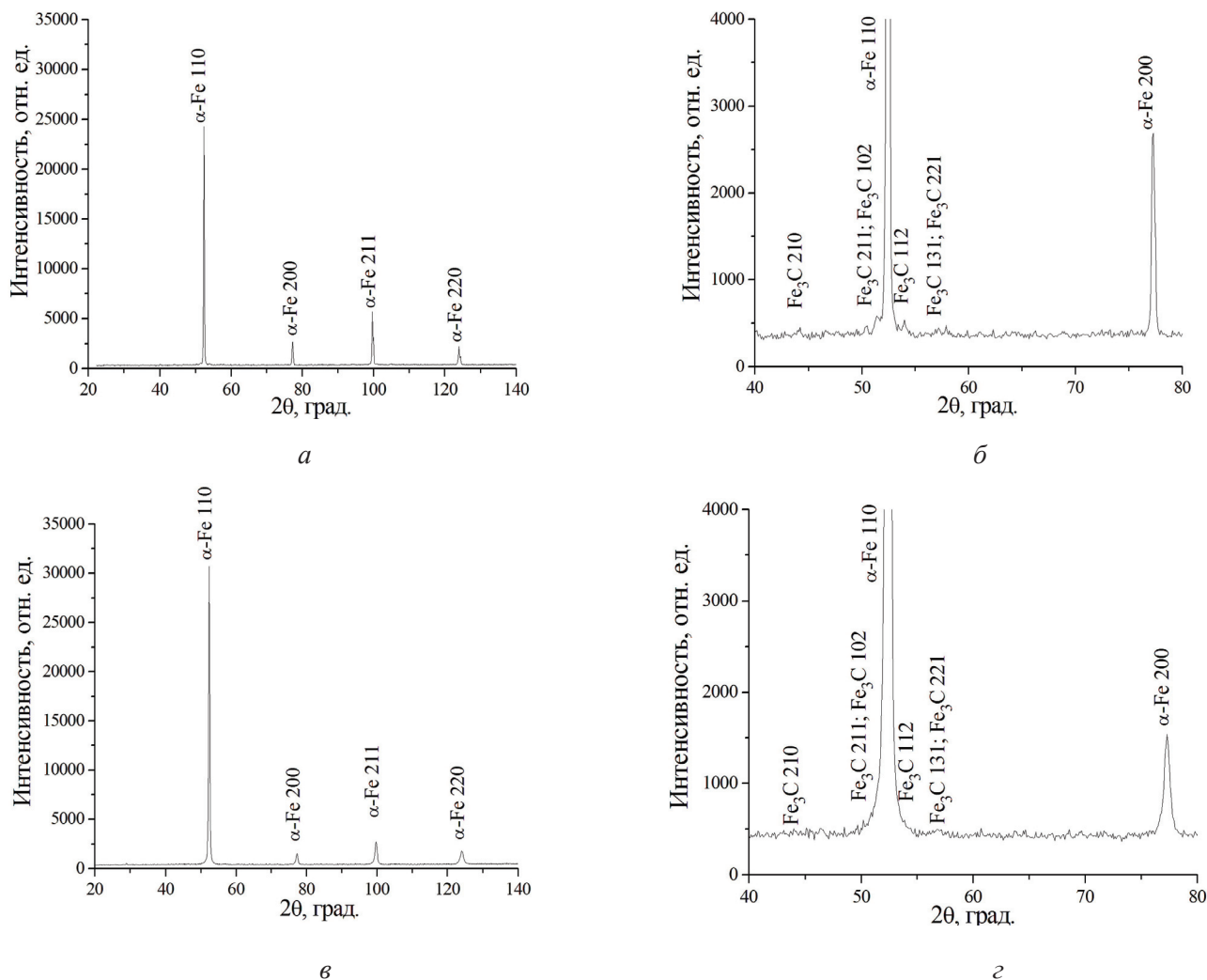


Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ($\text{CoK}\alpha$) от поверхностных слоев отожженной и электрополированной стали 45 (а, б) и стали 45, подвергнутой обработке ППД МР-роликом по режиму 2 (в, з)

Fig. 4. Fragments of the X-ray diffraction patterns ($\text{CoK}\alpha$) from surface layers of annealed and electropolished steel 45 (а, б) and steel 45, processed by a SPD MR roller according to the 2nd processing mode (в, з)

ных линий от частиц Fe_3C (рис. 3, з). Значение параметра кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$ для образцов стали 45, подвергнутых ППД, существенно увеличивается по сравнению с недеформированной сталью. В частности, для образцов № 2 и 3 значения параметра кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$, определенные по угловому положению дифракционной линии 110, достигают значений 0,286 75 и 0,286 79 нм соответственно. Такое значительное возрастание параметра кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$ может быть вызвано деформационно-индуцированным растворением цементитных частиц Fe_3C в процессе интенсивного пластического деформирования стали при обкатке роликом [24–25]. Образующийся при этом твердый раствор углерода в $\alpha\text{-Fe}$ характеризуется повышенными значениями параметра кристаллической решетки и твердости. Необхо-

димо отметить, что увеличение усилия обкатывания МР-роликом от 2000 Н (образец № 2) до 2500 Н (образец № 3) приводит к возрастанию физического уширения рентгеновских дифракционных линий, полученных от подвергнутого ППД слоя (табл. 2), а также величины его микротвердости до 360 HV 0,05. При этом регистрируется наиболее высокое значение параметра кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$, что указывает на более глубокое растворение цементитных частиц при ППД по режиму 2 (образец 3).

В пользу модели растворения цементитных частиц при ППД свидетельствует также регистрируемое уменьшение интенсивности дифракционных линий от частиц Fe_3C на дифрактограммах, полученных от подвергнутых ППД образцов стали (рис. 3 и 4). Кроме того, значение параметра кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$,

рассчитанное с использованием данных от дифракционных линий, располагающихся на больших углах рассеяния, закономерно снижается и приближается к табличному значению. Последнее обстоятельство указывает на уменьшение значения параметра решетки α -Fe с увеличением глубины анализируемого слоя, что может быть вызвано уменьшением степени деформации (и соответственно растворения цементита) на глубинах $> 20 \dots 30$ мкм от деформированной поверхности.

Выводы

1. Исследовано влияние поверхностной пластической деформации с использованием мультирадиусного ролика (МР) на структурное состояние и микротвердость поверхностного слоя отожженной стали 45.

2. Установлено, что обработка МР-роликом приводит к существенному возрастанию плотности дефектов кристаллической решетки в поверхностном слое, увеличению его микротвердости в ≈ 2 раза, а также к деформационно-индуцированному растворению цементитных частиц Fe_3C .

3. Показано, что возрастание усилия обкатывания стали МР-роликом обеспечивает более глубокое растворение цементитных частиц в деформированном поверхностном слое и интенсифицирует его упрочнение.

4. Выявленные закономерности процесса упрочнения мультирадиусным инструментом с высоким гидростатическим давлением и большим числом участков квазимонотонной деформации свидетельствуют о накоплении существенных деформаций (упрочнении) без разрушения металла, что позволяет повысить свойства обкатанных изделий в условиях приложения эксплуатационных нагрузок.

Список литературы

1. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 1: справочник / А.Г. Суслов, В.Ю. Блюменштейн, Р.В. Гуров, А.Н. Исаев, Л.Г. Одинцов, В.В. Плешаков, В.П. Федоров, Ю.Г. Шнейдер; под общ. ред. А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение, 2014. – 480 с.

2. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. Plastic flow, necking and failure in metals, alloys and ceramics //

Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 483. – P. 223–227. – doi: 10.1016/j.msea.2006.11.165.

3. Zuev L.B. Autowave processes of the localization of plastic flow in active media subjected to deformation // Physics of Metals and Metallography. – 2017. – Vol. 118, iss. 8. – P. 810–819. – doi: 10.1134/S0031918X17060114.

4. Zuev L.B., Gorbatenko V.V. On the activity of deforming medium // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1783. – P. 020238. – doi: 10.1063/1.4966532.

5. Orlova D.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On the kinetics of localized plasticity domains emergent at the pre-failure stage of deformation process // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1783. – P. 020168. – doi: 10.1063/1.4966461.

6. Egorushkin V.E., Panin V.E., Panin A.V. Influence of multiscale localized plastic flow on stress-strain patterns // Physical Mesomechanics. – 2015. – Vol. 18, iss. 1. – P. 8–12. – doi: 10.1134/S1029959915010026.

7. Panin V.E., Egorushkin V.E. Fundamental role of local curvature of crystal structure in plastic deformation and fracture of solids // AIP Conference Proceedings. – 2014. – Vol. 1623. – P. 475–478. – doi: 10.1063/1.4898985.

8. Панин В.Е., Панин А.В. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8, № 5. – С. 7–15.

9. Nondestructive characterization of the surface integrity of cold surface hardened components / D. Meyer, D. Kruse, A. Bobe, G. Goch, E. Brinksmeier // Production Engineering. – 2010. – Vol. 4. – P. 443–449. – doi: 10.1007/s11740-010-0228-3.

10. Surface hardening by strain induced martensitic transformation / E. Brinksmeier, M. Garbrecht, D. Meyer, J. Dong // Production Engineering. – 2008. – Vol. 2. – P. 109–116. – doi: 10.1007/s11740-007-0060-6.

11. Surface and subsurface alterations induced by deep rolling of hardened AISI 1060 steel / M. Abrao, B. Denkena, B. Breidenstein, T. Morke // Production Engineering. – 2014. – Vol. 8. – P. 551–558. – doi: 10.1007/s11740-014-0539-x.

12. Khalajhedayati A., Rupert T.J. Emergence of localized plasticity and failure through shear banding during microcompression of a nanocrystalline alloy // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 65. – P. 326–337. – doi: 10.1016/j.actamat.2013.10.074.

13. Zhonghua L., Haicheng G. Hydrostatic stresses and their effect on the macroflow behavior and microfracture mechanism of two-phase alloys // Metallurgical Transactions A. – 1991. – Vol. 22, iss. 11. – P. 2695–2702. – doi: 10.1007/BF02851363.

14. Ярославцев В.М. Резание с опережающим пластическим деформированием в технологиях

утилизации металлической стружки // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2013. – № 07. – С. 79–88. – doi: 0.7463/0713.0567548.

15. *Амбросимов С.К.* Определение технологических параметров процесса деформирующе-режущего протягивания с опережающим пластическим деформированием и упругопластическим нагружением зоны резания // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 8. – С. 3–7.

16. *Valiev R.Z.* Nanostructured alloys: large tensile elongation // *Nature Materials*. – 2013. – Vol. 12, iss. 4. – P. 289–291. – doi: 10.1038/nmat3612.

17. Nanostructured high-strength molybdenum alloys with unprecedented tensile ductility / G. Liu, G.J. Zhang, F. Jiang, X.D. Ding, Y.J. Sun, J. Sun, E. Ma // *Nature Materials*. – 2013. – Vol. 12, iss. 4. – P. 344–350. – doi: 10.1038/nmat3544.

18. *Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.* Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с.

19. Патент 2557377 Российская Федерация, МПК В 24 В 39/04 (2006.01). Ролик обкатной мультирадиусный / В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов, М.С. Махалов, О.А. Останин; заявитель и патен-

тообладатель КузГТУ. – № 2013135795/02; заявл. 30.07.2013; опубл. 20.07.2015, Бюл. № 20.

20. *Блюменштейн В.Ю.* Механика технологического наследования как научная основа проектирования сложнопрофильных инструментов для упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2017. – № 8. – С. 7–16.

21. *ЩигOLEV П.В.* Электрохимическое и химическое полирование металлов. – М.: АН СССР, 1959. – 256 с.

22. Powder diffraction file. Data cards. Inorganic Section. Sets 1–34. – Swarthmore, Pa., USA: JSPDS – International Centre for Diffraction Data, 1948–1984.

23. *Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н.* Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.

24. *Васильев Л.С., Ломаев И.Л., Елсуков Е.П.* К анализу механизмов деформационно-индуцированного растворения фаз в металлах // *ФММ*. – 2006. – Т. 102, № 2. – С. 201–213.

25. *Шабашов В.А., Мукосеев А.Г., Сагарадзе В.В.* Легирование углеродом ОЦК-железа при интенсивной холодной деформации // *ФММ*. – 2001. – Т. 91, № 1. – С. 72–78.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



Structural Transformations in the Surface Layer During Multiradius Deforming Tool Processing

Valeriy Blumenstein^{1, a, *}, Vladimir Kukareko^{2, b}

¹ Kuzbass State technical University named after T.F. Gorbachev, 28 Vesennaya st., Kemerovo, 650000, Russian Federation

² The Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, 12 Akademicheskaya St., Minsk, 220072, Republic of Belarus

^a <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>, blumenstein@rambler.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-4283-871X>, v_kukareko@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 01 February 2018

Revised: 20 February 2018

Accepted: 21 March 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Surface plastic deformation

Multiradius tool

Structure

Phase composition

Hardening

Acknowledgements:

The authors express gratitude to Ph.D. Associate Professor Makhlov M.S., Ph.D. Senior Researcher Grigorich A.N. and postgraduate student Mitrofanova K.S. for assistance with experiments performance.

ABSTRACT

Objective is to expand the technological possibilities of the process of hardening by surface plastic deformation (SPD) through the use of a multiradius roller (MP), creating a large hydrostatic pressure in the deformation zone. **Materials and methods of investigation.** Experimental ring samples \varnothing 60 mm were made from annealed steel 45 GOST 1050-88 taken from one delivery. The hardness of the steel was 190 HV 10. The mechanical processing involved roughing and finishing turning with small allowances of 0.25 and 0.15 mm, respectively, with the feed of 0.07 mm/cycle and a spindle speed of 1600 cycle/min was made. Next, preliminary and final grinding was carried out by the means of abrasive paper with a small grain size. This processing made it possible to exclude the influence of roughness and defective layer on the quality of the processed surface of a part. Surface plastic deformation (SPD) by a MR roller \varnothing 60 mm was carried out on a turning lathe using a special roller unit in two working modes, differing in the rolling force. The MP roll had the shape of a working surface profile in the form of a combination of successively located deforming elements (DE) with radii of constant magnitude disposed relative to each other with some displacement in the radial and axial directions.

Results and discussions. It is established that the processing with a MR roller results in a substantial increase in the defects density of the crystal lattice in the surface layer, an increase in its microhardness approximately in two times and also in the deformation-induced dissolution of cementite particles Fe_3C . It is shown that an increase in the rolling force of steel by means of a MR roller ensures deeper dissolution of cementite particles in the deformed surface layer and intensifies its hardening.

For citation: Blumenshtein V.Yu., Kukareko V.A. Structural transformations in the surface layer during multiradius deforming tool processing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 75–86. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-75-86. (In Russian).

Reference

1. Suslov A.G., Blumenstein V.Yu., Gurov R.V., Gurov R.V., Isaev A.N., Odintsov L.G., Pleshakov V.V., Fedorov V.P., Shneider Yu.G. *Tekhnologiya i instrumenty otdelochno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 1 [Technology and tools for finishing-hardening of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 480 p.
2. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. Plastic flow, necking and failure in metals, alloys and ceramics. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 483, pp. 223–227. doi: 10.1016/j.msea.2006.11.165.
3. Zuev L.B. Autowave processes of the localization of plastic flow in active media subjected to deformation. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 8, pp. 810–819. doi: 10.1134/S0031918X17060114.

* Corresponding author

Blumenstein Valeriy Yu., D.Sc. (Engineering), Professor,
Kuzbass State technical University named after T.F. Gorbachev,
28 Vesennaya st., Kemerovo, 650000, Russian Federation
Tel.: 8 (3842) 39-63-75, e-mail: blumenstein@rambler.ru

4. Zuev L.B., Gorbatenko V.V. On the activity of deforming medium. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, p. 020238. doi: 10.1063/1.4966532.
5. Orlova D.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On the kinetics of localized plasticity domains emergent at the pre-failure stage of deformation process. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, p. 020168. doi: 10.1063/1.4966461.
6. Egorushkin V.E., Panin V.E., Panin A.V. Influence of multiscale localized plastic flow on stress-strain patterns. *Physical Mesomechanics*, 2015, vol. 18, iss. 1, pp. 8–12. doi: 10.1134/S1029959915010026.
7. Panin V.E., Egorushkin V.E. Fundamental role of local curvature of crystal structure in plastic deformation and fracture of solids. *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1623, pp. 475–478. doi: 10.1063/1.4898985.
8. Panin V.E., Panin A.V. Effekt poverkhnostnogo sloya v deformiruemom tverdom tele [Effect of the surface layer in a solid under deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2005, vol. 8, no. 5, pp. 7–15. (In Russian).
9. D., Kruse D., Bobe A., Goch G., Brinksmeier E. Nondestructive characterization of the surface integrity of cold surface hardened components. *Production Engineering*, 2010, vol. 4, pp. 443–449. doi: 10.1007/s11740-010-0228-3.
10. Brinksmeier E., Garbrecht M., Meyer D., Dong J. Surface hardening by strain induced martensitic transformation. *Production Engineering*, 2008, vol. 2, pp. 109–116. doi: 10.1007/s11740-007-0060-6.
11. Abrao M., Denkena B., Breidenstein B., Morke T. Surface and subsurface alterations induced by deep rolling of hardened AISI 1060 steel. *Production Engineering*, 2014, vol. 8, pp. 551–558. doi: 10.1007/s11740-014-0539-x.
12. Khalajhedayati A., Rupert T.J. Emergence of localized plasticity and failure through shear banding during microcompression of a nanocrystalline alloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 65, pp. 326–337. doi: 10.1016/j.actamat.2013.10.074.
13. Zhonghua L., Haicheng G. Hydrostatic stresses and their effect on the macroflow behavior and microfracture mechanism of two-phase alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1991, vol. 22, iss. 11, pp. 2695–2702. doi: 10.1007/BF02851363.
14. Yaroslavtsev V.M. Rezanie s operezhayushchim plasticheskim deformirovaniem v tekhnologiyakh utilizatsii metallicheskoi struzhki [Cutting with advanced plastic deformation in the technology of metal chip recycling]. *Nauka i obrazovanie: nauchnoe izdanie MGTU im. N.E. Baumana = Science and Education of the Bauman MSTU*, 2013, no. 07, pp. 79–88. doi: 0.7463/0713.0567548.
15. Ambrosimov S.K. Opredelenie tekhnologicheskikh parametrov protsessa deformiruyushche-rezhushchego protyagivaniya s operezhayushchim plasticheskim deformirovaniem i uprugopla-sticheskim nagruzheniem zony rezaniya [Determination of technological parameters of the deforming-cutting broaching process with advanced plastic deformation and elastoplastic loading of the cutting zone]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2008, no. 8, pp. 3–7.
16. Valiev R.Z. Nanostructured alloys: large tensile elongation. *Nature Materials*, 2013, vol. 12, iss. 4, pp. 289–291. doi: 10.1038/nmat3612.
17. Liu G., Zhang G.J., Jiang F., Ding X.D., Sun Y.J., Sun J., Ma E. Nanostructured high-strength molybdenum alloys with unprecedented tensile ductility. *Nature Materials*, 2013, vol. 12, iss. 4, pp. 344–350. doi: 10.1038/nmat3544.
18. Blumenshtein V.Yu., Smelyanskii V.M. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya na stadiyakh obrabotki i ekspluatatsii detalei mashin* [Mechanics of technological inheritance at the stages of processing and operation of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2007. 400 p.
19. Blumenstein V.Yu., Krechetov A.A., Mahalov M.V., Ostanin O.A. *Rolik obkatnoi mul'tiradiusnyi* [Rolling multiradius roller]. Patent RF, no. 2557377, 2006.
20. Blyumenstein V.Yu. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya kak nauchnaya osnova dlya razrabotki slozhnykh instrumentov dlya uprochneniya poverkhnostnoj plasticheskoy deformatsii* [Mechanics of technological inheritance as scientific basis of designing complex-profile tools for hardening treatment by surface plastic deformation]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2017, no. 8, pp. 7–16.
21. Shchigolev P.V. *Elektrokhimicheskoe i khimicheskoe polirovanie metallov* [Electrochemical and chemical polishing of metals]. Moscow, Academy of Sciences of the USSR Publ., 1959. 256 p.
22. *Powder diffraction file. Data cards. Inorganic Section. Sets 1–34.* Swarthmore, Pa., USA, JSPDS – International Centre for Diffraction Data, 1948–1984.
23. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya* [Crystallography, radiography and electron microscopy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 632 p.

24. Vasil'ev L.S., Lomaev I.L., Elsukov E.P. K analizu mekhanizmov deformatsionno-indutsirovannogo rastvoreniya faz v metallakh [On the analysis of the mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in metals]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 2, pp. 201–213. (In Russian).

25. Shabashov V.A., Mukoseev A.G., Sagaradze B.B. Legirovanie uglerodom OTsK-zheleza pri intensivnoi kholodnoi deformatsii [Alloying BCC iron with carbon upon intense cold deformation]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2001, vol. 91, no. 1, pp. 72–78. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Формирование покрытий на основе бора и алюминия на поверхности углеродистых сталей электронно-лучевым легированием

Ундрах Мишигдоржийн ^{a, *}, Игорь Сизов ^b, Иван Полянский ^c

Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, ул. Ключевская 40В, г. Улан-Удэ, 670013, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0002-7863-9045>,  druh@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-4468-784X>,  sigperlit@mail.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-7350-8791>,  i.polyansky@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669 - 15:621.793.6

История статьи:

Поступила: 24 января 2018
 Рецензирование: 02 марта 2018
 Принята к печати: 05 апреля 2018
 Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Электронно-лучевое легирование
 Бориды железа
 Алуминиды железа
 Микроструктура
 Микротвердость

Благодарности:

Авторы выражают благодарность к.т.н. Дамтилому Б.В., научному сотруднику Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, г. Томск за помощь в проведении эксперимента.

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовом обеспечении гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-2641.2018.8 и Госзадания № 11.9999.2017/ДААД для проведения научных исследований.

АННОТАЦИЯ

Введение. Борирование и бороалитирование являются эффективными способами повышения поверхностных свойств деталей машин и инструментов. Однако данные способы находят ограниченное применение в промышленном производстве. Одним из сдерживающих факторов является повышенная хрупкость борированных и бороалитированных слоев. Так, традиционные способы борирования и бороалитирования с печным нагревом приводят к формированию слоев с игольчатой и слоистой структурой соответственно. При этом на поверхности данных слоев как правило формируются наиболее твердые и хрупкие фазы, такие как Fe₃B и Fe₂Al₃. **Цель работы:** изучение последовательности формирования фаз в борированных и бороалитированных слоях, полученных под воздействием электронного луча в вакууме на поверхности углеродистых сталей. **В статье рассмотрены** результаты исследования электронно-лучевого легирования углеродистых сталей. Легирование осуществляли или одним карбидом бора, или карбидом бора совместно с алюминием. Соответственно в первом случае имело место электронно-лучевое борирование, а во втором – электронно-лучевое бороалитирование. **Методы исследования.** Были апробированы различные параметры электронно-лучевой обработки: ускоряющее напряжение, сила тока и длительность облучения. После обработки исследовалась микроструктура, микротвердость, элементный и фазовый состав полученных покрытий. **Результаты и обсуждения.** Установлено, что формирование фаз при легировании карбидом бора преимущественно происходит согласно диаграмме состояния Fe-B. Так, моноборид железа FeB кристаллизуется в виде ромбических и призматических кристаллов, на которых зарождается Fe₂B в виде округлых дендритов. Остатки жидкости при охлаждении кристаллизуются в виде эвтектики из Fe₂B и твердого раствора бора в α-Fe. При этом после электронно-лучевого бороалитирования эвтектику образуют Fe₂B и твердый раствор Al и B в α-Fe. В целом микроструктуры полученных слоев после электронно-лучевого нагрева являются более предпочтительными по сравнению с традиционной ХТО с печным нагревом.

Для цитирования: Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г., Полянский И.П. Формирование покрытий на основе бора и алюминия на поверхности углеродистых сталей электронно-лучевым легированием // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 87–99. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-87-99.

*Адрес для переписки

Мишигдоржийн Ундрах Лхагвасуренович, к.т.н., с.н.с.
 Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления
 ул. Ключевская 40В,
 670013, Улан-Удэ, Россия
 Тел.: 8 (3012) 43-14-17, e-mail: druh@mail.ru

Введение

В последние десятилетия в литературе появилось значительное количество работ, связанных с исследованиями по применению электронного луча в различных технологиях

обработки поверхности. Так, введение в поверхность металлов и сплавов определенных элементов (наплавка, поверхностное легирование, химико-термическая обработка) с использованием высококонцентрированных источников энергии (лазерного и электронного пучка) позволяет получать на поверхности свойства, ранее не доступные при традиционных способах нагрева. Сущность электронно-лучевого легирования заключается в расплавлении участка поверхности металла вместе с добавляемыми легирующими элементами, предварительно нанесенными на обрабатываемый участок [1–3]. С помощью такой обработки можно улучшать эксплуатационные свойства металлов и сплавов, такие как коррозионная стойкость, износостойкость, жаропрочность, жаростойкость и др.

Как известно, свойства диффузионных слоев определяются видом насыщающего элемента и соотношением элементов (в случае многокомпонентного насыщения) в поверхностном слое. Такие процессы химико-термической обработки (ХТО), как алитирование, хромирование, борирование и другие с использованием традиционного печного нагрева достаточно хорошо изучены. Поэтому продолжается активное изучение процессов в области многокомпонентного насыщения поверхности металлов и сплавов как с применением традиционных (в электропечах сопротивления), так и прогрессивных (лазером, электронным лучом, в плазме и др.) способов нагрева [4–6].

Одним из перспективных методов многокомпонентного насыщения является бороалитирование [7]. Последовательное или совместное насыщение бором и алюминием позволяет получить на поверхности слои с высокой коррозионной стойкостью, жаро- и износостойкостью. Эксперименты показали, что процессы борирования и алитирования, совмещенные в одном технологическом цикле, в большинстве случаев приводят к формированию слоистой структуры, которая не позволяет в полной мере проявиться положительным свойствам бороалитированного слоя в комплексе. Известно, что алюминиды железа с высоким содержанием алюминия эффективно сопротивляются окислению при высоких температурах и характеризуются низкими механическими свойствами, а именно низкой пластичностью и склонностью к контактному

истиранию [8]. В условиях сухого трения борированная составляющая слоя, располагающаяся на границе слой-основа, может обеспечить высокое сопротивление механическому износу только по мере истирания алитированной зоны. Таким образом, данный тип бороалитированного слоя не оправдывает назначения многокомпонентных покрытий по повышению комплекса поверхностных свойств.

Однокомпонентные диффузионные слои на основе боридов железа обладают некоторыми серьезными недостатками, среди которых – повышенная хрупкость, склонность к образованию трещин и сколов. Перечисленные отрицательные явления объясняются анизотропией теплового расширения боридных фаз (FeB и Fe_2B) [9]. Несмотря на то, что слои, состоящие из боридов железа, имеют высокую твердость, из-за их хрупкости их применение ограничено. Например, в условиях работы режущего и деформирующего инструмента участки, подвергаемые ударным нагрузкам, склонны к выкрашиванию.

Более высоким комплексом механических свойств обладают слои, микроструктуры которых сформированы по «принципу Шарпи». В таких слоях твердые структурные составляющие располагаются в виде изолированных друг от друга включений, а наиболее вязкие образуют сплошную матрицу.

В целом задача по разработке теории формирования борированных и бороалитированных слоев, обладающих высокими теплофизическими и механическими свойствами, в том числе пониженной хрупкостью, остается до конца нерешенной. Целью настоящей работы является исследование последовательности формирования фаз в борированных и бороалитированных слоях, полученных под воздействием электронного пучка в вакууме на поверхности углеродистых сталей.

Методика исследований

Исследования проводили на углеродистых сталях 20 и У12. Легирование осуществляли карбидом бора (B_4C) при однокомпонентной обработке. На предварительно подготовленную поверхность наносили пасту из насыщающего компонента и ацетона. Для бороалитирования использовали пасту из карбида бора и алюминия

Результаты и их обсуждение

в соотношении 4:1 по массе соответственно. Ранее авторами был установлен состав пасты для одновременного насыщения бором и алюминием с печным нагревом: 78 % B_4C + 18 % Al + 4 % NaF [10, 11]. Было принято решение об использовании данного состава при электронно-лучевом легировании. Электронно-лучевой нагрев проводили с помощью установки ЭЛУ-5 в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Обработку электронным пучком проводили по следующему режиму: ускоряющее напряжение $U = 25$ кВ, сила тока $I = 60$ мА (при борировании), $I = 80$ мА (при бороалитировании), скорость перемещения заготовки $V = 3$ мм/с (при бороалитировании), вакуум $10^{-3} \dots 10^{-5}$ Па, диаметр пучка $d = 15$ мм, время облучения $t = 11,5$ с (при борировании).

Микроструктуру образцов исследовали на металлографическом микроскопе «МЕТАМ РВ-34». Микротвердость определяли на микротвердометре ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н. Рентгеноспектральный микроанализ проводили на растровом электронном микроскопе «JSM-6510LV, JEOL» с микроанализатором «INCA Energy 350, Oxford Instruments». Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре «Bruker D8» в медном излучении с интервалом съемки $10 \dots 70^\circ$. Исследования проводили в Центре коллективного пользования «Прогресс» ФГБОУ ВО ВСГУТУ и Байкальском институте природопользования СО РАН.

В результате электронно-лучевого борирования на поверхности сталей сформировался слой глубиной до 1 мм. Микроструктуру слоев можно условно разделить на четыре зоны в направлении от поверхности к основному металлу: *A* – зона сферических и ромбических (призматических) кристаллов; *B* – зона заэвтектического состава; *C* – зона эвтектического состава и зона основного металла.

В зоне *A* ромбические и призматические кристаллы (в некоторых случаях с недостающими гранями) ориентированы под различными углами относительно направления электронного пучка (рис. 1). На стали 20 кристаллы данного типа заключены в оболочку из светлых сферических кристаллов, временами полностью срастающихся друг с другом и образующих сплошную светлую зону с вкраплениями темных ромбических кристаллов (рис. 1, *a*). Содержание бора в призматических кристаллах составляет 15...18 мас.%, в светлых сферических – 8...9 мас.%. Между кристаллами располагается эвтектика с содержанием 3...4 мас.% бора. Рентгенофазовый анализ (РФА) выявил наличие карбида бора, боридов железа FeB и Fe_2B (рис. 2).

На стали У12 формируется несколько иная структура. Ромбические и призматические кристаллы располагаются в зоне сферических кристаллов, разделенных между собой сеткой

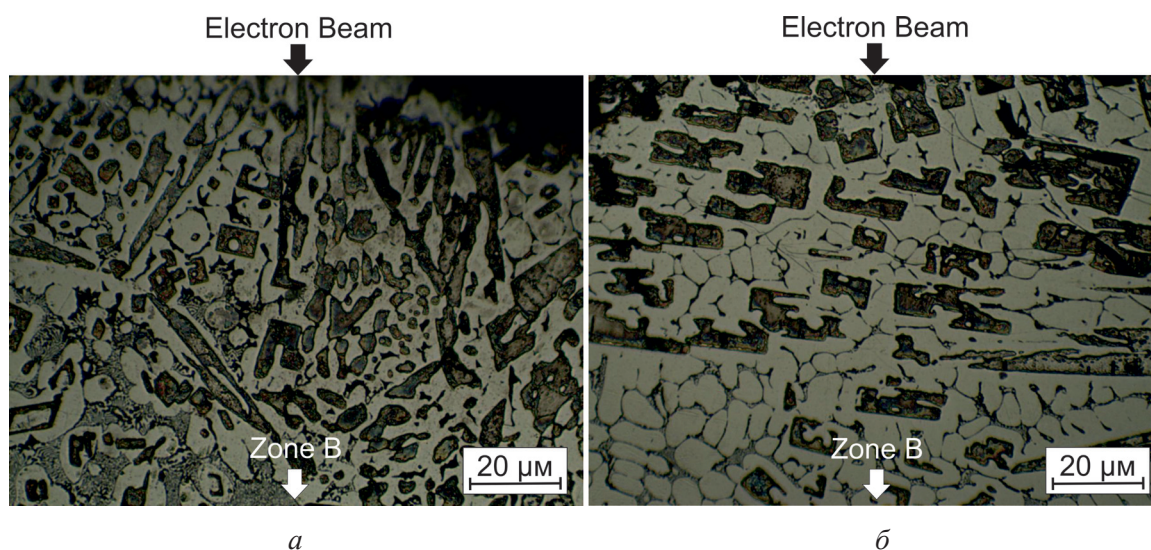


Рис. 1. Микроструктура борированных слоев на стали 20 (*a*) и У12 (*б*) в зоне *A*
 Fig. 1. The microstructure of boronized layers on steel 20 (*a*) and U12 (*б*) in zone *A*

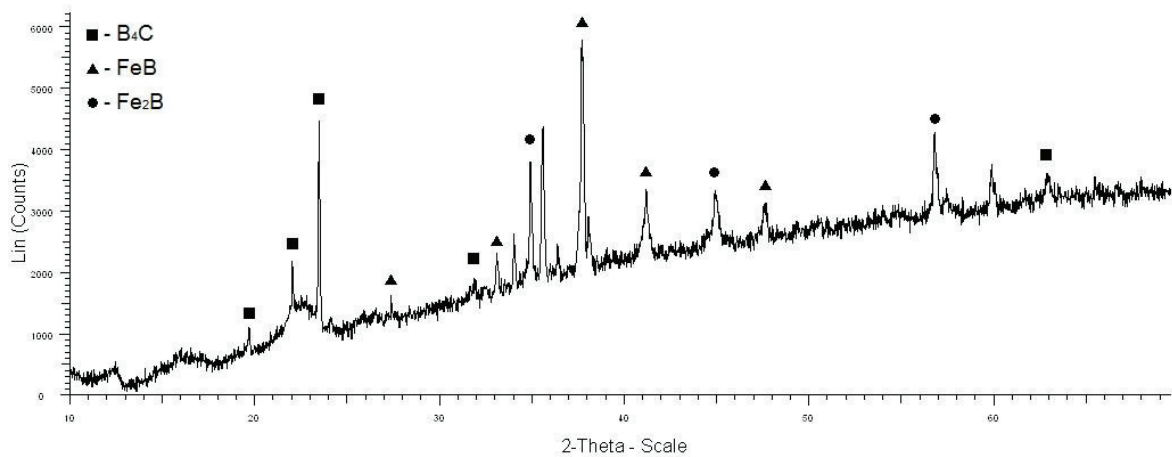


Рис. 2. Рентгенограмма стали 20 после электронно-лучевого борирования

Fig. 2. XRD-pattern of steel 20 after electron beam boronizing

эвтектики (рис. 1, б). При этом сами сферические кристаллы располагаются в центре призматических и ромбических кристаллов и тем самым нарушают их геометрию (целостность). Содержание бора колеблется от 13 до 16 мас.% в зоне призматических кристаллов и 7...8 мас.% – в зоне сферических. Фазовый состав слоя аналогичен слою на стали 20: рентгенофазовым анализом были выявлены карбид бора, бориды железа FeB и Fe₂B.

Микротвердость призматических и ромбических кристаллов на сталях У12 и 20 составляет 1890...1900 НВ. Микротвердость сферических кристаллов на стали У12 составляет 1450...1455 НВ, на стали 20 – 1140...1150 НВ. Таким образом, на основе данных РФА, РСМА и микротвердости можно утверждать, что призма-

тические и ромбические кристаллы являются боридами FeB, а сферические кристаллы – боридами Fe₂B. Причем согласно работе [12] вытянутая форма боридов FeB связана с тем, что кристаллы находятся под различными углами наклона по отношению к плоскости шлифа.

В зоне В в связи со снижением концентрации бора объемная доля кристаллов снижается. Кристаллы выделяются в виде крупных дендритов с осями первого порядка или с осями первого и второго порядков (рис. 3). Содержание бора в указанных дендритах на стали У12 составляет 7...8 мас.%, на стали 20 – 8...9 мас.%.

К основному металлу примыкает зона С, в которой кристаллы отсутствуют, в ней наблюдается эвтектика пластинчатого типа с содержанием бора 1...2 мас.% (рис. 4). Микротвердость эвтек-

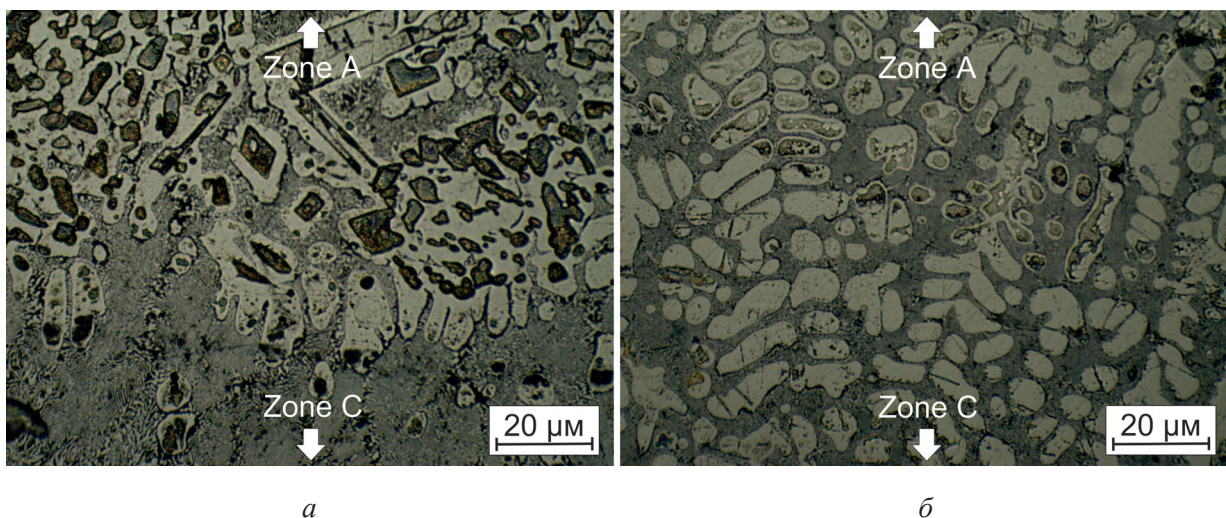


Рис. 3. Микроструктура борированных слоев на стали 20 (а) и У12 (б) в зоне В

Fig. 3. The microstructure of boronized layers on steel 20 (a) and U12 (б) in zone В

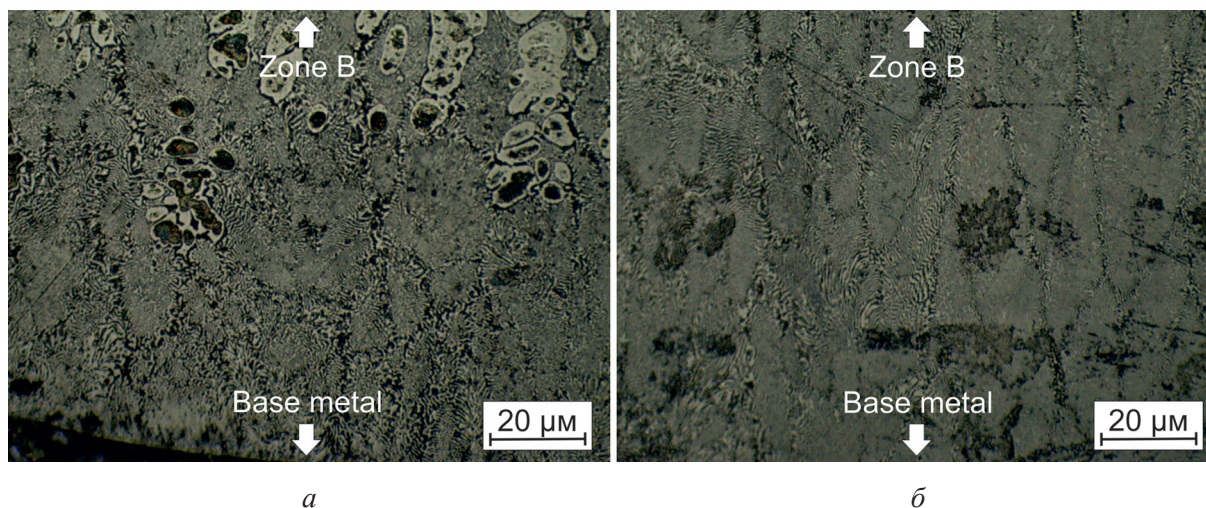


Рис. 4. Микроструктура борированных слоев на стали 20 (а) и У12 (б) в зоне С
 Fig. 4. The microstructure of boronized layers on steel 20 (a) and U12 (b) in zone C

тик на сталях У12 и 20 составляет 360...365 HV. В целом состав эвтектики изменяется незначительно по глубине слоя (табл. 1) и представляет собой смесь твердого раствора бора в α-Fe и бориды железа Fe₂B.

Изучение структуры и свойств слоев на стали У12, полученных электронно-лучевым легированием из карбида бора и алюминия

В результате электронно-лучевой обработки на стали У12 получен слой толщиной около 1 мм. Слои, полученные легированием карбидом бора и алюминием, имеют внешний вид, схожий с борированными слоями (рис. 5). Верхняя зона состоит из темных кристаллов различной конфигурации (призматические, ромбические с недостроенными гранями, кристаллы в виде углов) и

светлых ячеистых или сферических кристаллов (рис. 5, а). Микротвердость темных кристаллов составляет 1890...1895 HV, а содержание бора варьируется в пределах 15...16 масс.% бора; для сферических – данные значения соответственно равны 1445...1450 HV и 8...10 масс.% содержания бора. Как и в случае с электронно-лучевым борированием, после двухкомпонентного легирования на поверхности формируются бориды железа FeB и Fe₂B в виде темных и светлых кристаллов соответственно, причем первые оказываются заключенными в оболочку из вторых. В промежутках между боридами Fe₂B располагается эвтектика пластинчатого строения. Средняя зона заэвтектического состава преимущественно состоит из ячеистой структуры боридов Fe₂B, эвтектики и небольшого количества кристаллов FeB (рис. 5, б). Снизу расположена зона

Таблица 1
 Table 1

Состав эвтектики в различных зонах слоя после электронно-лучевого борирования

The eutectic composition in various areas of the layer after electron-beam boronizing

Зона слоя / Layer's zone	Содержание элементов в масс.% / Ratio of the elements, mass.%		Итого / Total
	В (сталь 20 / У12) (steel 20 / U12)	Fe (сталь 20 / У12) (steel 20 / U12)	
Зона А / Zone А	4.67 / 3.37	95.33 / 96.63	100.00
Зона В / Zone В	5.21 / 3.75	94.79 / 96.25	100.00
Зона С / Zone С	3.18 / 3.85	96.82 / 96.15	100.00

Electron Beam →

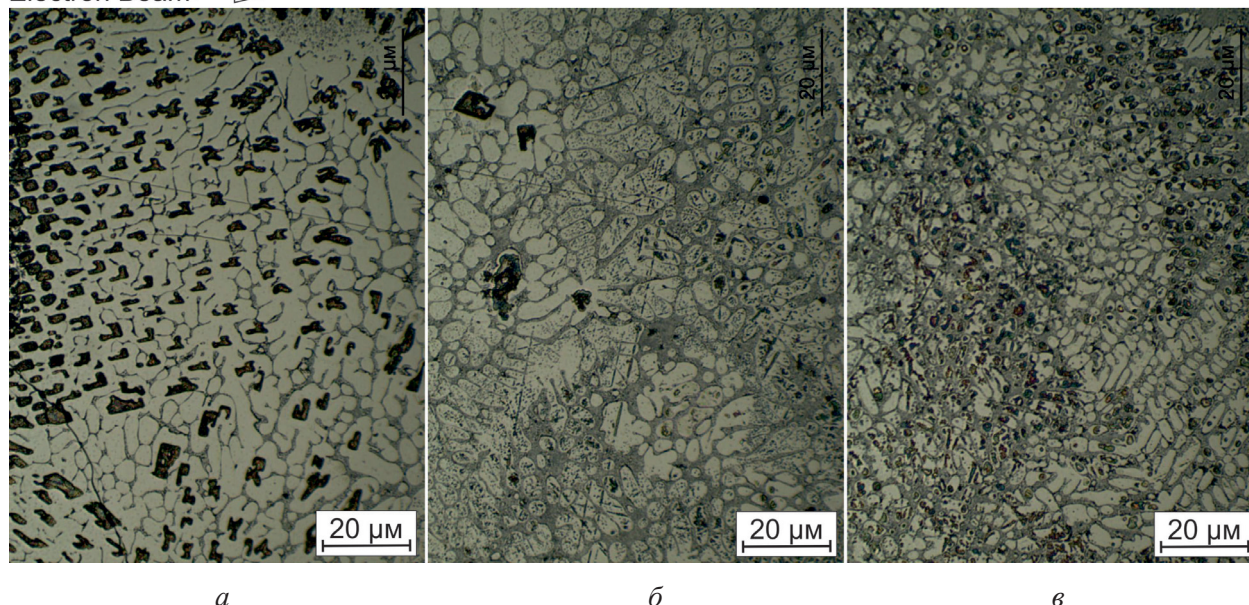


Рис. 5. Микроструктура стали У12 после электронно-лучевого бороалитирования:
 а – в зоне сферических и ромбических (призматических) кристаллов; б – в зоне заэвтектического состава;
 в – в зоне с преимущественным эвтектическим составом

Fig. 5. The microstructure of steel U12 after electron beam boroaluminizing in:

а – spherical and rhombic (prism) crystals; б – area of hypereutectic composition; в – area of eutectic composition

с преимущественным эвтектическим составом с микротвердостью 412 HV (рис. 5, в).

Необходимо отметить, что в отличие от «чистого» борирования эвтектика после двухкомпонентного легирования содержит 2.67 масс.% алюминия в верхней зоне. По мере удаления от поверхности концентрация алюминия снижается (табл. 2). При этом содержание бора в эвтектике значительно не изменяется в зависимости от глубины слоя за исключением верхней зоны, где наблюдается пониженное содержание бора, равное 1.86 масс.%. Таким образом, эвтектика представляет собой механическую смесь твердого раствора бора и алюминия в α -Fe и борида железа Fe_2B .

Последовательность формирования упрочняющих фаз при электронно-лучевом борировании и бороалитировании

Известно, что при традиционном борировании формирование диффузионного слоя начинается с образования твердых растворов, после насыщения которых образуются первые участки борида Fe_2B . Затем под воздействием постоянной температуры и активности насыщающей среды концентрация атомов бора в местах флуктуаций оказывается достаточной для образования борида FeB [13].

Последовательность структурообразования слоя при электронно-лучевом борировании целесообразно рассматривать с помощью диаграммы состояния «железо–бор» (рис. 6). Концентрация бора плавно снижается от облучаемой поверхности к сердцевине образцов. Согласно этому каждую зону слоя можно рассматривать как сплав с определенным составом в бинарной диаграмме Fe–B. В верхней зоне (зона А) обрабатываемого материала кристаллизация происходит по кривой охлаждения сплава I. В точке 1 из жидкости выпадают первичные кристаллы борида FeB . В точках 2–2' в результате взаимодействия жидкости и FeB происходит перитектическое превращение $L + FeB \rightarrow Fe_2B$, вследствие которого происходит образование борида Fe_2B [14]. В зоне В, где концентрация бора ниже, кристаллизация происходит по кривой охлаждения сплава II. При охлаждении жидкости в точке 1 выделяются кристаллы боридов Fe_2B . В точках 2–2' проходит эвтектическая реакция. В результате кристаллизация сплава II приводит к формированию заэвтектической структуры, состоящей из боридов Fe_2B и эвтектики. Структура эвтектического типа формируется в зоне С, где кристаллизация происходит по кривой охлаждения сплава III. Эвтектика в данном случае

Таблица 2

Table 2

Состав эвтектики в различных зонах слоя после электронно-лучевого боралитирования
The eutectic composition in various areas of the layer after electron-beam boronizing

Зона слоя / Layer area	Содержание элементов в масс.% Ratio of the elements, mass.%			Итого / Total
	B	Al	Fe	
Зона сферических и ромбических (призматических) кристаллов / Area of spherical and rhombic (prism) crystals	1.86	2.67	95.47	100.00
Зона заэвтектического состава / Area of hypereutectic composition	2.9	0.82	96.28	100.00
Зона с преимущественным эвтектическим составом / Area of mainly eutectic composition	2.68	0.36	96.96	100.00

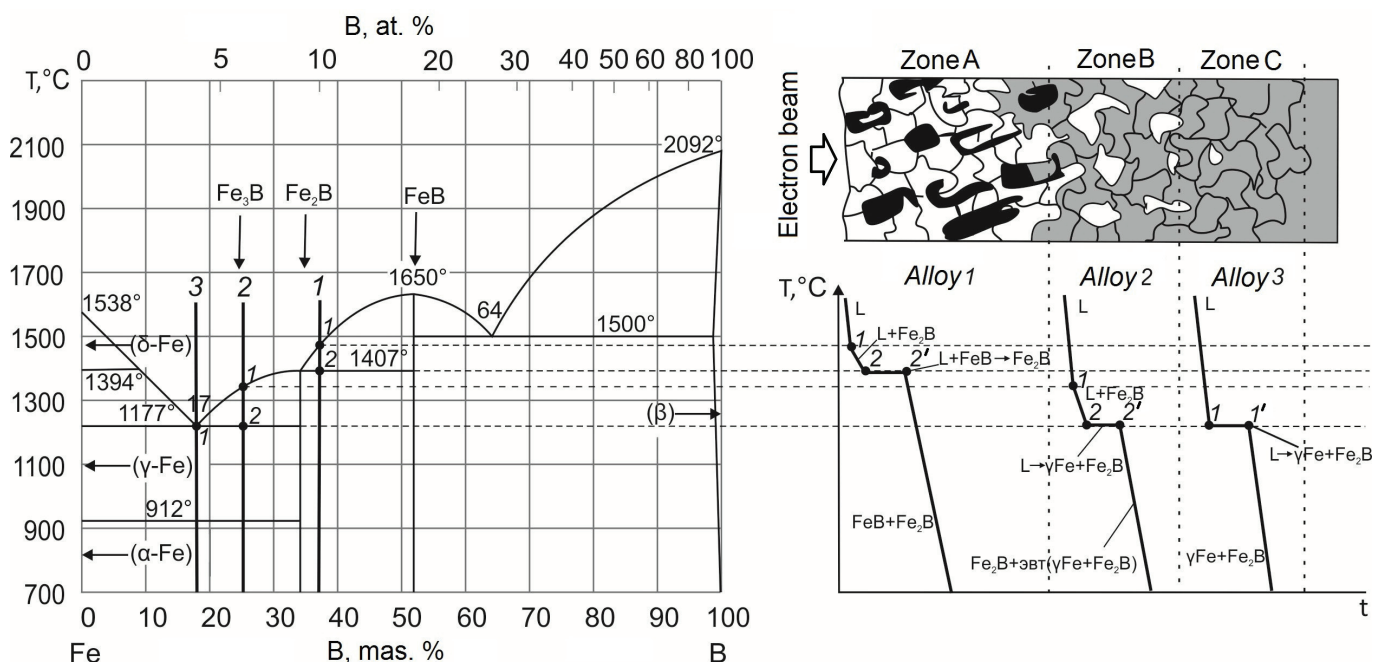


Рис. 6. Диаграмма состояния системы Fe–B [13] с кривыми охлаждения сплавов I–III, наложенными на схему борированного слоя

Fig. 6. Fe–B binary diagram [13] with the cooling curves of alloys I–III applied on scheme of boronized layer profile

представляет собой механическую смесь γ -фазы (при 912...1177 °C) или α -фазы (ниже 912 °C) и борида Fe_2B .

Согласно диаграмме «железо–бор» процесс кристаллизации в зоне A начинается с выделения FeB в виде первичных кристаллов. Затем в результате перитектической реакции происходит образование Fe_2B . В пользу такой последовательности структурообразования при электронно-лучевом борировании говорит теория эвтектической кристаллизации А.А. Бочвара [15].

Согласно данной теории кристаллизация начинается с выделения одной из фаз, являющейся базовой и обладающей более сложной кристаллохимической природой. Далее в процессе кристаллизации происходит отложение второй фазы на гранях базовой за счет поверхностного натяжения на границе базовой фазы с расплавом [16]. Моноборид железа с наличием высокопрочных связей ковалентного типа кристаллохимически более сложен по сравнению с боридом Fe_2B . Первичные кристаллы успевают вырасти

до определенного размера, прежде чем на их поверхности образуется дендритная оболочка второй фазы.

Моноборид железа FeB кристаллизуется в виде ромбических и призматических кристаллов, на которых зарождается Fe₂B в виде округлых дендритов. Так, кристалл FeB оказывается заключенным в оболочку из Fe₂B как снаружи, так и внутри. Явление формирования «полых» призматических и ромбических кристаллов FeB или кристаллов с недостроенными гранями может быть объяснено тем, что формирование боридов FeB начинается с граней с последующей кристаллизацией внутренних областей. Если содержание бора оказывается достаточным, то формируется монолитный кристалл борида железа FeB. Если же бора недостаточно для образования FeB, образуется борид Fe₂B в виде сферического кристалла в центре борида FeB. Остатки жидкости при охлаждении кристаллизуются в виде эвтектики (рис. 7).

Предложенная последовательность формирования слоя при электронно-лучевом борировании также справедлива и для электронно-лучевого бороалитирования. Единственным их отличием является состав эвтектики. Согласно тройной диаграмме состояния Fe–B–Al она состоит из фазы Fe₂B и твердых растворов алюминия и бора в железе [17, 18].

Микроструктуру борированного слоя после электронно-лучевого нагрева считают более

предпочтительной, чем микроструктуру слоя, полученного традиционной обработкой с печным нагревом (диффузионным борированием). Слои после такой обработки, как правило, имеют игольчатое строение и состоят из FeB на поверхности слоя и расположенным под ним Fe₂B [13, 19–22]. Такое строение обуславливает ряд существенных недостатков, основным из которых является «ступенчатое» изменение микротвердости по глубине слоя, вследствие чего происходит скол более твердой и хрупкой фазы FeB в процессе эксплуатации деталей. Наличие структуры слоя, в которой бориды FeB и Fe₂B распределены равномерно, должно приводить к повышению износостойкости. Это обусловлено тем, что вязкая матрица, состоящая из эвтектики, будет удерживать твердые боридные включения, не допускающие их хрупкого разрушения с последующим выкрашиванием.

В случае с бороалитированием алюминиды переменного состава вместе с эвтектикой обеспечивали бы пластичность, а бориды и алюминиды с постоянным составом – износостойкость и жаростойкость по всей глубине слоя соответственно.

Выводы

1. В отличие от традиционного (диффузионного) борирования, где первичной фазой является Fe₂B, при электронно-лучевом борирова-

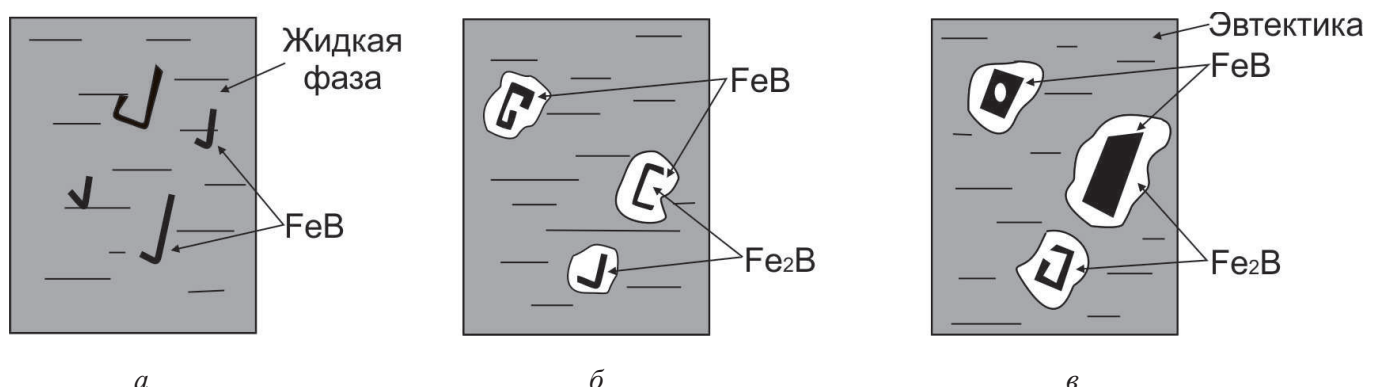


Рис. 7. Схема кристаллизации при электронно-лучевом борировании:

а – выделение первичных кристаллов FeB; б – образование ободков Fe₂B вокруг кристаллов FeB; в – конечная структура, состоящая из кристаллов FeB призматической (ромбической) формы, кристаллов Fe₂B сферической формы и эвтектики

Fig. 7. The scheme of crystallization under electron beam boronizing:

а – FeB primary crystallization; б – development of Fe₂B rims around FeB crystals; в – the final structure: rhombic (prism) FeB crystals, rounded Fe₂B crystals and eutectic system

нии зарождающей фазой является моноборид железа FeB.

2. При электронно-лучевом борировании фазы в поверхностной зоне слоя (зоне А) образуются в соответствии с диаграммой состояния Fe–В. Причем моноборид железа FeB кристаллизуется в виде кристаллов призматической и ромбической формы, на которых зарождается Fe₂B в виде округлых дендритов, а остатки жидкости кристаллизуются в виде эвтектики пластинчатого типа (α-фаза+Fe₂B).

3. Применение пасты для диффузионного бороалитирования с печным нагревом для процесса электронно-лучевого легирования бором и алюминием не приводит к формированию алюминидов железа.

Список литературы

1. *Węglowski M.St., Błacha S., Phillips A.* Electron beam welding – Techniques and trends – Review // *Vacuum*. – 2016. – Vol. 130. – P. 72–92. – doi: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.

2. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин концентрированными потоками энергии / А.П. Семенов, И.Б. Ковш, И.М. Петрова и др. – М.: Наука, 1992. – 403 с.

3. Electron beam cladding and alloying of AISI 316 on plain carbon steel: microstructure and electrochemical corrosion behavior / A. La Barbera, A. Mignone, S. Tosto, C. Vignaud // *Surface and Coatings Technology*. – 1991. – Vol. 46, iss. 3. – P. 317–329. – doi: 10.1016/0257-8972(91)90174-U.

4. *Sizov I.G., Smirnyagina N.N., Semenov A.P.* Special features of electron-beam boronizing of steels // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1999. – Vol. 41. – P. 516–519. – doi: 10.1007/BF02466542.

5. Упрочнение поверхности литой стали комплексным диффузионным насыщением бором и хромом / В.Л. Мосоров, А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, Д.С. Фильчаков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 2. – С. 33–36.

6. *Suwattananont N., Petrova R.* Formation of multi-component boronization by adding transition metal group VIB // *Solid State Sciences*. – 2012. – Vol. 14. – P. 1669–1672. – doi: 10.1016/j.solidstatesciences.2012.06.008.

7. *Sizov I.G., Mishigdorzhyn U.L., Maharov D.M.* A study of thermocycling boroaluminizing of carbon steel // *Metals Science and Heat Treatment*. – 2012. – Vol. 53, iss. 11–12. – P. 592–597. – doi: 10.1007/s11041-012-9440-4.

8. Boron–aluminide coatings applied by pack cementation method on low-alloy steels / N.E. Maragoudakis, G. Stergioudis, H. Omar, H. Paulidou, D.N. Tsipas // *Materials Letters*. – 2002. – Vol. 53. – P. 406–410. – doi: 10.1016/S0167-577X(01)00515-8.

9. *Сизов И.Г.* Оценка хрупкости боридных слоев после электронно-лучевого борирования // *Современные наукоемкие технологии*. – 2005. – № 11. – С. 77–78.

10. Влияние процесса бороалитирования в пастах на повышение стойкости деталей литейной оснастки / И.Г. Сизов, У.Л. Мишигдоржийн, А.Н. Телешев, Д.М. Махаров // *Технология металлов*. – 2011. – № 8. – С. 23–26.

11. Влияние состава насыщающих обмазок на структуру и свойства бороалитированного слоя / И.Г. Сизов, И.П. Полянский, У.Л. Мишигдоржийн, Д.М. Махаров // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2013. – № 1 (58). – С. 22–25.

12. Морфология боридов железа в поверхностном слое, наплавленном электронным лучом / И.А. Батаев, Н.В. Курлаев, О.Г. Ленивцева, О.А. Бутыленкова, А.А. Лосинская // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2012. – № 1 (54). – С. 85–89.

13. *Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G.* Plasticity of boronized layers. – 1st ed. – Cham: Springer, 2016. – 364 p. – ISBN 978-3-319-40011-2.

14. *Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Ланно С.И.* Бороалитированные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 190 с.

15. *Бочвар А.А.* Металловедение: учебник для вузов. – М.: Металлургиздат, 1956. – 495 с.

16. *Таран Ю.Н., Мазур В.Н.* Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

17. *Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П.* Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.

18. *Rogl P.* Aluminium – Boron – Iron // Ternary alloy systems: phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data. Subvol. D. Iron systems, pt. 1 / ed. by G. Effenberg, S. Ilyenko. – Berlin; Heidelberg: Springer, 2008. – doi: 10.1007/978-3-540-69761-9_3.

19. Influence of process duration on structure and chemistry of borided low carbon steel / G. Kartal, S. Timur, O.L. Eryilmaz, A. Erdemir // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205. – P. 1578–1583. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.050.

20. *Xie F., Wang X.-J., Pan J.-W.* Accelerate pack boriding with reused boriding media by simultaneously employing Al and alternating current field // *Vacuum*. –

2017. – Vol. 141. – P. 166–169. – doi: 10.1016/j.vacuum.2017.04.011.

21. Xie F., Sun L., Cheng J. Alternating current field assisted pack boriding to Fe₂B coating // Surface Engineering. – 2013. – Vol. 29. – P. 240–243. – doi: 10.1179/1743294412Y.0000000104.

22. Keddou M., Chentouf S.M. A diffusion model for describing the bilayer growth (FeB/Fe₂B) during the iron powder-pack boriding // Applied Surface Science. – 2005. – Vol. 252, iss. 4. – P. 393–399. – doi: 10.1016/j.apsusc.2005.01.016.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



Formation of Coatings Based on Boron and Aluminum on the Surface of Carbon Steels by Electron Beam Alloying

Undrakh Mishigdorzhyn^{a, *}, Igor Sizov^b, Ivan Polyansky^c

East Siberia State University of Technology and Management, 40V Kluchevskaya st., Ulan-Ude, 670013, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0002-7863-9045>,  druh@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-4468-784X>,  sigperlit@mail.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-7350-8791>,  i.polyansky@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 24 January 2018

Revised: 02 March 2018

Accepted: 05 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Electron beam alloying

Iron borides

Iron aluminides

Microstructure

Microhardness

Acknowledgements:

The authors are grateful to Dr. B.V. Dampilon, the researcher of the Institute of Strength Physics and Materials Science (Siberian Branch of Russian Academy of Science, Tomsk) for his assistance in experiments.

Funding:

The present work was supported by the grant of the President of the Russian Federation for the state support of young Russian scientists – PhD holders Grant number MK-2641.2018.8 and State support (Grant No: 11.9999.2017/5.2) for conducting research.

ABSTRACT

Introduction. Boronizing and boroaluminizing are effective methods used to improve the surface properties of machine parts and tools. However, its application in industrial production is often restricted. High brittleness of boronized and boroaluminized layers is one of the restraining factors. Conventional methods of boronizing and boroaluminizing with furnace heating are aimed at the formation of needle and layered structured layers respectively. As a rule, the hardest and most brittle phases are formed on top of these layers, such as FeB and Fe₂Al₃. **The purpose of the work:** to study the phase formation sequence in boronized and boroaluminized layers obtained after electron beam treatment in vacuum on the surface of carbon steels. **The methods of investigation.** Alloying with either boron carbide (electron beam boronizing) or boron carbide and aluminum (electron beam boroaluminizing) is applied. Different modes of electron beam processing are tested: accelerating voltage, beam current and irradiation time. Microstructure, microhardness, element and phase composition of obtained layers are investigated. **Results and Discussion.** It is established that the phase formation at electron beam alloying with boron carbide occurs according to diagram Fe-B, where iron monoboride FeB is the nucleate phase. FeB iron monoboride crystallizes in the form of rhombic and prismatic crystals and Fe₂B appears in the form of rounded dendrites. Thus, FeB crystals come out as being enclosed into Fe₂B shells. The remaining liquid crystallizes as a eutectic system during cooling. This pattern formation of layer is also valid for the electron beam boroaluminizing. The only difference is the eutectic's composition, which consists of Fe₂B phase and solid solutions of aluminum and boron in α-Fe. Generally, the microstructure of obtained layer after electron beam treatment is more preferable than the ones after conventional treatment with furnace heating. The layer structure with hard and brittle FeB surrounded by Fe₂B and eutectic lead to an increase in its mechanical properties.

For citation: Mishigdorzhyn U.L., Sizov I.G., Polaynsky I.P. Formation of coatings based on boron and aluminum on the surface of carbon steels by electron beam alloying. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 87–99. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-87-99. (In Russian).

* Corresponding author

Mishigdorzhyn Undrakh L., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 East Siberia State University of Technology and Management,
 40V Kluchevskaya st.,
 670013, Ulan-Ude, Russian Federation
 Tel.: 8 (3012) 43-14-17, e-mail: druh@mail.ru

References

1. Węglowski M.St., Błacha S., Phillips A. Electron beam welding – Techniques and trends - Review. *Vacuum*, 2016, vol. 130, pp. 72–92. doi: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.
2. Semenov A., Kovsh I., Petrova I. et al. *Metody i sredstva uprochneniya poverkhnosti detalei mashin kontsentrirrovannymi potokami energii* [Methods and tools for surfaces hardening of machine parts by concentrated energy flow]. Moscow, Nauka Publ., 1992. 403 p.
3. Barbera A. La, Mignone A., Tosto S., Vignaud C. Electron beam cladding and alloying of AISI 316 on plain carbon steel: microstructure and electrochemical corrosion behavior. *Surface and Coatings Technology*, 1991, vol. 46, iss. 3, pp. 317–329. doi: 10.1016/0257-8972(91)90174-U.
4. Sizov I.G., Smirnyagina N.N., Semenov A.P. Special features of electron-beam boronizing of steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, vol. 41, pp. 516–519. doi: 10.1007/BF02466542.
5. Mosorov V.I., Guriev A.M., Lygdenov B.D., Filchakov D.S. Uprochneniye poverkhnosti litoi stali kompleksnym diffuzionnym nasyshcheniyem borom i khromom [Surface hardening of cast steel complex diffusion saturation with bore and chrome]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2011, no. 2, pp. 33–36.
6. Suwattananont N., Petrova R. Formation of multi-component boronization by adding transition metal group VIB. *Solid State Sciences*, 2012, vol. 14, pp. 1669–1672. doi: 10.1016/j.solidstatesciences.2012.06.008.
7. Sizov I.G., Mishigdorzhyn U.L., Maharov D.M. A study of thermocycling boroaluminizing of carbon steel. *Metals Science and Heat Treatment*, 2012, vol. 53, iss. 11–12, pp. 592–597. doi: 10.1007/s11041-012-9440-4.
8. Maragoudakis N.E., Stergioudis G., Omar H., Paulidou H., Tsipas D.N. Boron–aluminide coatings applied by pack cementation method on low-alloy steels. *Materials Letters*, 2002, vol. 53, pp. 406–410. doi: 10.1016/S0167-577X(01)00515-8.
9. Sizov I.G. Otsenka khrupkosti boridnykh sloev posle elektronno-luchevogo borirovaniya [Estimation of the brittleness of boride layers after electron beam boronization]. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii = Modern high technologies*, 2005, no. 11, pp. 77–78.
10. Sizov I.G., Mishigdorzhyn U.L., Teleshev A.N., Makharov D.M. Vliyanie protsessa boroalitirovaniya v pastakh na povyshenie stoikosti detalei liteinoi osnastki [Influence of boro-aluminizing process in pastes on improvement in durability of casting equipment parts]. *Tekhnologiya metallov*, 2011, no. 8, pp. 23–26.
11. Sizov I.G., Polyansky I.P., Mishigdorzhyn U.L., Makharov D.M. Vliyanie sostava nasyshchayushchikh obmazok na strukturu i svoystva boroalitirovannogo sloya [The influence of composition of saturating pastes on the structure and properties of the boron aluminized layer]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 1 (58), pp. 22–25.
12. Bataev I.A., Kurlaev N.V., Lenivtseva O.G., Butylenkova O.A., Losinskaya A.A. Morfologiya boridov zheleza v poverkhnostnom sloe, naplavlenom elektronnykh luchom [Morphology of iron borides in coatings, produced by non-vacuum electron beam cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 85–89.
13. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plasticity of boronized layers*. 1st ed. Cham, Springer, 2016. 364 p.
14. Liakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron containing steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 190 p.
15. Bochvar A.A. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1956. 495 p.
16. Taran Yu.N., Mazur V.N. *Struktura evtekticheskikh splavov* [Structure of the eutectic alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 312 p.
17. Bannykh O.A., Budberg P.B., Alisova S.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i mnogokomponentnykh sistem na osnove zheleza* [Diagrams of binary and multicomponent systems based on iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 440 p.
18. Rogl P. Aluminium – Boron – Iron. *Ternary alloy systems: phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data*. Subvol. D. *Iron systems*, pt. 1. Ed. by G. Effenberg, S. Ilyenko. Berlin, Heidelberg, Springer, 2008. doi: 10.1007/978-3-540-69761-9_3.
19. Kartal G., Timur S., Eryilmaz O.L., Erdemir A. Influence of process duration on structure and chemistry of borided low carbon steel. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 205, pp. 1578–1583. doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.050.
20. Xie F., Wang X.-J., Pan J.-W. Accelerate pack boriding with reused boriding media by simultaneously employing Al and alternating current field. *Vacuum*, 2017, vol. 141, pp. 166–169. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.04.011.



21. Xie F., Sun L., Cheng J. Alternating current field assisted pack boriding to Fe₂B coating. *Surface Engineering*, 2013, vol. 29, pp. 240–243. doi: 10.1179/1743294412Y.0000000104.

22. Keddami M., Chentouf S.M. A diffusion model for describing the bilayer growth (FeB/Fe₂B) during the iron powder-pack boriding. *Applied Surface Science*, 2005, vol. 252, iss. 4, pp. 393–399. doi: 10.1016/j.apsusc.2005.01.016.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Исследование влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений

Юрий Сараев^{1, a, *}, Сергей Gladковский^{2, b}, Сергей Лепихин^{2, c}, Иван Каманцев^{2, d},
 Алексей Лунёв^{1, e}, Марина Перовская^{1, f}

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

² Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0002-9457-4309>, litsin@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-3542-6242>, gsv@imach.uran.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0002-0240-2164>, lsv@imach.uran.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0003-0775-4043>, ks@imach.uran.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0002-0777-5357>, agl@ispms.tsc.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0003-2780-6023>, mv_perovskaya@inbox.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.03

История статьи:

Поступила: 17 марта 2018

Рецензирование: 27 марта 2018

Принята к печати: 09 апреля 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Сварка, наплавка

Разрушение

Ударная вязкость

Трещиностойкость

Энергетические параметры

Дуга, сварные соединения

Благодарности:

Авторы выражают благодарность сотрудникам ИМАШ УрО РАН В.Е. Веселовой за выполненные фратографические исследования изломов и С.В. Кутеневой за проведенный количественный металлографический анализ сварных соединений с использованием оборудования ОАО «Уралтурбо» (г. Екатеринбург). Представленные в статье результаты исследований получены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Финансирование:

Работа выполнена в 2017 году за счет средств гранта РФФ по проекту №16-19-10010.

АННОТАЦИЯ

Обоснование. Повышение требований к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, трубопроводном транспорте обуславливает использование высокопрочных низколегированных сталей. Основным способом, применяемым при монтаже металлоконструкций, является дуговая сварка, оказывающая существенное влияние на свойства зоны сварного соединения, её структуру и механические характеристики. При этом всегда существует риск возникновения в зоне сварного соединения различных дефектов, природа появления которых разнообразна и труднопредсказуема. **Цель исследований:** изыскание путей повышения эксплуатационных характеристик в конструкциях ответственного назначения за счет установления взаимосвязи влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения со структурой металла шва и зоны термического влияния, а также характеристиками ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений. **Методика экспериментального исследования:** для проведения испытаний были изготовлены образцы из стали 09Г2С, полученные ручной дуговой сваркой на режимах постоянного тока (СПТ) и низкочастотной модуляции тока (СМТ). Для изучения структуры сварных швов (СПШ), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ) стали 09Г2С использовали оптическую микроскопию, совмещенную с анализатором изображений. В ходе исследований определяли средний размер зерна. Фратографический анализ изломов различных участков проводили с применением растровой электронной микроскопии. **Результаты работы.** Произведена оценка влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости сварных соединений как основных показателей эксплуатационных характеристик конструкций ответственного назначения. **Установлена взаимосвязь** энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения со структурой металла шва и зоны термического влияния. **Показано, что импульсный характер** изменения энергетических параметров режима сварки оказывает благоприятное воздействие на теплосодержание расплава сварочной ванны и условия её кристаллизации. **Испытания металла** ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость показали, что все исследуемые соединения имеют высокие показатели во всем диапазоне температур: начиная от +20 °С и заканчивая –60 °С, даже при наличии дефектов в виде усталостных трещин. **Установлено** эффективное влияние сварки, выполняемой в режиме низкочастотной модуляции тока, по сравнению со сваркой на постоянном токе, на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Для цитирования: Исследование влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений / Ю.Н. Сараев, С.В. Гладковский, С.В. Лепихин, И.С. Каманцев, А.Г. Лунев, М.В. Перовская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 100–115. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-100-115.

***Адрес для переписки**

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

Введение

В связи с возрастающими требованиями к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, трубопроводном транспорте используются высокопрочные низколегированные стали [1]. При этом в процессе их сварки при монтаже металлоконструкций существует риск возникновения в зоне сварного соединения различных дефектов, природа появления которых разнообразна и труднопредсказуема [2]. Анализ научно-технической литературы, посвященной вопросам прочности и надежности металлоконструкций ответственного назначения [3, 4], позволяет выделить несколько перспективных направлений исследований, в ходе которых изучаются различные стадии формирования неразъемных соединений, в том числе стадий возможного поглощения расплавленным металлом водорода из атмосферы дуги [4–6], стадий плавления электрода, учитывающих температуру металла, наличие слоя шлака, характер переноса электродного металла в сварочную ванну и другие технологические особенности [7].

В работах [8–10] была проведена оценка влияния динамических свойств источников питания на разбрызгивание. При прочих равных условиях было установлено, что разбрызгивание снижается при использовании источников питания, реализующих высокочастотное преобразование энергии (имеющих более высокие динамические характеристики по сравнению с традиционными сварочными выпрямителями) [11]. Вместе с тем до сих пор остаются малоизученными вопросы, касающиеся физической природы формирования структуры, фазового и химического состава сварных соединений. Эти процессы, по мнению многих исследователей [12–14], связа-

ны с теплосодержанием металла сварочной ванны и скоростью ее кристаллизации, зависящей, с одной стороны, от баланса энергий, идущих на плавление основного и присадочного материала, а с другой – от теплосодержания капель электродного металла [15].

В свою очередь, теплосодержание капель электродного металла зависит от энергетических показателей дуги как источника нагрева, а также от времени пребывания капли расплавленного металла, находящейся на торце расплавляемого электрода. Вместе с тем известно, что длительность короткого замыкания связана с размерами переносимых капель [16].

Цель исследований: изыскание путей повышения эксплуатационных характеристик в конструкциях ответственного назначения за счет установления взаимосвязи влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения со структурой металла шва и зоной термического влияния, а также характеристиками ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений.

Методика экспериментального исследования

Для проведения исследований осуществляли сварку пластин из листовой стали 09Г2С размером 150×300×12 мм с углом скоса кромок (25±2)°. Стык собирали с зазором 2,5...3,0 мм. Для исключения коробления пластин в процессе сварки и после ее завершения использовали специальный кондуктор. Сварку производили в три прохода с использованием электродов диаметром 3 мм – для сварки корневых швов (КШ) и 4 мм – для сварки заполняющих (ЗШ) и облицовочных швов (ОШ), химический состав которых приведен в табл. 1. Конструктивные

Электроды, применяемые при сварке образцов
Electrodes, used at the welding of specimens

Марка электрода / Electrode classification	C, %	Si, %	Mn, %	Ni, %	Mo, %	S, %	P, %	KCV, Дж/см ² / KCV, J/cm ²	σ_b , МПа / strength limit, MPa
УОНИ-13/МОРОЗ, 3 и 4 мм, Россия	0,075	0,3	0,7	2,8	–	0,010	0,017	210	660
LB-52U, 3 мм, Япония	0,06	0,52	1,01	0,01	0,01	0,005	0,011	100 при –40°C	540
LB-62D, 4 мм, Япония	0,06	0,61	1,25	0,57	0,25	0,005	0,011	150 при –20°C	650

элементы сварного соединения соответствовали ГОСТ 5264–80.

Для проведения испытаний было изготовлено 12 сварных пластин размером 300 × 300 × 12 мм из стали 09Г2С, полученных ручной дуговой сваркой на режимах постоянного тока (СПТ) и низкочастотной модуляции тока (СМТ) с применением пяти марок отечественных и одной марки зарубежных производителей. После предварительной оценки характеристик тепломассопереноса и технологических свойств электродов [10] для продолжения экспериментов были оставлены одна марка отечественного и две марки зарубежных электродов.

Сварка производилась с применением сварочного источника питания ФЕБ-315 «МАГМА», оснащенного пультом дистанционного управления «Пульс», обеспечивающего реализацию импульсно-дугового процесса сварки. Для изучения структуры сварных швов (СШ), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ) стали 09Г2С использовали оптический микроскоп *Meiji IM 7200*, оснащенный анализатором изображений *Thixomet Pro*. Средний размер зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639–82. Фрактографический анализ изломов различных участков проводили на растровом электронном микроскопе *TESCAN VEGA II XMU*.

Испытания металла СШ, ЗТВ и ОМ на ударный изгиб проводились на образцах тип IX по ГОСТ 6996–66 с использованием инструментированного маятникового копра «*Tinius Olsen*» *IT542*. Значения статической трещиностойкости

(вязкости разрушения) определялись на испытательной машине *INSTRON 8801* при температурах 20 и –60 °С по ГОСТ 25.506–85 на образцах тип 3 толщиной 10 мм с предварительно созданной на высокочастотной резонансной машине *MIKROTRON* усталостной трещиной. Разброс значений механических характеристик по результатам испытаний трех идентичных образцов на ударную вязкость и статическую трещиностойкость не превышал 5 и 2,5 % соответственно.

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*». Энергетические параметры режимов ручной дуговой сварки покрытыми электродами представлены в табл. 2.

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. Характерные осциллограммы тока в сварочной цепи и напряжения на межэлектродном промежутке, записанные в ходе технологических экспериментов, приведены в табл. 3.

Результаты статистической обработки осциллограмм тока и напряжения представлены на рис. 1–4 в виде усредненных показателей мас-

Энергетические параметры режимов сварки
Energy parameters of welding modes

Род тока, номер образцов / Current type, No specimen	Электрод / Electrode	Слой шва / Weld layer	Среднее напряжение, В / Average voltage, V	Средний ток, А / Average current, A	Количество КЗ / Short circuit number	Длительность КЗ, мс / Short circuit duration, ms	Коэффициент вариации длительности КЗ / Variation coefficient of short circuit duration	Средний ток КЗ А / Short circuit average value, A	Погонная энергия, кДж/м / Heat input, kJ/m
СПТ 1	УОНИ-13/ мороз	КШ	20,5	82,8	75	5,6	0,35	115,1	1357
		ЗШ	24,4	146,2	30	7,6	0,27	216,9	2029
		ОШ	23,1	158	43	7,1	0,28	222,3	2121
СМТ 2	УОНИ-13/ мороз	КШ	19,9	92,5	62	5,9	0,39	160	1286
		ЗШ	22,5	134,9	25	9,3	0,49	245	1868
		ОШ	21,7	150,5	43	6,6	0,41	271	1925
СПТ 3	LB-52U	КШ	22,5	95,2	27	5,1	0,28	136,5	1040
	LB-62D	ЗШ	22	159,6	32	12,2	0,34	224,8	2042
		ОШ	22,5	172,5	34	12	0,34	244,1	1691
СМТ 4	LB-52U	КШ	19,5	95,9	51	5,4	0,33	163	995
	LB-62D	ЗШ	20,8	150,6	24	10,9	0,37	66	2192
		ОШ	21,9	161,2	30	10,1	0,33	282	2575

сопереноса: количества коротких замыканий и их длительностей, коэффициента вариации длительности коротких замыканий и значений погонной энергии при сварке.

Результаты и их обсуждение

Основной задачей при выполнении исследований, требующей решения при исследовании тепломассопереноса при дуговой сварке, является обоснование условий, при которых происходит формирование неразъемного соединения. Нагрев и охлаждение обрабатываемого изделия вызывают разнообразные физические и химические процессы в самом материале: плавление, перенос электродного металла, кристаллизация

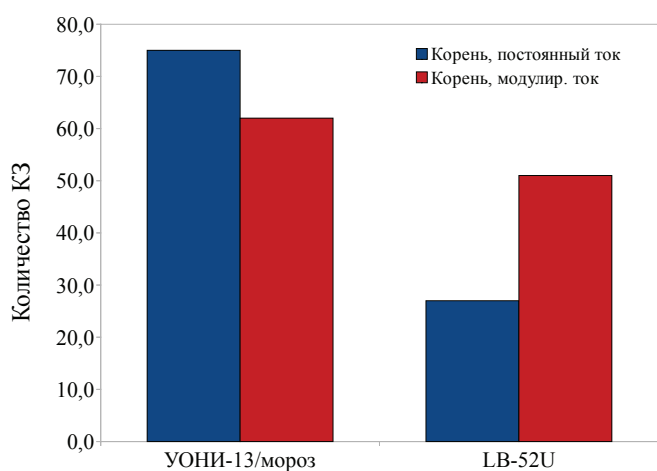
расплава, напряжения и деформации, возникающие в зоне неразъемного соединения и определяющие эксплуатационные показатели всего изделия [17].

Основными показателями тепломассопереноса при дуговой сварке плавящимся электродом являются: частота перехода электродного металла в сварочную ванну в виде отдельных капель, их теплосодержание, длительность их нагрева до момента отрыва от электрода. Для случая сварки с короткими замыканиями дугового промежутка важным показателем стабильности тепломассопереноса является коэффициент вариации длительностей коротких замыканий [18]. Кроме того, одним из основных показателей, отражающих изменение во времени нагрева

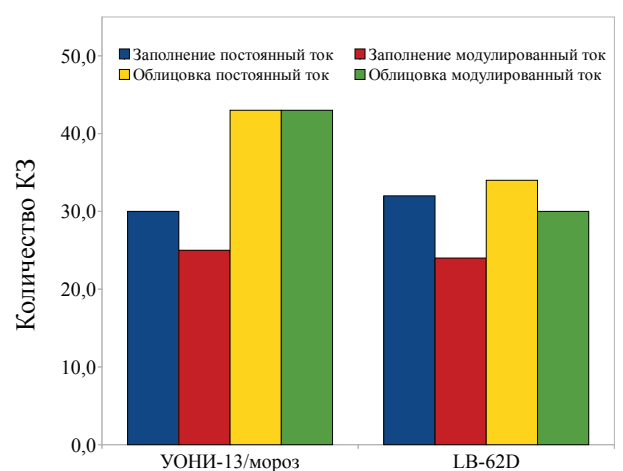
Осциллограммы тока в сварочной цепи и напряжения на межэлектродном промежутке

Oscillogram of current in arc-welding circuit and electrode gap voltage

Номер образца / No specimen	Электрод / Electrode	Сварка на постоянном токе / Direct-current welding	Сварка модулированным током / Modulated current welding
СПТ 1 СМТ 2	УОНИ 13/ мороз, 4 мм.		
СПТ 3 СМТ 4	LB-62D, 4 мм		



а



б

Рис. 1. Количество коротких замыканий за 10 с:

а – сварка КШ электродами диаметром 3 мм; б – сварка ЗШ и ОШ электродами диаметром 4 мм

Fig. 1. Number of short circuit during 10 seconds:

а – welding of the root with 3 mm electrodes; б – welding of the filling and capping with 4 mm electrodes

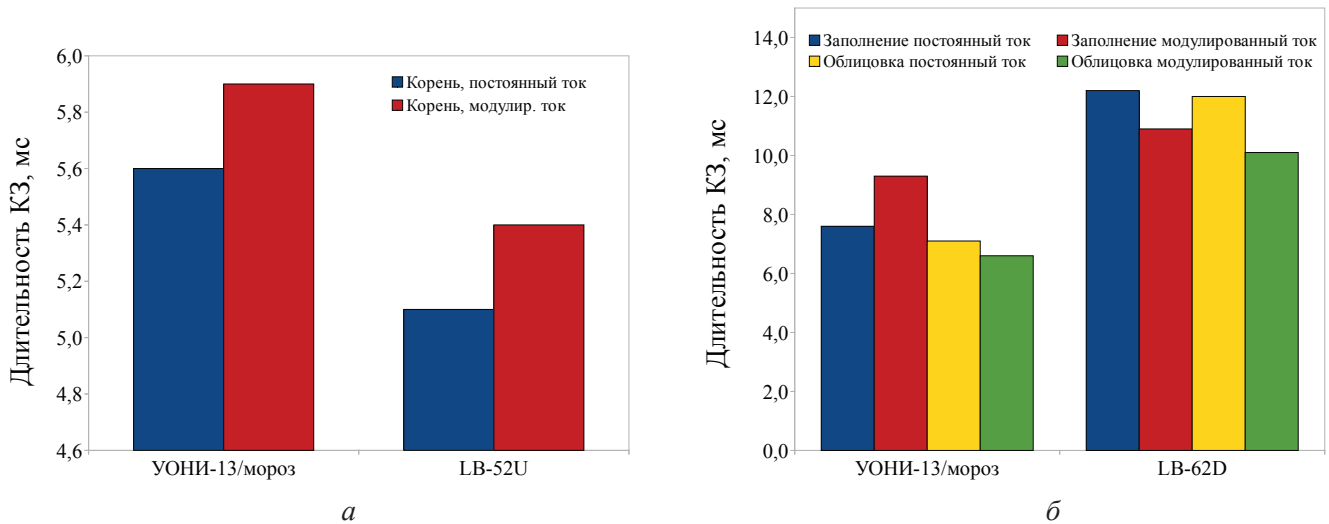


Рис. 2. Длительность коротких замыканий:

a – сварка КШ электродами диаметром 3 мм; *б* – сварка ЗШ и ОШ электродами диаметром 4 мм

Fig. 2. Short circuit duration:

a – welding of the root with 3 mm electrodes; *б* – welding of the filling and capping with 4 mm electrodes

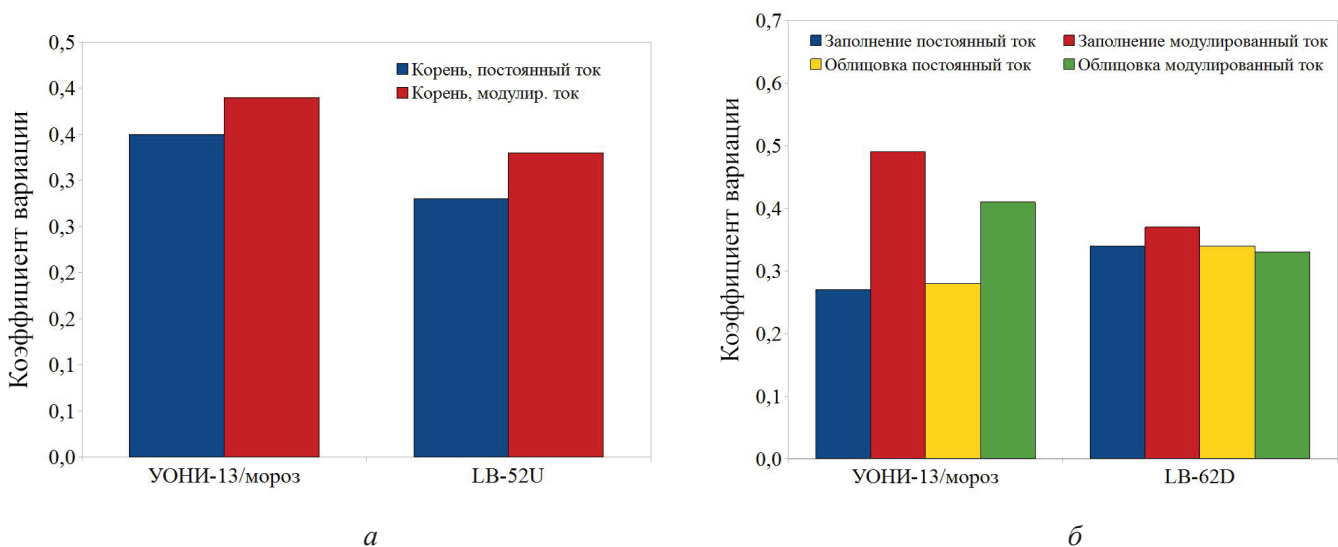


Рис. 3. Коэффициент вариации длительности коротких замыканий:

a – сварка КШ электродами диаметром 3 мм; *б* – сварка ЗШ и ОШ электродами диаметром 4 мм

Fig. 3. Variation coefficient of short-current duration:

a – welding of root joint with 3 mm electrodes; *б* – welding of filling and capping joints with 4 mm electrodes

и остывания обрабатываемого металла, может быть термический цикл сварки [19]. Как правило, весь процесс сварки может характеризоваться семейством кривых термических циклов, которые можно получить обработкой результатов тепловизионной съемки. Важным показателем затрачиваемой энергии при формировании неразъемного соединения является погонная энергия, которая рассчитывалась в соответствии с общепринятой методикой [20].

Более детализованная оценка характеристик теплопереноса была сделана в работе [10]. Было установлено, что на их показатели оказывают влияние не только энергетические характеристики процесса сварки и способ сварки (СПТ или СМТ), но и тип сварочных электродов, в том числе их химический состав и качество изготовления [21].

Типичная микроструктура изученных сварных соединений по горизонтальному сечению

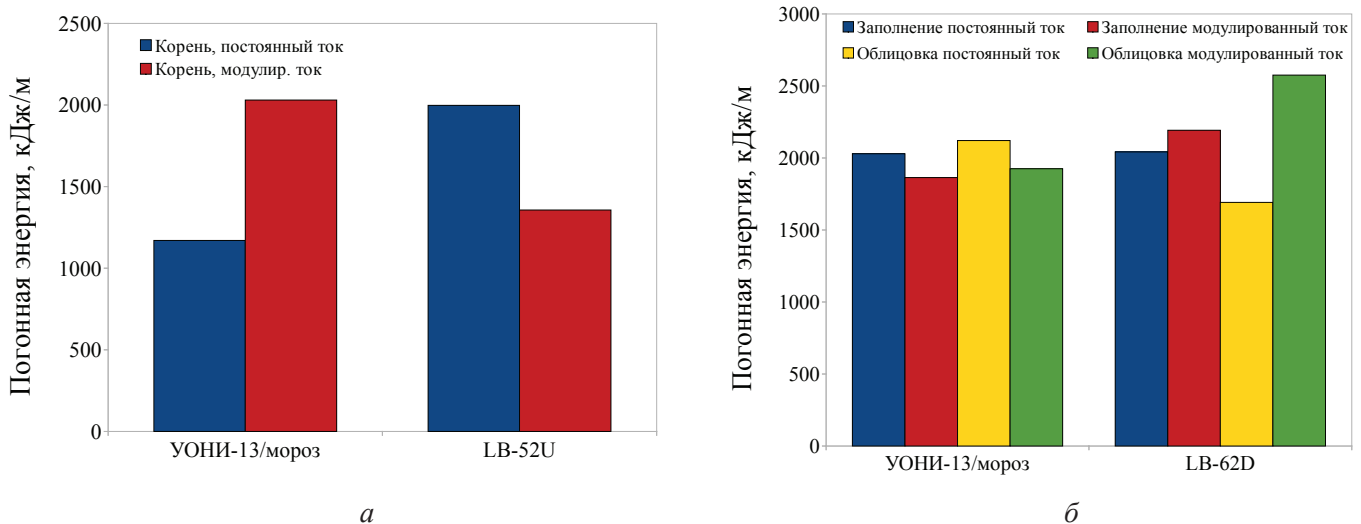


Рис. 4. Погонная энергия, затраченная при сварке:

a – сварка КШ электродами диаметром 3 мм; *б* – сварка ЗШ и ОШ электродами диаметром 4 мм

Fig. 4. Heat input spent at welding:

a – welding of root joint with 3 mm electrodes; *б* – welding of filling and capping joints with 4 mm electrodes

центральной части металлографических образцов на примере соединения серии 4 представлена на рис. 5. Структура ОМ стали 09Г2С представляет собой ферритно-перлитную смесь с объемной долей ферритной составляющей $f_{\text{об}} = 68\%$ и размером ферритного зерна $d_{\text{ф}}$, варьирующимся в пределах $d_{\text{ф}} = 5,02 \dots 10,40$ мкм. Методом количественной металлографии установлено, что объемная доля и средний размер зерен феррита в ЗТВ изученных сварных соединений серий 1, 2, 3 и 4 меняются незначительно и находятся в пределах $f_{\text{об}} = 66 \dots 69\%$ и

$d_{\text{ф}} = 3,29 \dots 6,58$ мкм. Металл СШ образцов серий 1 и 2 имеет дендритоподобную структуру, представленную на рис. 6, а металл СШ образцов серий 3 и 4 характеризуется ферритно-перлитной структурой (рис. 5, *a*). В металле СШ сварных соединений серий 3 и 4 объемная доля феррита и размер ферритного зерна составляют $f_{\text{об}} = 60 \dots 66\%$ и $d_{\text{ф}} = 5,24 \dots 5,36$ мкм соответственно. В ЗТВ образцов серий 3 и 4 структура более дисперсна по сравнению с основным металлом и сварным швом. Как видно из рис. 5, для различных участков сварного соединения

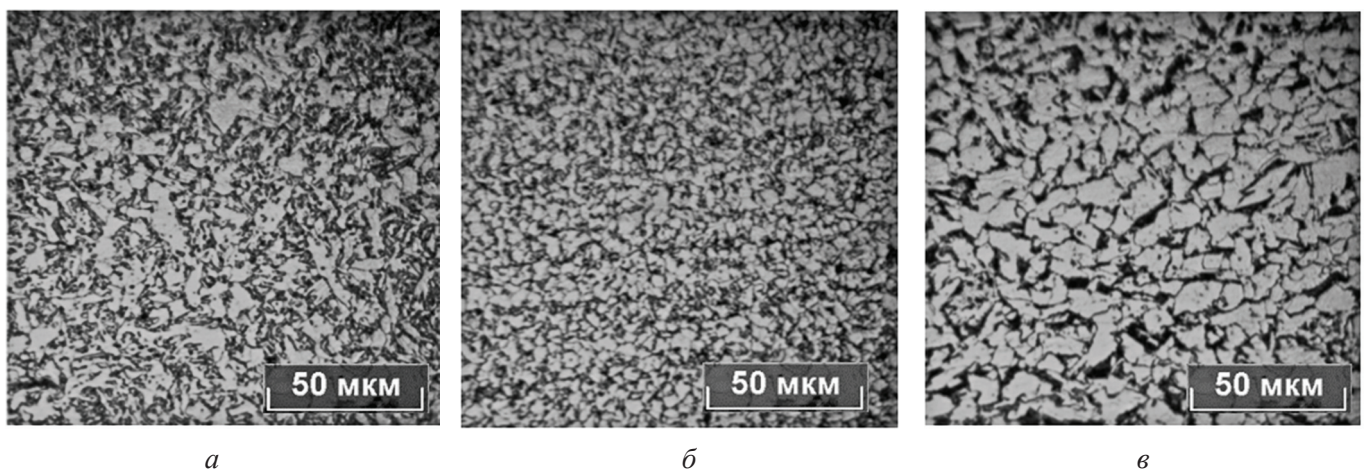


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения серии 4 (СМТ):
СШ (*a*), ЗТВ (*б*) и ОМ (*в*)

Fig. 5. Microstructure of specimens (4th set of experiments):
joint (*a*), heat-affected zone (*б*), base metal (*в*)

серии 4 наиболее дисперсная структура со средним размером ферритного зерна $d_{\text{ф}} = 3,93$ мкм наблюдается в ЗТВ.

Металлографический анализ выявил заметное различие в микроструктуре СШ сварных соединений серий 1 и 2 (рис. 6). Так, у образца серии 1 (СПТ) дендритоподобная структура содержит зерна больших размеров по сравнению с микроструктурными элементами образца серии 2 (СМТ). Размеры дендритоподобных зерен во втором случае меньше, что подтверждает ранее установленный эффект рафинирования структуры в результате импульсного изменения энергетических параметров режима сварки. При этом сравнение микроструктуры СШ образцов серии 2 (СМТ, электрод УОНИ 13/Мороз) и серии 4 (СМТ, электроды LB-52U и LB-62D) показывает, что структурные элементы в металле шва имеют примерно одинаковые размеры, несмотря на то что во втором случае значения погонной энергии были выше (рис. 6, б и 5, а соответственно).

Согласно приведенным на рис. 7 результатам ударных испытаний основного металла и металла ЗТВ изученных сварных соединений серий 1 и 2 и особенно серий 3 и 4 они не обладают выраженным порогом хладноломкости. Установлено, что наиболее высокие значения ударной вязкости $KCV = 1,02...2,25$ МДж/м² металла ЗТВ в интервале температур испытаний от комнатной до -20 °С наблюдается на образцах серии 2 сварного соединения, полученного сваркой с модуляцией тока (СМТ), с использованием никельсодержащего электрода УОНИ-13/мороз.

Следует отметить, что ударная вязкость металла ЗТВ независимо от способа получения

сварного соединения при температурах испытаний до -40 °С превышает значения KCV основного металла. Уровень ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединения серий 3 и 4, полученных с использованием электродов марки LB52U (корневой слой шва) и LB62D (заполняющий и облицовочный слой), практически не зависит от способа получения сварного соединения (СПТ или СМТ). Значения ударной вязкости образцов серий 3 и 4 сопоставимы с ударной вязкостью ОМ, и при температурах испытаний до -20 °С они существенно ниже, чем у образцов серий 1 и 2. При температурах испытаний -60 °С уровень ударной вязкости всех изученных образцов ОМ и ЗТВ уравнивается и находится в пределах $KCV = 0,17...0,43$ МДж/м². Однако в металле ЗТВ наибольшие значения $KCV^{-60} = 0,36...0,43$ МДж/м² достигаются на сварных соединениях серий 3 и 4 независимо от использованного способа сварки.

Согласно результатам изучения макро- и микростроения поверхностей изломов наиболее вязких образцов сварных соединений серий 1 и 2 с понижением температуры испытаний от 20 до -60 °С на изломах уменьшается ширина зоны боковой утяжки, свидетельствующей о вкладе пластической деформации в процесс разрушения образцов (рис. 8, а–е). На микроуровне наблюдается смена типа излома от вязкого ямочного (рис. 8, ж) до смешанного, включающего вязкие ямки и фасетки квазискола (рис. 8, з–и), и далее с понижением температуры испытаний до излома по типу квазискола (рис. 8, и–л) и скола с развитым ручьистым рельефом (рис. 8, м), характерным для хрупкого механизма разруше-

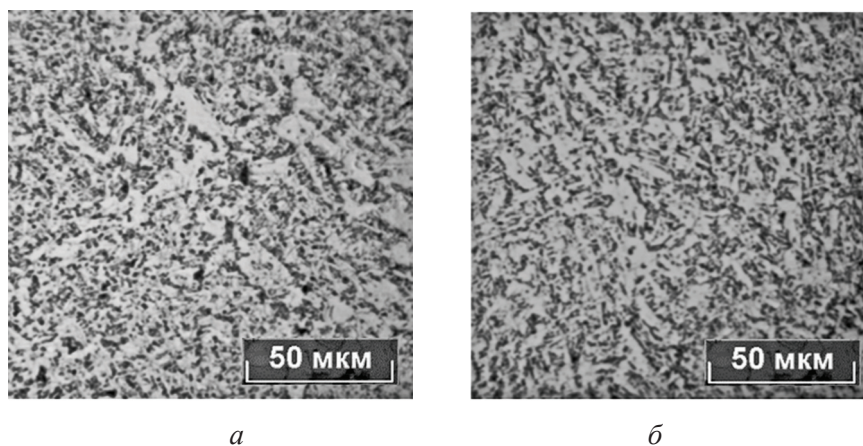


Рис. 6. Микроструктура СШ сварных соединений серии 1 (а) и 2 (б)

Fig. 6. Joint microstructure 1st (a) and 2nd set of experiments (b)

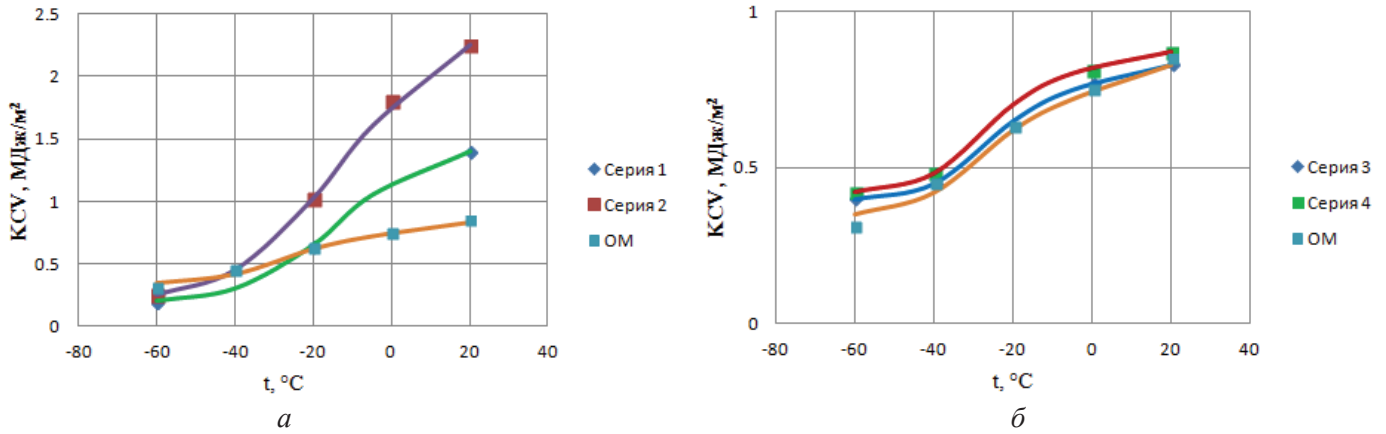


Рис. 7. Температурные зависимости ударной вязкости ОМ и металла ЗТВ сварных соединений серий 1, 2 (а); 3, 4 (б)

Fig. 7. Temperature dependencies of impact strength of base metal and heat-affected zone (1, 2, 3, 4 set of experiments)

ния. Изменение механизмов разрушения в изученных образцах сопровождается снижением значений ударной вязкости в пределах от 2,25 до 0,17 МДж/м². При этом в условиях промежуточных температур испытания (–20 °С) в образцах серии 2 (СМТ) на поверхности разрушения сохраняется заметная доля вязкой ямочной составляющей (рис. 8, з), а в изломе образцов серии 1 (СПТ) преобладает полностью хрупкий квазискольный рельеф поверхности разрушения (рис. 8, к).

Результаты приведенных в табл. 4 испытаний ОМ и металла ЗТВ сварных соединения серий 1, 2 и 3, 4 на статическую трещиностойкость при комнатной (20 °С) и пониженной (–60 °С) температурах указывают на то, что все изученные образцы сварных соединений при температурах 20 и –60 °С характеризуются достаточно высоким уровнем сопротивления хрупкому разрушению, оцениваемому по критерию K_c^* (критическое значение интенсивности напряжений в вершине трещины в условиях плоского напряженного состояния). При этом значения статической трещиностойкости металла ЗТВ сварных соединений серий 1 и 2 при $K_c = 83,2...84,3 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ($t = 20 \text{ °С}$) и $K_c = 92,2...94,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ($t = -60 \text{ °С}$) при комнатной и пониженной температурах превышают статическую трещиностойкость основного металла при 20 и –60 °С ($K_c = 74,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и $K_c = 83,3 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ соответственно).

Наблюдаемый на всех образцах нетипичный рост значений K_c с понижением температуры испытаний от комнатной до –60 °С можно объяснить изменением условий выполнения плоской

деформации при испытаниях на статическую трещиностойкость, вызванных ростом условного предела текучести металла с понижением температуры [22]. При этом наиболее высокое сопротивление хрупкому разрушению при –60 °С ($K_c = 94,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) достигается на металле ЗТВ сварных соединений серии 2, полученной сваркой с модуляцией тока. Статическая трещиностойкость металла ЗТВ сварных соединений серий 1 и 2 при комнатной и пониженной температурах превышает соответствующие значения параметра K_c сварных соединений серий 3 и 4, что хорошо согласуется с результатами испытаний на ударную вязкость, табл. 4 и рис. 7.

Как показано на примере наиболее вязких образцов металла ЗТВ сварного соединения серии 2, даже при достаточно высоких значениях показателя статической трещиностойкости при температуре –60 °С ($K_c = 94,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) в изломе образца отсутствуют боковые пластические утяжки (рис. 9, а), а в зоне статического роста трещины 4 преобладает квазискольный рельеф разрушения (рис. 9, б), характеризующийся повышенной энергоемкостью.

Значения K_c металла ЗТВ образцов сварных соединений серий 3 и 4 при 20 и –60 °С несколько ниже по сравнению с основным металлом, но вполне сопоставимы с ними и соответствуют достаточно высокому уровню сопротивления материала хрупкому разрушению (табл. 4).

Значения K_c металла ЗТВ образцов сварных соединений серий 3 и 4 при 20 и –60 °С несколько ниже по сравнению с основным металлом, но

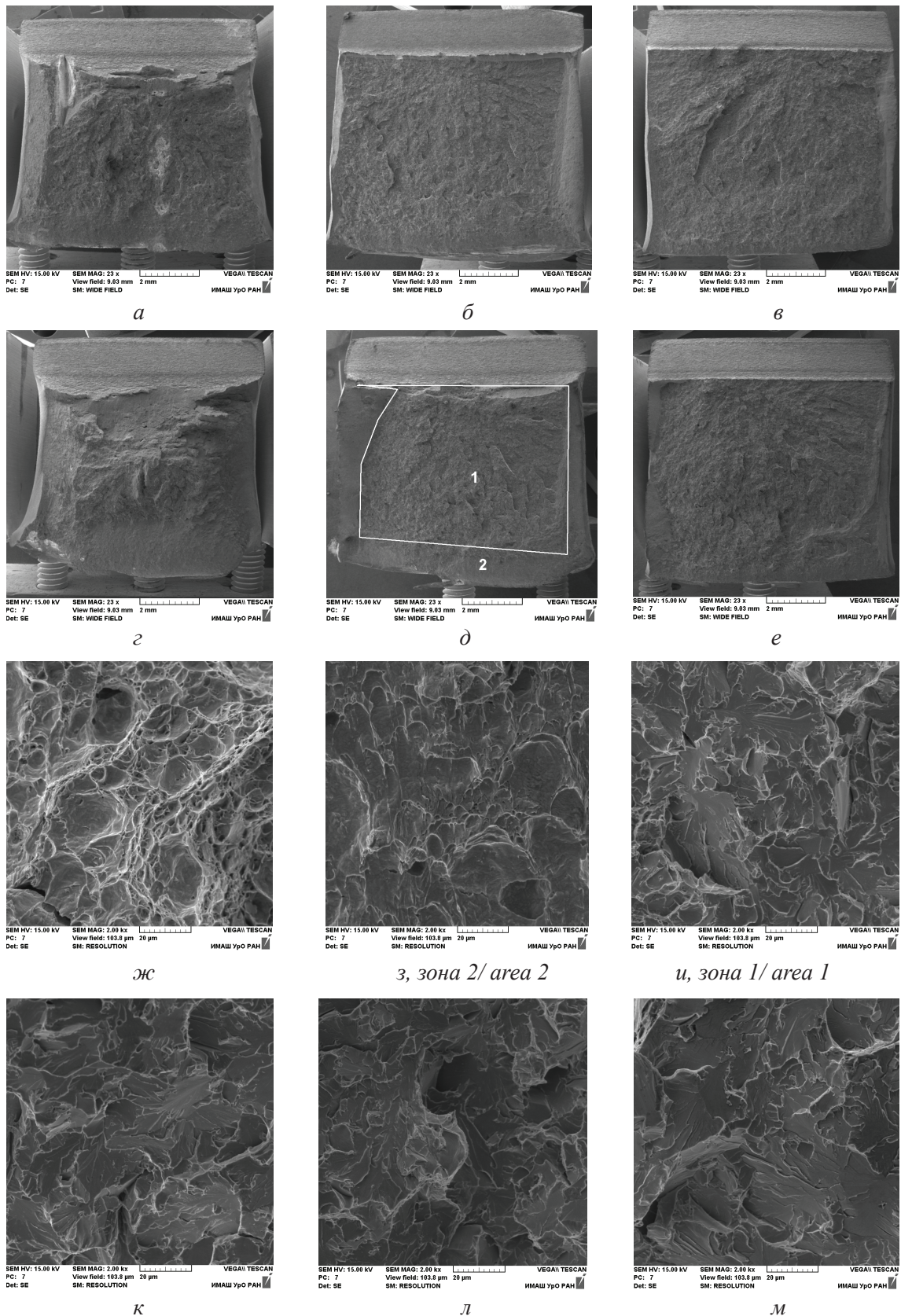


Рис. 8. Структура изломов ударных образцов металла ЗТВ серии 1 (а, б, в, ж, з, и, л) и 2 (г, д, е, ж, з, и, л) при температурах испытаний:

20 °С (а, г, ж); -20 °С (б, д, з, и, к) и -60 °С (в, е, л, м)

Fig. 8. Fracture structures (heat-affected zone) of the specimens after impact strength testing, 1st set of experiments – а, б, в, ж, з, и, л and 2nd set of experiments – г, д, е, ж, з, и, л, at test temperature :

20° C (а, г, ж); -20° C (б, д, з, и, к) and -60° C (в, е, л, м)

Статическая трещиностойкость основного металла и металла ЗТВ сварных соединений серий 1, 2, 3, 4 при комнатной и пониженных температурах
Static crack resistance of base metal and heat-affected zone of welding joints 1-4th set of experiments at the ambient temperature and low temperature

Серия / Set of experiments	Метод сварки / Welding technique	Температура испытаний, °С / Test temperature, °С	K_{Ic} , МПа · м ^{1/2} / K_{Ic} , МПа · м ^{1/2}
ОМ	—	20	74,7 ^{±2,5}
		–60	83,3 ^{±2,5}
1	СПТ	20	83,2 ^{±2,5}
		–60	92,2 ^{±2,5}
2	СМТ	20	84,3 ^{±2,5}
		–60	94,5 ^{±2,5}
3	СПТ	20	73,7 ^{±2,5}
		–60	82,2 ^{±2,5}
4	СМТ	20	72,2 ^{±2,5}
		–60	72,2 ^{±2,5}

Примечание. Соответствие полученных значений статической трещиностойкости критерию K_{Ic} было установлено по критерию Брауна–Сроули в соответствии с ГОСТ 25.506–85.

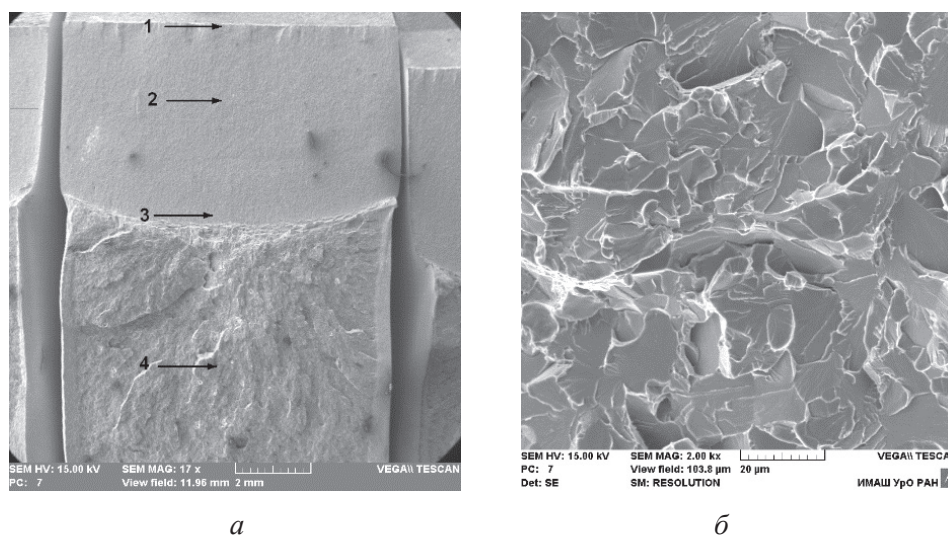


Рис. 9. Общий вид (а) и микростроение (б) излома образца металла ЗТВ сварного соединения серии 2 после испытаний на статическую трещиностойкость при –60 °С

Fig. 9 General view (a) and microstructure (б) of specimen fracture of heat-affected zone (2nd set of experiments) after static crack resistance test at temperature –60° С

вполне сопоставимы с ним и соответствуют достаточно высокому уровню сопротивления материала хрупкому разрушению (табл. 4).

Выводы

1. Установлено, что металл изученных сварных соединений стали 09Г2С имеет ферритно-перлитную структуру за исключением металла СШ образцов серий 1 и 2, имеющих дендритоподобную структуру. Проведенный с использованием анализатора изображений Thixomet Pro количественный металлографический анализ не выявил существенных различий в размере структурных элементов металла различных участков сварных соединений стали 09Г2С, полученных методом ручной дуговой сварки на постоянном токе и с модуляцией тока с использованием одинаковых марок электродов.

2. Характеристики ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений серии 1 при температуре испытаний $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, а также ЗТВ образцов серии 2 при температуре испытаний $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше по сравнению со значениями KCV основного металла. При этом в данном температурном диапазоне металл ЗТВ сварных соединений серий 1 и 2 (электроды УОНИ-13/мороз) характеризуется более высокими значениями ударной вязкости по сравнению с образцами из металла ЗТВ сварных соединений серий 3 и 4 (электроды LB52U и LB62D).

3. На сварных соединениях серий 1 и 2 и в меньшей степени на сварных соединениях серий 3 и 4 выявлено преимущество использования технологии сварки с модуляцией тока (СМТ), обеспечивающей более высокие значения ударной вязкости металла ЗТВ в температурном диапазоне $20\dots-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ по сравнению со сваркой на постоянном токе (СПТ).

4. С понижением температуры ударных испытаний до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ различия в ударной вязкости ОМ и металла ЗТВ сварных соединений серий 1 и 2 становятся незначительными. Наибольшие значения $KCV^{-60} = 0,36\dots 0,43\text{ МДж/м}^2$, превышающие значения ударной вязкости основного металла при этой температуре, достигаются на металле ЗТВ сварных соединений серий 3 и 4 независимо от способа сварки.

5. Выявлена взаимосвязь между макро- и микростроением изломов ударных образцов свар-

ных соединений и уровнем их ударной вязкости, проявляющаяся в существенном снижении значений KCV при смене доминирующего механизма разрушения от вязкого ямочного к квазисколу и хрупкому сколу в условиях понижения температуры испытаний от комнатной до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

6. Испытания металла ЗТВ изученных сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость выявили возможность их использования при комнатной и пониженной температурах в изделиях и элементах конструкций ответственного назначения при наличии дефектов в виде усталостных трещин. Установлено эффективное влияние сварки с модуляцией тока по сравнению со сваркой на постоянном токе на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Список литературы

1. Физико-технические проблемы современного материаловедения. В 2 т. Т. 1 / редкол.: И.К. Походня и др.; НАН Украины. – Киев: Академперіодика, 2013. – 583 с. – ISBN 978-966-360-236-3.

2. 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.

3. Shiga C. Problems in welded joints and systematic approach to their solution in STX21 project // Science and Technology of Welding and Joining. – 2000. – Vol. 5, iss. 6. – P. 356–364.

4. Development of new Low Transformation-Temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds / S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo, K. Yasuda, T. Amano // Proceedings of 2002 Symposium for Welded Structures of the Japan Welding Society. – Osaka, 2002. – P. 346–353.

5. Ogino Y., Hirata Y. Numerical simulation of metal transfer in argon gas-shielded GMAW // Welding in the World. – 2015. – Vol. 59, iss. 4. – P. 465–473. – doi: 10.1007/s40194-015-0221-8.

6. Kannengiesser Th., Lausch Th., Kromm A. Effects of heat control on the stress build-up during high-strength steel welding under defined restraint conditions // Welding in the World. – 2011. – Vol. 55, iss. 7. – P. 58–65.

7. Поисковые исследования повышения надежности металлоконструкций ответственного назначения, работающих в условиях экстремальных нагрузок и низких климатических температур / Ю.Н. Сараев,

С.В. Гладковский, Н.И. Голиков и др. // Научные технологии в проектах РФ. Сибирь / под ред. С.Г. Псахье и Ю.П. Шаркеева. – Томск: Издательство НТЛ, 2017. – Гл. 5. – С. 134–202. – ISBN 978-5-89503-607-5.

8. Лоос А.В., Лукутин А.В., Сараев Ю.Н. Источники питания для импульсных электротехнологических процессов. – Томск: Изд-во ТПУ, 1998. – 159 с.

9. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Selivanov Yu.V. Special features of the formation of protective corrosion-resisting coatings in pulsed electric arc surfacing of austenitic steels // *Welding International*. – 2010. – Vol. 24, iss. 11. – P. 884–888. – doi: 10.1080/09507116.2010.486199.

10. Исследование влияния энергетических параметров режима дуговой сварки покрытыми электродами на стабильность тепломассопереноса / Ю.Н. Сараев, А.Г. Лунев, А.С. Киселев, А.С. Гордынец, Д.А. Нестерук, А.А. Хайдарова, Д.А. Чинахов, В.М. Семенчук // *Сварочное производство*. – 2018. – № 2. – С. 3–13.

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

12. Hybrid 2D–3D modelling of GTA welding with filler wire addition / A. Traidia, F. Roger, E. Guyot, J. Schroeder, G. Lubineau // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2012. – Vol. 55. – P. 3946–3963. – doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2012.03.025.

13. Wang H., Colegrove P.A., Mehnen J. Hybrid modelling of the contact gap conductance heat transfer in welding process // *Advances in Engineering Software*. –

2014. – Vol. 68. – P. 19–24. – doi: 10.1016/j.advengsoft.2013.11.000.

14. Impacts of torch moving on phase change and fluid flow in weld pool of SMAW / L.G. Tong, J.C. Gu, S.W. Yin, L. Wang, S.W. Bai // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2016. – Vol. 100. – P. 949–957.

15. Походня И.К., Сунтель А.М. Теплосодержание капель при сварке в углекислом газе // *Автоматическая сварка*. – 1970. – № 7. – С. 12–17.

16. Улучшение структуры и свойств сварных соединений труб большого диаметра из низколегированной стали при импульсно-дуговой сварке / Ю.Н. Сараев, В.П. Безбородов, И.М. Полетика, А.В. Тютев, И.В. Никонова, Н.В. Кирилова, С.П. Севастьянов // *Автоматическая сварка*. – 2004. – № 12. – С. 34–38.

17. Сараев Ю.Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // *Тяжелое машиностроение*. – 2010. – № 8. – С. 14–19.

18. Ланкин Ю.Н. Показатели стабильности процесса дуговой сварки плавящимся электродом // *Автоматическая сварка*. – 2011. – № 1. – С. 7–15.

19. Кархин В.А. Тепловые процессы при сварке. – 2-е изд., перераб. и доп. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 572 с. – ISBN 978-5-7422-4629-9.

20. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.

21. Совершенствование технологии производства электродов УОНИ-13/55 / И.Н. Ворновицкий, С.А. Горбатов, Ю.А. Глушков, Р.Б. Киторев // *Сварочное производство*. – 2001. – № 1. – С. 42–44.

22. Брок Д. Основы механики разрушения: пер. с англ. – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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















Investigation of the Influence of Energy Parameter of the Covered-Electrode Welding on the Impact Strength Characteristics and Cracking Resistance of the Welded Joints Obtained

Yury Saraev^{1, a, *}, Sergey Gladkovsky^{2, b}, Sergey Lepikhin^{2, c}, Ivan Kamantsev^{2, d},
Alexey Lunev^{1, 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 Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0002-9457-4309>,  litsin@ispms.tsc.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-3542-6242>,  gsv@imach.uran.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-0240-2164>,  lsv@imach.uran.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0003-0775-4043>,  ks@imach.uran.ru,
^e  <http://orcid.org/0000-0002-0777-5357>,  agl@ispms.tsc.ru, ^f  <http://orcid.org/0000-0003-2780-6023>,  mv_perovskaya@inbox.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 March 2018

Revised: 27 March 2018

Accepted: 09 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Welding

Surfacing

Fracture

Impact strength

Fracture toughness

Energy parameters

Arc

Welded joints

Acknowledgements:

The authors are grateful to the staff of the IMASh UrB RAS *Veselova V.E.* for the performed fractographic studies and *Kuteneva S.V.* for the quantitative metallographic analysis of welds with the use of equipment of OJSC "Uralturbo" (Ekaterinburg). The results of the research presented in the paper were obtained using the equipment of the CUC "Plastometry" of the Urals Branch of the Russian Academy of Sciences.

Funding:

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

ABSTRACT

Justification: High-strength low-alloy steels are used in mechanical engineering, construction industry, shipbuilding, pipeline transport among others due to increased requirements for the performance characteristics of welded structures. The main method used in the construction of metal structures is arc welding, which has a significant impact on the properties of the weld zone, its structure and mechanical properties. At the same time, there is always a risk of various defects in the weld zone, which physical origin is diverse and difficult to predict. **The purpose of the research** is to find ways to improve performance of the high-duty structures by estimating the influence of energy parameters of the covered-electrode welding modes and the change of its control algorithms on the weld structure and the heat-affected zone, as well as the characteristics of the impact toughness and crack resistance of the resulting welded joints. **Experiment technique:** steel 09G2S specimen, obtained by electrode welding in the modes of direct current (DC) and low-frequency current modulation (LFM) are used to carry out tests. Optical microscopy combined with image analyzer is used to study the structure of welds, the heat-affected zone (HAZ) and the base metal (BM). As a part of the study the average grain size is determined. An analysis of fractures of different sections is carried out using scanning electron microscopy. **Results:** the assessment of the impact of the energy parameters of the covered-electrode welding modes on the characteristics of the impact toughness and crack resistance of welds, as the main indicators of the operational characteristics of the high-duty structures is taken. The dependence of the energy parameters of covered-electrode welding modes and the change of its control algorithms on the structure of the weld and heat affected zone is established. It is shown that the pulsed nature of changes in the energy parameters of the welding mode has a favorable effect on the heat capacity of the melt of the molten pool and the conditions of its crystallization. Testing of HAZ in static fracture toughness showed that all investigated compounds have high values in the whole temperature range: from +20 °C to -60 °C, even in the presence of defects such as fatigue cracks. **The effective influence** of welding performed in the low-frequency current modulation mode, as compared to DC welding, on the resistance to brittle fracture of welded joints made of low-carbon steels at low climatic temperatures is determined.

For citation: Gladkovsky S.V., Lepikhin S.V., Kamantsev I.S., Lunev A.G., Perovskaya M.V. Investigation of the influence of energy parameter of the covered-electrode welding on the impact strength characteristics and cracking resistance of the welded joints obtained. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 100–115. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-100-115. (In Russian).

*** Corresponding author**

Saraev 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.: +7 (3222) 492-942, e-mail: litsin@ispms.ru

References

1. Pokhodnya I.K., ed. *Fiziko-tekhicheskie problemy sovremennogo materialovedeniya*. V 2 t. T. 1 [Physical and technical problems of modern materials science. In 2 vol. Vol. 1]. National Academy of Sciences of Ukraine. Kiev, Akadempriodika Publ., 2013. 583 p. ISBN 978-966-360-236-3.
2. 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.
3. Shiga C. Problems in welded joints and systematic approach to their solution in STX21 project. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2000, vol. 5, iss. 6, pp. 356–364.
4. Zenitani S., Hayakawa N., Yamamoto J., Hiraoka K., Morikage Y., Kubo T., Yasuda K., Amano T. Development of new Low Transformation-Temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds. *Proceedings of 2002 Symposium for Welded Structures of the Japan Welding Society*, Osaka, 2002, pp. 346–353.
5. Ogino Y., Hirata Y. Numerical simulation of metal transfer in argon gas-shielded GMAW. *Welding in the World*, 2015, vol. 59, iss. 4, pp. 465–473. doi: 10.1007/s40194-015-0221-8.
6. Kannengiesser Th., Lausch Th., Kromm A. Effects of heat control on the stress build-up during high-strength steel welding under defined restraint conditions. *Welding in the World*, 2011, vol. 55, iss. 7, pp. 58–65.
7. Saraev Yu.N., Gladkovsky S.V., Golikov N.I. et al. Poiskovyie issledovaniya povysheniya nadezhnosti metallokonstruktsii otvetstvennogo naznacheniya, rabotayushchikh v usloviyakh ekstremal'nykh nagruzok i nizkikh klimaticheskikh temperatur [Research of improving the reliability of metal of responsible purpose, working in conditions of extreme loads and low climatic temperatures]. *Naukoemkie tekhnologii v proektakh RNF. Sibir'* [Knowledge-based technology in the draft RSF. Siberia]. Ed. by S.G. Psakh'e and Yu.P. Sharkeev. Tomsk, NTL Publ., 2017, pp. 134–202. ISBN 978-5-89503-607-5.
8. Loos A.V., Lukutin A.V., Saraev Yu.N. *Istochniki pitaniya dlya impul'snykh elektrotekhnologicheskikh protsessov* [Power supplies for pulse electro-technological processes]. Tomsk, TPU Publ., 1998. 159 p.
9. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Selivanov Yu.V. Special features of the formation of protective corrosion-resisting coatings in pulsed electric arc surfacing of austenitic steels. *Welding International*, 2010, vol. 24, iss. 11, pp. 884–888. doi: 10.1080/09507116.2010.486199.
10. Saraev Yu.N., Lunev A.G., Kiselev A.S., Gardiner A.S., Nesteruk D.A., Khaydarova A.A., Chinakhov D.A., Semenchuk V.M. Issledovanie vliyaniya energeticheskikh parametrov rezhima dugovoi svarki pokrytymi elektrodami na stabil'nost' teplomassoperenosa [Investigation of the influence energy parameters of the arc welding mode with coated electrodes for the stability of heat and mass transfer]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2018, no. 2, pp. 3–13.
11. Saraev Yu.N., Chinakhov D.A., Ilyshenko D.I., Kiselev A.S., Gordynets A.S. Investigation of 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.
12. Traidia A., Roger F., Guyot E., Schroeder J., Lubineau G. Hibrid 2D–3D modelling of GTA welding with filler wire addition. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2012, vol. 55, pp. 3946–3963. doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2012.03.025.
13. Wang H., Colegrove P.A., Mehnen J. Hybrid modelling of the contact gap conductance heat transfer in welding process. *Advances in Engineering Software*, 2014, vol. 68, pp. 19–24. doi: 10.1016/j.advengsoft.2013.11.000.
14. Tong L.G., Gu J.C., Yin S.W., Wang L., Bai S.W. Impacts of torch moving on phase change and fluid flow in weld pool of SMAW. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, vol. 100, pp. 949–957.
15. Pokhodnya I.K., Suptel' A.M. Teplosoderzhanie kapel' pri svarke v uglekislom gaze [Enthalpy drops during welding in carbon dioxide]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 1970, no. 7, pp. 12–17.

16. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Poletika I.M., Tyutev A.V., Nikonova I.V., Kirilova N.V., Sevastianov S.P. Improvement of the structure and properties of welded joints in large-diameter oil and gas pipes. *Avtomaticheskaya svarka = The Paton Welding Journal*, 2004, no. 12, pp. 34–38. (In Russian).

17. Saraev Yu.N. Obosnovanie kontseptsii povysheniya bezopasnosti i zhivuchesti tekhnicheskikh sistem, ekspluatiruemykh v regionakh Sibiri i Krainego Severa, na osnove primeneniya adaptivnykh impul'snykh tekhnologii svarki [Substantiation of a concept to improve safety and durability of engineering systems operating in siberia and the extreme north, based on the use of adaptive impulsive welding technologies]. *Tyazheloe mashinostroenie*, 2010, no. 8, pp. 14–19.

18. Lankin Yu.N. Indicators of stability of the GMAW process. *Avtomaticheskaya svarka = The Paton Welding Journal*, 2011, no. 1, pp. 7–15. (In Russian).

19. Karkhin V.A. *Teplovye protsessy pri svarke* [Thermal processes in welding]. 2nd ed., rev. St. Petersburg, Polytechnic Institute Publ., 2015. 572 p. ISBN 978-5-7422-4629-9.

20. Rykalin N.N. *Raschety teplovykh protsessov pri svarke* [Calculations of thermal processes in welding]. Moscow, Mashgiz Publ., 1951. 296 p.

21. Vornovitsky I.N., Gorbatov S.A., Glushkov Yu.A., Ktitorov R.B. Sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva elektrodov UONI-13/55 [Improvement of the technology of production of electrodes UONI-13/55]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2001, no. 1, pp. 42–44.

22. Broek D. *Elementary engineering fracture mechanics*. Leyden, Noordhoff, 1974 (Russ. ed.: Broek D. *Osnovy mekhaniki razrusheniya*. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1980. 368 p.).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Поверхностное упрочнение сплава ВТ1-0 с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей

Ольга Ленивецва^{1, a}, Александр Токарев^{2, b}, Иван Чакин^{3, c}, Сергей Буров^{4, d, *},
 Юлия Худорожкова^{4, e}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия

³ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, проспект Академика М.А. Лаврентьева, 11, г. Новосибирск, 630090, Россия

⁴ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-2471-3286>, lenivtseva_olga@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-2841-3689>, aot51@ngs.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-0529-2017>, chak_in2003@bk.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>, burchitai@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>, khjv@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92

История статьи:

Поступила: 28 февраля 2018

Рецензирование: 28 марта 2018

Принята к печати: 04 мая 2018

Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Сплав ВТ1-0

Электронно-лучевая обработка

Покрытие

Карбид бора

Карбид титана

Борид титана

Триботехнические свойства

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-60066 мол_а_дк.

АННОТАЦИЯ

Введение. В современном машиностроении для реализации многих задач, связанных с модификацией структуры поверхностных слоев металлических материалов, все чаще применяют высокотемпературные источники нагрева. Структурные преобразования, происходящие при их использовании, позволяют повысить прочностные, коррозионные и триботехнические свойства металлов. Титан и сплавы на его основе нашли широкое применение в современной промышленности, однако более широкое их распространение ограничено высоким коэффициентом трения и низкой стойкостью к изнашиванию. Проблеме упрочнения титана и его сплавов при использовании высокотемпературных источников нагрева уделяется недостаточное внимание. Анализ работ, связанных с высокоскоростным нагревом сплавов на основе титана, показал, что в качестве инструмента для поверхностного нагрева чаще всего используется лазерный луч. Функцию основного материала преимущественно выполняет титановый сплав Ti-6Al-4V. Высокой твердостью и износостойкостью обладают образцы, полученные при наплавке порошковых смесей, содержащих диборид титана (TiB₂) и карбид бора (B₄C). Однако толщина сформированных таким образом покрытий не превышает 1 мм. При необходимости получения модифицированных слоев повышенной толщины рационально использовать метод электронно-лучевой обработки материалов в воздушной среде. **Целью** работы являлось изучение возможности наплавки порошковой смеси, содержащей карбид бора, для модифицирования поверхностных слоев технически чистого титана методом вневакуумной электронно-лучевой обработки. **Методы.** В качестве материала основы использовали титановый сплав ВТ1-0, пластины которого обрабатывали высококонцентрированным электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу. Для формирования частиц высокопрочной фазы в поверхностных слоях использовали порошковые смеси с различным содержанием порошка карбида бора (10, 20 и 30 вес. %). Модифицированные материалы анализировали методами оптической и растровой электронной микроскопии. Исследования износостойкости проводили в условиях трения о закрепленные и нежестко закрепленные частицы абразива. **Результаты и обсуждение.** Механические и триботехнические свойства модифицированных слоев титана в значительной мере определяются структурными преобразованиями, происходящими в поверхностных слоях материала. Обработка титанового сплава высококонцентрированным электронным лучом в воздушной среде позволяет получать модифицированные слои толщиной более 1 мм. Наплавка порошковой смеси, содержащей карбид бора, приводит к формированию в поверхностно-легированных слоях высокопрочных частиц, оказывающих существенное влияние на свойства основного материала. Введение в наплавочную смесь 10 вес. % порошка карбида бора позволяет получить качественные слои, содержащие мелкодисперсные частицы моноборида и карбида титана. Объемная доля высокопрочной фазы в этих слоях составляет ~ 20 %. Повышение концентрации карбида бора в исходной порошковой смеси до 30 вес. % приводит к образованию в структуре модифицированных слоев крупных первичных кристаллов боридов титана и карбида титана дендритной морфологии. Увеличение концентрации B₄C приводит также к росту объемной доли упрочняющей фазы до 40...44 %. Характерной особенностью этих образцов является присутствие конгломератов мелкодисперсных частиц в нижней зоне покрытия. Средний уровень микротвердости упрочненных слоев достигает 4250...6400 МПа. В условиях трения о закрепленные частицы абразива максимальная износостойкость, превышающая в 2,4 раза аналогичный показатель эталонного образца, зафиксирована в процессе испытания сплава, полученного при наплавке смеси с 30 вес. % B₄C. Эти же образцы показали восьмикратный рост значений износостойкости при воздействии на материал нежестко закрепленных частиц абразива.



Для цитирования: Поверхностное упрочнение сплава ВТ1-0 с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей / О.Г. Ленивцева, А.О. Токарев, И.К. Чакин, С.В. Буров, Ю.В. Худорожкова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 116–129. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-116-129.

***Адрес для переписки**

Буров Сергей Владимирович, к.т.н.,
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук
ул. Комсомольская, 34,
620049, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: 8 (343) 362-30-17, e-mail: burchitai@mail.ru

Введение

В последние десятилетия многие актуальные задачи современного материаловедения успешно решаются при реализации процессов, основанных на применении плазмы, лазерного и электронного луча. Изменение комплекса свойств поверхностных слоев титановых сплавов обусловлено преобразованиями структуры, формированием в них высокопрочных частиц, в том числе карбидов, боридов и частиц иной природы.

Для решения многих задач, связанных с модификацией структуры поверхностных слоев материалов, специалисты широко используют плазменные технологии. Разработаны плазменные покрытия, характеризующиеся повышенной прочностью, износостойкостью в различных условиях внешнего воздействия. Однако во многих случаях формируемые покрытия обладают высокой пористостью и низким уровнем адгезионных свойств.

Модифицирование плазменными технологиями поверхностных слоев на заготовках из титанового сплава достаточно редко [1–5]. Лишь в некоторых случаях цели поверхностной обработки связаны с повышением триботехнических свойств титана [4–6]. Результатом обработки плазменными технологиями титанового сплава, представленным в патенте [7], является увеличение уровня твердости в 1,3...1,4 раза и снижение коэффициента трения в 1,5...2,1 раза.

Обработка лазерным лучом позволяет сформировать высокопрочные слои, обеспечивающие повышение износостойкости, усталостной и контактно-усталостной долговечности металлических материалов [8–14]. В то же время следует учитывать ограничения, характерные для этих процессов. Известно, что металлические заготовки с гладкой поверхностью поглощают лишь 3...7 % лазерного излучения. Толщина по-

крытий, получаемых методом лазерного оплавления, достигает 1 мм.

Авторами работы [8] описаны особенности наплавки порошков B_4C и C в среде азота на титановый сплав Ti-6Al-4V (аналог российского ВТ6). Результаты исследований свидетельствуют о формировании поверхностных слоев толщиной ~0,8 мм с твердостью до 1060...1358 HV. Особенности упрочнения титанового сплава Ti-6Al-4V частицами $TiC_{0.3}N_{0.7}$ и TiB отражены в работе [9].

При необходимости формирования поверхностно упрочненных слоев толщиной до 3 мм с высокой производительностью обращаются к технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей. Проведена экспериментальная оценка возможностей обработки сплавов на основе титана. Подробно изучены слои, сформированные при наплавке порошковых смесей Mo-WC, графит-Si, SiC и TiC [15–17]. По данным литературных исследований в процессах вневакуумной электронно-лучевой обработки порошковых соединений TiB_2 и B_4C применялись лишь при наплавке на заготовки из сплава Ti-6Al-4V [18–21].

Kwang Jun Euh с соавторами [18] отмечают, что в результате электронно-лучевой наплавки в воздушной среде порошков диборида титана и борида молибдена были получены поверхностно-легированные слои толщиной 1,5 мм, показатели твердости и износостойкости которых в 2...3 раза выше по сравнению с основным материалом. В соответствии с экспериментальными данными, представленными в работе [19], результатом наплавки порошковой смеси (Ti + TiB_2 + B_4C) на титановый сплав Ti-6Al-4V является рост износостойкости материала в диапазоне от 6 до 9 раз.

Цель работы заключалась в изучении возможности применения технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых

смесей, содержащих карбид бора, для поверхностного упрочнения заготовок из технического чистого титана.

Задачей являлось установление зависимости сформированных структур в поверхностных слоях титанового сплава ВТ1-0 методом электронно-лучевой обработки в воздушной атмосфере с механическими и триботехническими свойствами полученных материалов.

Методика исследований

Для обработки методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки применялись плоские заготовки из технического чистого титана ВТ1-0 размером 100×50×12 мм. В качестве наплавочных материалов применялись порошковые смеси, в состав которых входили 10, 20, 30 вес. % карбида бора (средний размер частиц ~ 20 мкм) и 40, 30, 20 вес. % титана (средний размер частиц ~ 100 мкм). С целью защиты расплава от кислорода воздуха в порошковую смесь добавляли 40 вес. % CaF_2 и 10 вес. % LiF .

При выполнении экспериментов было реализовано три режима наплавки (табл. 1). Изменяемым параметром являлась концентрация наплавляемого порошка карбида бора (10, 20, 30 вес. %).

Вневакуумную электронно-лучевую наплавку осуществляли с использованием промышленного ускорителя электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН (г. Новосибирск) [22]. Разработанная специалистами

трехступенчатая система откачки воздуха позволяла выводить сформированный в колонне электронный пучок в воздушную среду и контролировать их положение в атмосфере [23]. Обработка металлических материалов электронным лучом накладывала определенные требования, в том числе необходимость применения дорогостоящих вакуумных камер. Возможность выводить высококонцентрированный пучок электронов в воздушную атмосферу позволила снять данные ограничения [22]. Основными достоинствами ускорителя электронов ЭЛВ-6 являются высокий коэффициент полезного действия установки, малое рассеивание энергии, высокая производительность, возможность формирования поверхностно-легированных слоев повышенной толщины. Дополнительные параметры, характеризующие особенности наплавки порошковых смесей, приведены в табл. 2.

Металлографические исследования проводились на микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer Z1m*. Для определения элементного состава частиц различных фаз материала использовался микрорентгеноспектральный анализатор типа *X-ACT (Oxford Instruments)*. Оценка объемной доли и морфологии упрочняющих частиц осуществлялась на нетравленных шлифах с использованием программного приложения *Image J*.

Фазовый анализ покрытий был проведен на дифрактометре *ARL X'TRA* с использованием $\text{Cu K}\alpha$ -излучения. Дифракционные картины регистрировались в шаговом режиме с интервалом

Таблица 1

Table 1

Составы порошковых смесей и режимы обработки
Compositions of powder mixtures and treatment regimes

Номер режима/ Mode number	Маркировка образца/ Sample designation	Состав наплавочной смеси, % (вес.)/ Composition of the surfacing mixture, % (wt.)	Ток пучка, мА/ Beam current, mA	Скорость перемещения образца, мм/с/ Speed of sample movement, mm/s	Плотность насыпки, г/см ² / Density of powder mixtures, g/cm ²
1	«Ti-10B ₄ C»	Ti + B ₄ C + CaF ₂ +LiF (40 + 10 + 40 + 10)	28	25	0,2
2	«Ti-20B ₄ C»	Ti + B ₄ C + CaF ₂ +LiF (30 + 20 + 40 + 10)			
3	«Ti-30B ₄ C»	Ti + B ₄ C + CaF ₂ +LiF (20 + 30 + 40 + 10)			

Таблица 2

Table 2

Параметры наплавки порошковых смесей
Cladding parameters of powders mixture

Энергия пучка электронов / Electron beam energy	1,4 МэВ
Расстояние от выпускного отверстия / Distance from the outlet	90 мм
Гауссовский диаметр пучка электронов / Gauss electron beam diameter	12 мм
Частота сканирования пучка электронов / Electron beam scanning frequency	50 Гц
Энергия пучка электронов / Electron beam energy	50 мм

$\Delta 2\theta = 0,05^\circ$. Время накопления сигнала на одну точку составляло 12 с. Идентификация фаз, присутствующих в наплавленных слоях, осуществлялась на основании базы данных *PDF-4*.

Микротвердость наплавленных слоев оценивали с использованием микротвердомера *Wolpert Group 402MVD*. Измерения выполнялись на поперечных шлифах в направлении от поверхности к основному металлу по результатам измерения отпечатков на пяти дорожках с шагом 100 мкм. В качестве индентора применялась четырехгранная алмазная пирамида. Нагрузка на индентор составляла 0,98 Н.

Показателями качества полученных в работе материалов являлись значения их стойкости в условиях воздействия закрепленных и нежестко закрепленных частиц абразива. Для испытаний на трение о закрепленные частицы абразива были подготовлены цилиндрические образцы диаметром 2,5 мм и высотой 12 мм. Абразивом был карбид кремния с размерами частиц от 80 до 100 мкм. В процессе испытаний образцы с усилием 3 Н прижимались к вращающемуся стальному диску диаметром 225 мм с закрепленной на нем абразивной бумагой и перемещались при этом в радиальном направлении. Сочетание отмеченных видов движения обеспечивало траекторию движения образца относительно диска в форме спирали Архимеда. В качестве эталона использовался титановый сплав ВТ1-0. Значения износостойкости исследуемых материалов рассчитывали в соответствии с соотношением

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{Э}} \rho_{\text{И}}}{\Delta m_{\text{И}} \rho_{\text{Э}}}$$

где $\rho_{\text{И}}$, $\rho_{\text{Э}}$ – значение плотности исследуемого и эталонного образцов; $\Delta m_{\text{И}}$, $\Delta m_{\text{Э}}$ – потеря массы исследуемого и эталонного образцов.

Испытания материалов при трении в условиях воздействия нежестко закрепленных абразивных частиц были выполнены по ГОСТ 23.208–79. В соответствии со стандартом образцы изнашивались речным песком при его перемещении резиновым роликом, вращающимся с частотой 60 об/мин. Усилие прижатия ролика к поверхности образца было равно 44 Н. Общий путь трения составил 942 м. Критерием поведения материалов в условиях абразивного изнашивания являлась потеря массы.

Результаты и их обсуждение

Толщина поверхностно оплавленных материалов при обработке всех типов порошковых смесей превышала 1 мм. Легированные слои отчетливо выделяются при металлографических исследованиях и надежно идентифицируются путем измерения уровня микротвердости в процессе исследования поперечного сечения шлифов.

Типичные снимки структур сформированных модифицированных слоев, полученные с применением методов световой и растровой электронной микроскопии, представлены на рис. 1 и 2.

В сплаве, полученном при наплавке порошковой смеси, содержащей 10 вес. % карбида бора, наблюдаются выделения преимущественно вытянутых первичных мелкодисперсных кристаллов боридов титана длиной до ~ 15 мкм и карбида титана дендритной формы с длиной оси первого

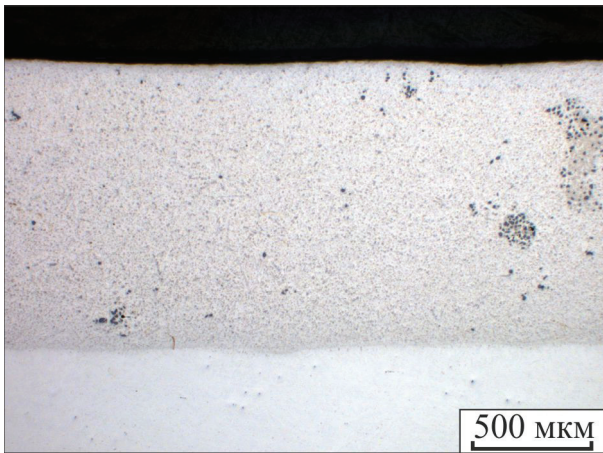
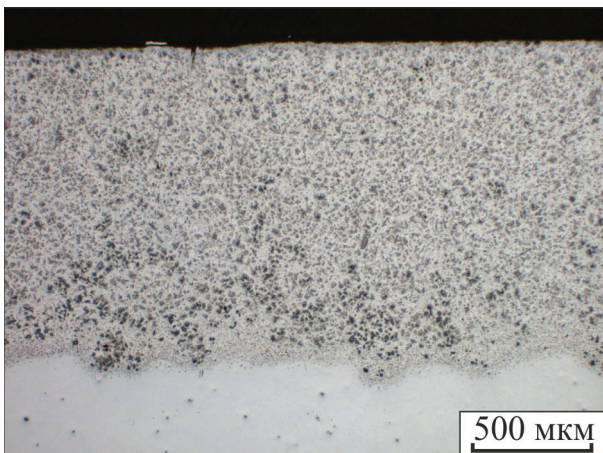
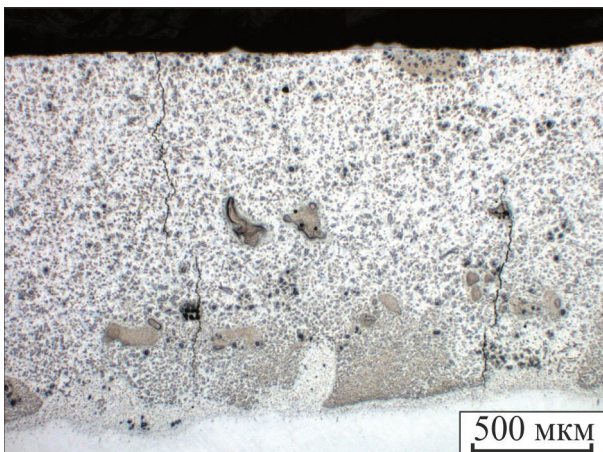

a

б

в

Рис. 1. Структура поверхностных слоев титана, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси порошков титана и карбида бора (оптическая металлография):

a – 10 вес. % B_4C ; *б* – 20 вес. % B_4C ; *в* – 30 вес. % B_4C

Fig. 1. The structure of the surface layers of titanium formed by the method of nonvacuum electron-beam cladding of a mixture of titanium and boron carbide powders (optical metallography):

a – 10 wt. % B_4C ; *б* – 20 wt. % B_4C ; *в* – 30 wt. % B_4C

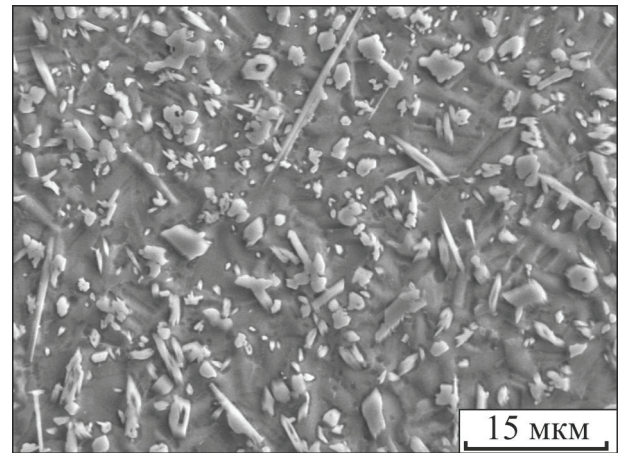
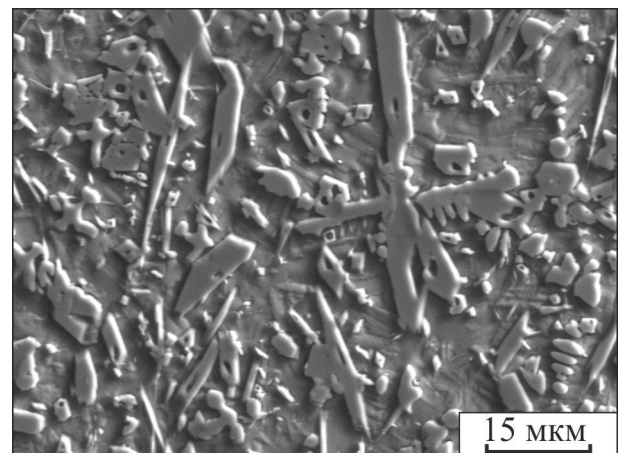
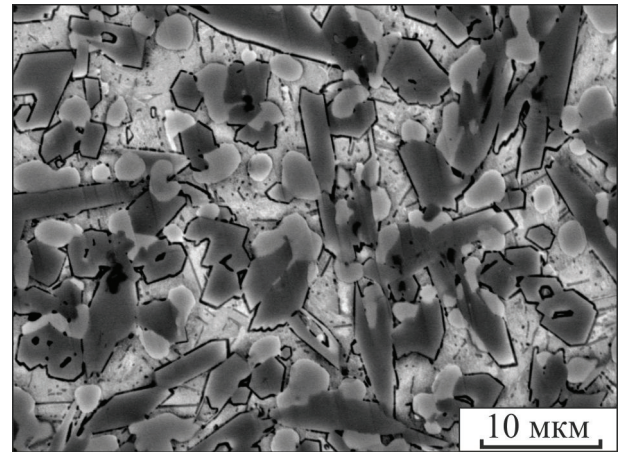

a

б

в

Рис. 2. Структура поверхностных слоев титана, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси порошков титана и карбида бора (электронная металлография):

a – 10 вес. % B_4C ; *б* – 20 вес. % B_4C ; *в* – 30 вес. % B_4C

Fig. 2. The structure of the surface layers of titanium obtained by the method of nonvacuum electron-beam cladding of a mixture of titanium powders and boron carbide (electronic metallography):

a – 10 wt. % B_4C ; *б* – 20 wt. % B_4C ; *в* – 30 wt. % B_4C

порядка до ~ 10 мкм (рис. 2, а). Объемная доля упрочняющих фаз в покрытии «Ti-10B₄C» с учетом мелкодисперсных эвтектических частиц составляет 20 %. Следует отметить, что даже при минимальном содержании в исходной смеси порошка карбида бора (10 вес. %) в наплавленных электронным лучом покрытиях зафиксированы нерастворившиеся частицы B₄C (рис. 3).

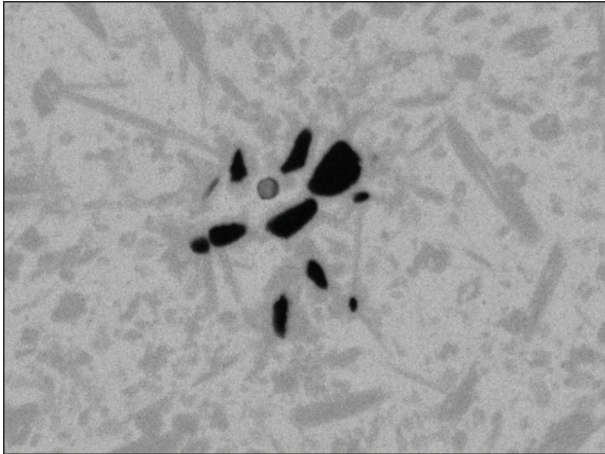


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение частиц карбида бора, нерастворившихся при оплавлении электронным лучом сплава «Ti-20B₄C»

Fig. 3. Electron microscopical image of boron carbide particles that are insoluble upon electron-beam cladding of «Ti-20B₄C» alloy

Дальнейшее повышение концентрации карбида бора в исходной порошковой смеси приводит к выделению более крупных частиц борида и карбида титана (рис. 2, б, в). Методами энергодисперсионного анализа было определено распределение элементного состава в этих фазах (рис. 4). Содержание высокопрочных частиц карбида и борида титана в поверхностно легированных слоях также возрастает. В сплаве «Ti-30B₄C» объемная доля упрочняющих фаз увеличивается до 40...44 %.

В зонах скопления высокопрочных частиц карбида и борида титана возможно образование микротрещин. По данным структурного анализа наиболее равномерное распределение упрочняющих фаз характерно для сплава, сформированного при наплавке смеси, содержащей в своем составе 20 вес. B₄C %.

Особенностью, характерной для сплавов, полученных при обработке смесей типа «Ti-20B₄C» и «Ti-30B₄C», является образование дефектов в

структуре первичных крупных кристаллов борида титана в виде пустот. В сплаве, содержащем 30 вес. % порошка карбида бора, в нижней зоне покрытия формируются конгломераты мелкодисперсных частиц (рис. 5). Энергодисперсионный анализ участков такого рода позволяет сделать вывод о присутствии в них углерода, бора и титана.

Данные рентгенофазового анализа, представленные на рис. 6, подтверждают присутствие во всех поверхностно-легированных слоях карбида титана (TiC), моноборида титана (TiB) и α (α')-титана. Структура легированных слоев во многом зависит от скорости охлаждения материала. В случае формирования покрытий на титановом сплаве VT1-0 методом вневакуумного электронно-лучевого оплавления скорость охлаждения образцов крайне высока.

С учетом этого можно предположить, что в легированных слоях формируется фаза α' -титан, однако методами рентгенофазового анализа данную фазу определить затруднительно.

Некоторые рефлексy фаз карбида и моноборида титана на рентгенограммах отсутствуют или накладываются на пики титана. Повышение концентрации карбида бора в исходной порошковой смеси от 10 до 30 вес. % сопровождается увеличением интенсивности пиков карбида и борида титана.

На рис. 7 отражено распределение уровня микротвердости на поперечных шлифах образцов «Ti-10B₄C» и «Ti-20B₄C». Полученные результаты хорошо коррелируют с данными проведенных структурных исследований. Характер представленных на рис. 7 зависимостей позволяет делать надежные выводы о глубине слоев, в пределах которых произошли кардинальные структурные изменения. Так же как и данные, полученные при структурных исследованиях, графики распределения уровня микротвердости показали, что толщина модифицированных слоев составляет 1,15, 1,3 и 1,65 мм для образцов, содержащих 10, 20 и 30 вес. % порошка карбида бора соответственно.

Анализ представленных результатов свидетельствует о повышении твердости наплавленных слоев при увеличении содержания карбида бора в исходной порошковой смеси. Средний уровень твердости исследуемых слоев составляет 4250 МПа (10 вес. % B₄C), 5050 МПа

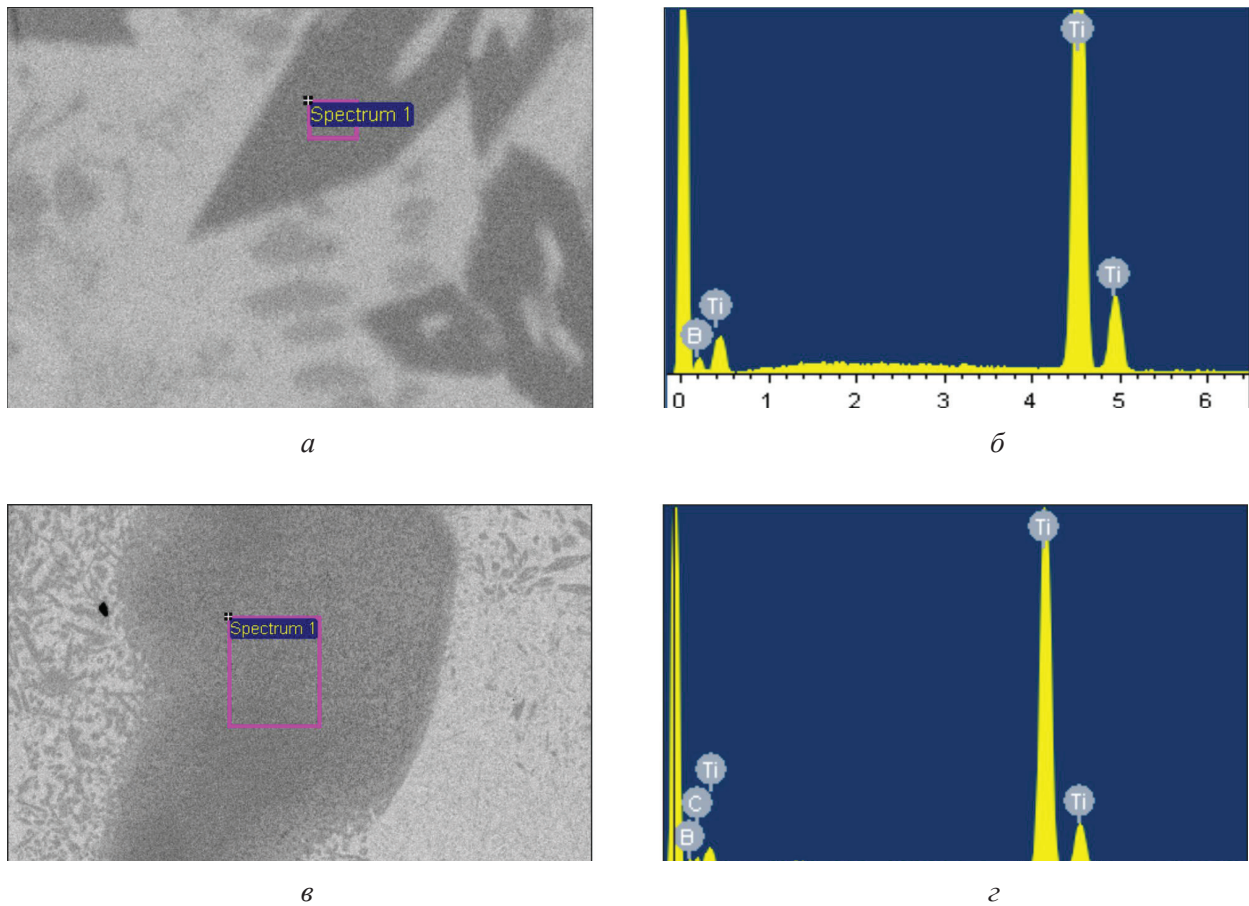


Рис. 4. Распределение химических элементов в частицах, возникших в сплаве, полученном при наплавке смеси типа “Ti-20B₄C” (локальный микрорентгеноспектральный анализ):

частица борида титана (а) и ее элементный состав (б); частица карбида титана (в) и ее элементный состав (г)

Fig. 4. The distribution of chemical elements in the particles produced in the alloy obtained by cladding of a “Ti-20B₄C” mixture (local micro-X-ray spectral analysis):

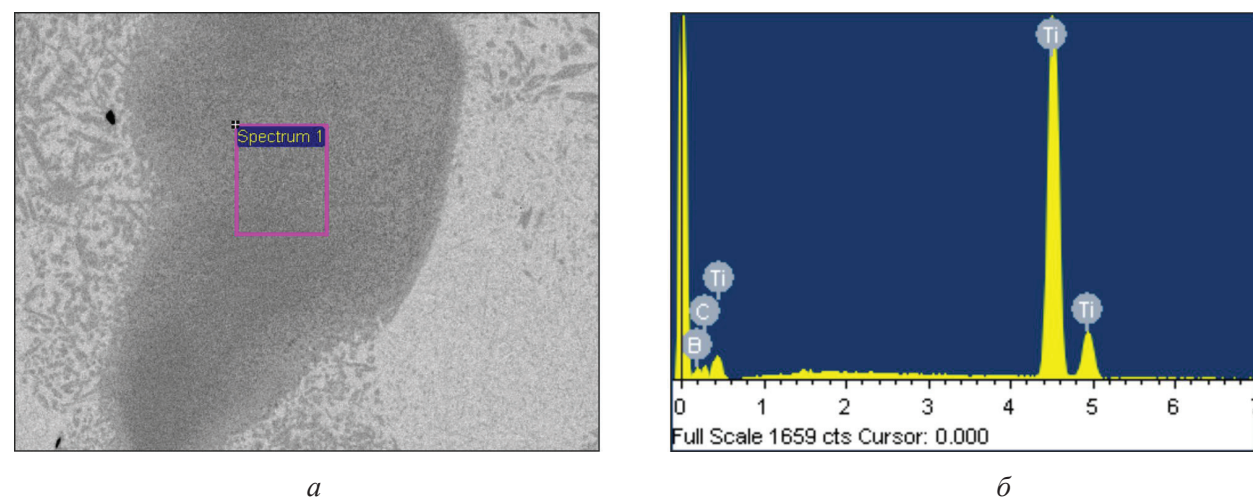
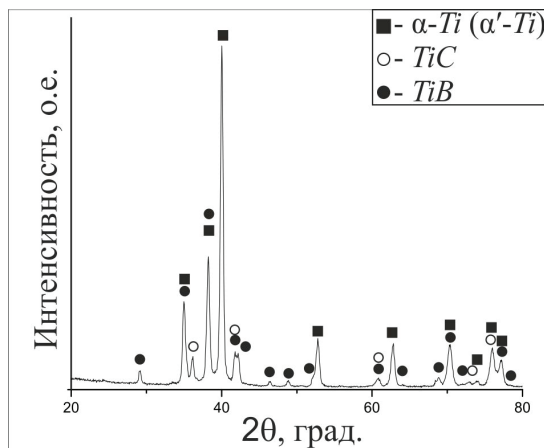
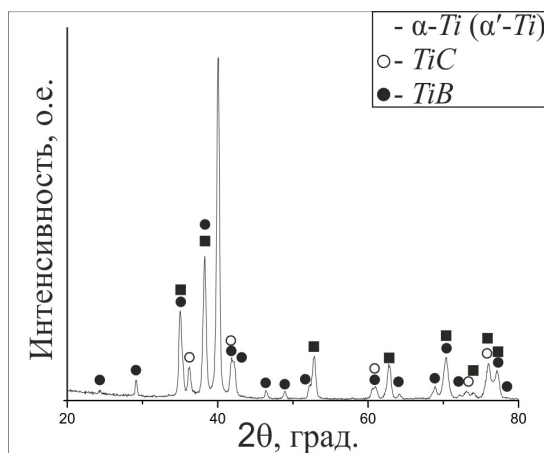


Рис. 5. Конгломерат мелкодисперсных частиц, возникший в сплаве, сформированном при наплавке смеси 30 вес. % карбида бора (а) и его элементный состав (б)

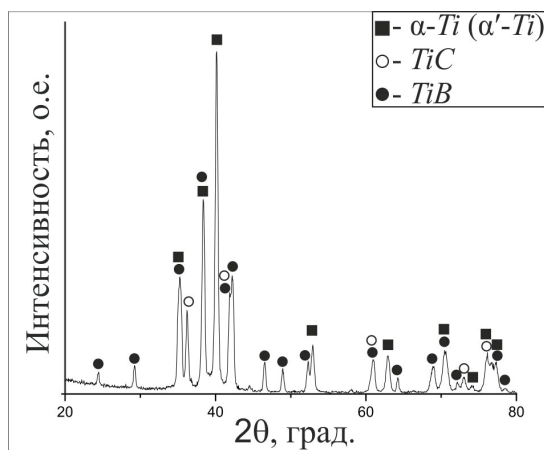
Fig. 5. A conglomerate of fine particles located in the alloy formed by cladding of a mixture of 30 wt. % boron carbide (а) and its elemental composition (б)



a



б



в

Рис. 6. Рентгенограммы, зафиксированные при анализе слоев, полученных при наплавке порошковых смесей с 10 вес. % (а); 20 вес. % (б) и 30 вес. % (в) B_4C

Fig. 6. X-ray patterns recorded during the analysis of layers formed by cladding of a powder mixtures with 10 wt. % (a); 20 wt. % (б); 30 wt. % (в) B_4C

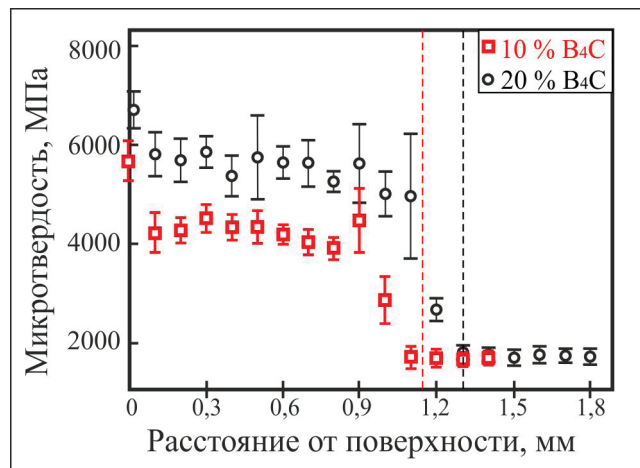


Рис. 7. Распределение микротвердости по глубине слоев, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей, содержащих 10 и 20 вес. % B_4C

Fig. 7. The distribution of microhardness over the depth of layers formed by the method of nonvacuum electron-beam cladding of powder mixtures containing 10 wt. % and 20 wt. % B_4C

(20 вес. % B_4C), и 6400 МПа (30 вес. % B_4C). Рост прочностных свойств материалов обусловлен увеличением в них объемной доли частиц упрочняющих фаз.

Следует подчеркнуть, что для сплава «Ti-30 B_4C » характерной особенностью является более высокий разброс значений микротвердости, что также согласуется с результатами металлографических исследований.

Результаты испытаний на трение в присутствии закрепленных частиц абразива показали, что износостойкость сплава «Ti-10 B_4C » в 1,3 раза выше по сравнению с эталоном, в качестве которого был принят материал основы (рис. 8).

Максимально высокий уровень, в 2,4 раза превышающий стойкость титанового сплава ВТ1-0, был зафиксирован при испытании образцов, полученных при наплавке 30 вес. % порошка карбида бора. Следует подчеркнуть, что этот результат достигнут, несмотря на присутствие в сплаве трещин, обусловленных наличием локальных скоплений высокопрочных частиц.

Повышение объемной доли высокопрочных частиц, обусловленное ростом содержания карбида бора в исходных порошковых смесях, благоприятно отражается и на стойкости материалов при проведении испытаний в условиях трения о нежестко закрепленные частицы абразива. Такой

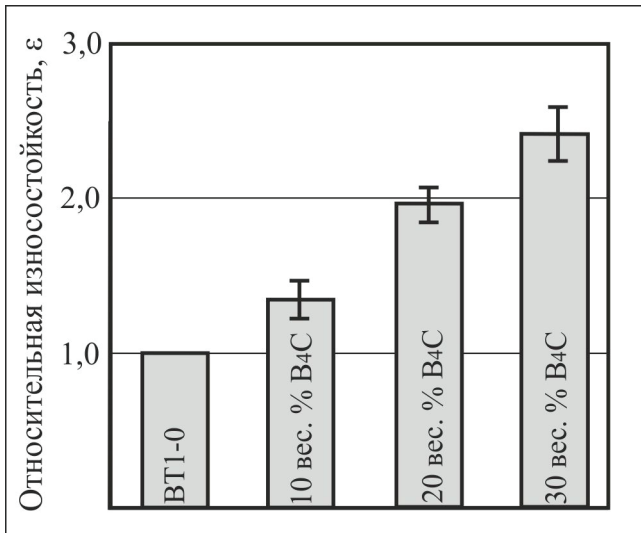


Рис. 8. Значение износостойкости поверхностно-упрочненных материалов, полученных при наплавке порошковой смеси, содержащей 10, 20 и 30 вес. % B₄C

Fig. 8. The wear resistance of surface-hardened materials produced by cladding of a powder mixture containing 10, 20 and 30 wt. % B₄C

вывод может быть сделан на основе анализа экспериментальных данных, представленных на рис. 9.

Введение в наплавляемую смесь 10 вес. % порошка карбида бора приводит к повышению износостойкости сплава в 3,86 раза по сравнению с эталонным материалом. Увеличение концентрации B₄C в исходной порошковой насыпке до 30 вес. % сопровождается восьмикратным

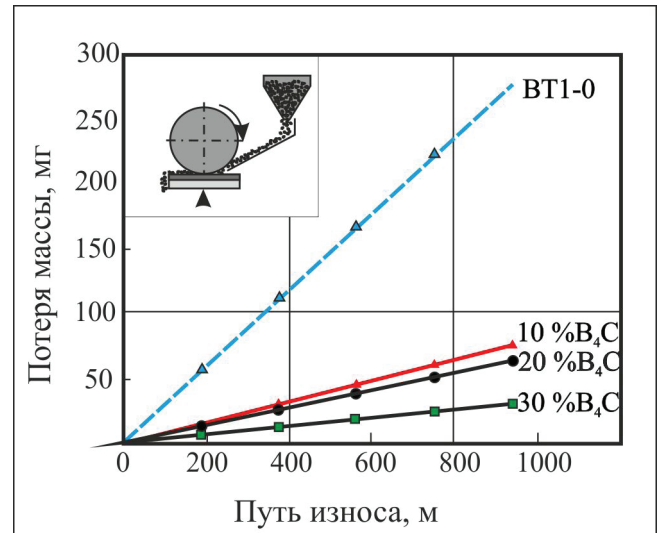
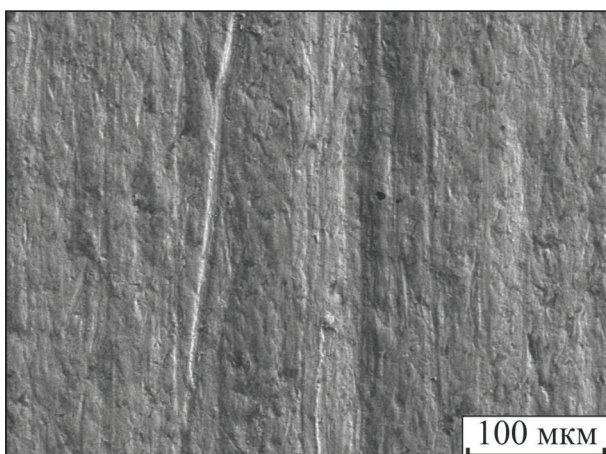


Рис. 9. Результаты изнашивания материалов при реализации схемы трения о нежестко закрепленные частицы абразива

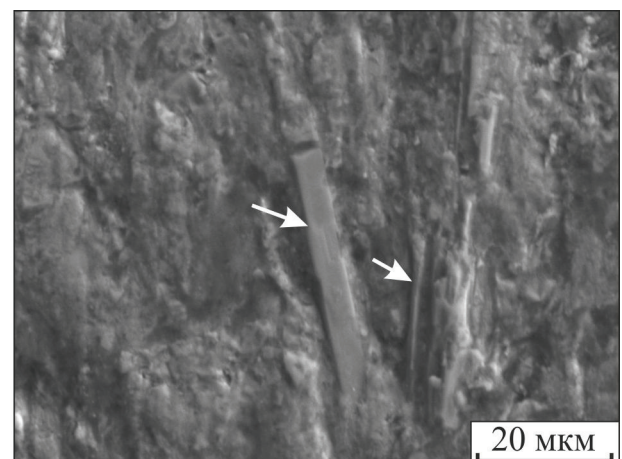
Fig. 9. The wear results of the materials when implementing the friction scheme on loosely fixed abrasive particles

ростом износостойкости поверхностно легированного слоя.

Особенности топографии поверхности изношенных образцов приведены на рис. 10. Очевидно, что основным фактором, объясняющим восьмикратный рост износостойкости наплавленных материалов, является присутствие в них частиц высокопрочных фаз (рис. 10, б, указано стрелкой).



а



б

Рис. 10. Топография поверхности изношенных образцов:
а – “Ti-10B₄C”; б – “Ti-30B₄C”

Fig. 10. Surface topography of worn out samples:
а – “Ti-10B₄C”; б – “Ti-30B₄C”

Выводы

1. Проведенные исследования поверхностно-легированных слоев позволяют сделать вывод, что модифицирование титанового сплава методом вневакуумной электронно-лучевой обработки способствует повышению его механических и триботехнических свойств. Наплавка высококонцентрированным электронным лучом порошковой смеси, содержащей карбид бора, позволяет получить на основе из технически чистого титана качественные слои толщиной более 1,6 мм.

2. Структура образцов, полученных при наплавке порошковой смеси, содержащей 30 вес. % карбида бора, характеризуется образованием конгломератов мелкодисперсной фазы вблизи зоны термического влияния, а также наличием микротрещин. В покрытиях, полученных при наплавке порошковой смеси, содержащей 10 и 20 вес. % карбида бора, подобных дефектов обнаружено не было.

3. Формирование частиц высокопрочной фазы в наплавленных слоях приводит к резкому увеличению среднего уровня микротвердости материала. С повышением концентрации порошка карбида бора в наплавочной смеси с 10 до 30 вес. % микротвердость поверхностно легированного слоя возрастает до 6 400 МПа.

4. Максимальный уровень стойкости к изнашиванию в условиях воздействия закрепленных частиц абразива зафиксирован при испытании легированных слоев, полученных наплавкой порошковой смеси, содержащей 30 вес. % карбида бора. По сравнению с эталонным материалом (титан VT1-0) скорость изнашивания исследуемого материала в 2,4 раза меньше. При испытании в условиях трения о нежестко закрепленные абразивные частицы наблюдалось восьмикратное увеличение уровня износостойкости по сравнению с технически чистым титаном VT1-0.

5. Основным структурным фактором, определяющим повышение микротвердости и износостойкости сплавов, полученных при легировании технически чистого титана, является формирование в процессе кристаллизации частиц упрочняющей фазы TiC и TiB, объемная доля которых достигает 40...44 %.

Список литературы

1. Microstructure and wear resistance of c-BN/Ni-Cr-Ti composites prepared by spark plasma sintering / Y. Wang, K. Lei, Y. Ruan, W. Dong // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2016. – Vol. 54. – P. 98–103. – doi: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.010.

2. Shigeta M., Watanabe T. Multicomponent co-condensation model of Ti-based boride/silicide nanoparticle growth in induction thermal plasmas // Thin Solid Films. – 2007. – Vol. 515, iss. 9. – P. 4217–4227. – doi: 10.1016/j.tsf.2006.02.042.

3. Microstructure and tribological property of TiC-Mo composite coating prepared by vacuum plasma spraying / X. Guo, Y. Niu, L. Huang, H. Ji, X. Zheng // Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21, iss. 5. – P. 1083–1090. – doi: 10.1007/s11666-012-9797-3.

4. Microstructure and sliding wear behavior of pure titanium surface modified by double-glow plasma surface alloying with Nb / Q. Wang, P.-Z. Zhang, D.-B. Wei, X.-H. Chen, R.-N. Wang, H.-Y. Wang, K.-T. Feng // Materials and Design. – 2012. – Vol. 52. – P. 265–273. – doi: 10.1016/j.matdes.2013.05.061.

5. Formation of equiaxed alpha and titanium nitride precipitates in spark plasma sintered TiB/Ti-6Al-4V composites / P. Nandwana, J.Y. Hwang, M.Y. Koo, J. Tiley, S.H. Hong, R. Banerjee // Materials Letters. – 2012. – Vol. 83. – P. 202–205. – doi: 10.1016/j.matlet.2012.05.132.

6. Патент 2427666 Российская Федерация. Способ упрочнения поверхности изделий из титановых сплавов / А.Е. Михеев, А.В. Гирн, С.С. Ивасев, Е.В. Вахтеев. – № 2009147581/02; заявл. 21.12.2009; опубл. 27.08.2011, Бюл. № 24. – 6 с.

7. Патент 2464355 Российская Федерация. Способ упрочнения поверхности изделий из титановых сплавов / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.И. Шиманский, Г.З. Подсобей, В.М. Асташинский. – № 2011115506/02; заявл. 19.04.2011; опубл. 20.10.2012, Бюл. № 29. – 11 с.

8. Zhang H.X., Yu H.J., Chen C.Z. In-situ forming composite coating by laser cladding C/B₄C // Materials and Manufacturing Processes. – 2015. – Vol. 30, iss. 6. – P. 743–747. – doi: 10.1080/10426914.2014.994772.

9. Zhang Yo., Sun Ji., Vilar R. Characterization of (TiB + TiC)/TC₄ in situ titanium matrix composites prepared by laser direct deposition // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, iss. 4. – P. 597–601. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.11.009.

10. Zeng X., Yamaguchi T., Nishio K. Characteristics of Ti (C,N)/TiB composite layer on Ti-6Al-4V alloy produced by laser surface melting // Optics and Laser Technology. – 2016. – Vol. 80. – P. 84–91. – doi: 10.1016/j.optlastec.2016.01.004.

11. *White R.M., Dickey E.C.* Mechanical properties and deformation mechanisms of B_4C - TiB_2 eutectic composites // *Journal of the European Ceramic Society.* – 2013. – Vol. 34, iss. 9. – P. 2043–2050. – doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.08.012.
12. Effect of yttrium on microstructure and mechanical properties of laser clad coatings reinforced by in situ synthesized TiB and TiC / J. Li, H. Wang, M. Li, Zh. Yu // *Journal of Rare Earths.* – 2011. – Vol. 29, iss. 5. – P. 477–483. – doi: 10.1016/S1002-0721(10)60483-8.
13. *Xin H., Watson L.M., Baker T.N.* Surface analytical studies of a laser nitrided Ti-6Al-4V alloy: a comparison of spinning and stationary laser beam modes // *Acta Materialia.* – 1998. – Vol. 46, iss. 6. – P. 1949–1961. – doi: 10.1016/S1359-6454(97)00438-2.
14. Pulsed laser deposited hard TiC, ZrC, HfC and TaC films on titanium: hardness and an energy-dispersive X-ray diffraction study / D. Ferro, J.V. Rau, V. Rossi Albertini, A. Generosi, R. Teghil, S.M. Barinov // *Surface and Coatings Technology.* – 2008. – Vol. 202, iss. 8. – P. 1455–1461. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.06.060.
15. Морфология боридов железа в поверхностном слое, наплавленном электронным лучом / И.А. Батаев, Н.В. Курлаев, О.А. Бутыленкова, О.Г. Ленивцева, А.А. Лосинская // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2012. – № 1 (54). – С. 85–89.
16. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing / I.A. Bataev, M.G. Golkovskii, A. Bataev, A. Losinskaya, R. Dostovalov, A. Popelyukh, E. Drobyaz // *Surface and Coatings Technology.* – 2014. – Vol. 242. – P. 164–169. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038.
17. *Батаев В.А., Буров В.Г., Дробяз Е.А.* Особенности разрушения поверхностного слоя стали, перегретого электронным лучом // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2006. – № 12 – С. 60–63.
18. *Euh K., Lee Jo., Lee S.* Microstructural modification and property improvement of Boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2001. – Vol. 32, iss. 10. – P. 2499–2508. – doi: 10.1007/s11661-001-0039-4.
19. *Lee Ch.S., Oh J.Ch., Lee S.* Improvement of hardness and wear resistance of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2003. – Vol. 34, iss. 7. – P. 1461–1471. – doi: 10.1007/s11661-003-0258-y.
20. Microstructural modification and hardness improvement in boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation / K. Euh, J. Lee, S. Lee, Y. Koo, N.J. Kim // *Scripta Materialia.* – 2001. – Vol. 45. – P. 1–6. – doi: 10.1016/S1359-6462(01)00981-2.
21. *Yun E., Lee K., Lee S.* Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation // *Surface and Coatings Technology.* – 2004. – Vol. 184, iss. 1. – P. 74–83. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2003.10.017.
22. *Салимов Р.А.* Мощные ускорители электронов для промышленного применения // *Успехи физических наук.* – 2000. – Т. 170, № 2. – С. 197–201. – doi: 10.3367/UFNr.0170.200002h.0197.
23. *Борискин В.Н., Татанов В.И.* Контроль положения пучка электронов в атмосфере // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Ядерно-физические исследования.* – 2008. – № 3. – P. 75–77.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



Surface Hardening of Commercially Pure Titanium by Non-vacuum Electron Beam Cladding of Powder Mixtures

Olga Lenivtseva^{1, a}, *Aleksander Tokarev*^{2, b}, *Ivan Chakin*^{3, c}, *Sergey Burov*^{4, d}, *Yulia Khudorozhkova*^{4, e}





¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation



² Siberian State University of Water Transport, 33 Schetinkina st., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

³ Budker Institute of Nuclear Physics of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁴ Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2471-3286>,  lenivtseva_olga@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-2841-3689>,  aot51@ngs.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0529-2017>,  chak_in2003@bk.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>,  burchitai@mail.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 February 2018

Revised: 28 March 2018

Accepted: 04 May 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Cp-titanium

Electron beam treatment

Coating

Boron carbide

Titanium carbide

Titanium boride

Tribotechnical characteristics

Funding:

The study is carried out with the financial support of the RFBR in the framework of the scientific project No. 16-33-60066 Mol_a_dk.

ABSTRACT

Introduction. Modern engineering copes with different tasks associated with the modification of the structure of the surface layers of metallic materials using high-temperature heating sources. Structural transformations that occur during this treatment make it possible to increase the strength, corrosion and tribological behavior of metals. Titanium and its alloys are widely used in modern industry, but its distribution is limited by a high coefficient of friction and low resistance to wear. An insufficient attention is paid to the problem of titanium and its alloys hardening with the use of high-temperature sources of heating. Analysis of the works related to high-speed heating of titanium-base alloys showed that the laser beam is most often used as a source of surface heating. The Ti-6Al-4V titanium alloy predominantly performs the function of the base material. The samples obtained by surfacing powder mixtures containing titanium diboride (TiB₂) and boron carbide (B₄C) possess high hardness and wear resistance. However, the thickness of the coatings formed this way does not exceed 1 mm. To produce modified layers of increased thickness it is rational to use the method of electron beam treatment of materials in air. The aim of the work is to study the possibility of cladding of a powder mixture containing boron carbide to modify surface layers of cp-titanium by the method of non-vacuum electron beam treatment. **Materials and Methods.** Cp-titanium is used as the base material. Plates of base material were treated with a highly concentrated electron beam discharged into air. Powder mixtures with different content of boron carbide powder (10, 20 and 30 wt. %) were used to form particles of the high-strength phase in the surface layers. Modified materials were analyzed by optical and scanning electron microscopy. Studies of abrasion resistance were carried out under friction conditions on fixed and loosely fixed abrasive particles. **Results and discussion.** The mechanical and tribotechnical characteristics of modified titanium layers are largely determined by structural transformations occurring in the surface layers of the material. The treatment of a titanium alloy with a high-concentration electron beam in air allows obtaining modified layers with a thickness of more than 1 mm. Cladding of a powder mixture containing boron carbide leads to the formation of high-strength particles in the surface-alloyed layers, which have a significant effect on the properties of the base material. Addition to the cladding mixture 10 wt. % of a boron carbide powder allows obtaining qualitative layers containing finely dispersed particles of titanium monoboride and titanium carbide. The volume fraction of the high-strength phase in these layers is ~ 20%. Increasing the concentration of boron carbide in the original powder mixture to 30 wt. % leads to the formation in the structure of modified layers of large primary crystals of titanium boride and titanium carbide of dendritic morphology. An increase in B₄C concentration also leads to an increase in the volume fraction of the strengthening phase to 40...44 %. A characteristic feature of these samples is the presence of conglomerates of fine particles in the lower coverage zone. The average microhardness of the hardened layers reaches 4 250-6 400 MPa. In the conditions of friction on fixed of abrasive particles, the maximum wear resistance exceeds 2.4 times the same index of the reference sample was recorded during the testing of the alloy obtained by cladding the mixture with 30 wt. % B₄C. The same samples showed an eightfold increase in the wear resistance values when the abrasive particles were loosely attached to the material.

For citation: Lenivtseva O.G., Tokarev A.O., Chakin I.K., Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V. Surface hardening of commercially pure titanium by non-vacuum electron beam cladding of powder mixtures. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 116–129. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-116-129. (In Russian).

*** Corresponding author**

Burov Sergey V., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
Institute of Engineering Science,
Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
Tel.: 8 (343) 362-30-17, e-mail: burchitai@mail.ru

References

1. Wang Y., Lei K., Ruan Y., Dong W. Microstructure and wear resistance of c-BN/Ni–Cr–Ti composites prepared by spark plasma sintering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 54, pp. 98–103. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.010.
2. Shigeta M., Watanabe T. Multicomponent co-condensation model of Ti-based boride/silicide nanoparticle growth in induction thermal plasmas. *Thin Solid Films*, 2007, vol. 515, iss. 9, pp. 4217–4227. doi: 10.1016/j.tsf.2006.02.042.
3. Guo X., Niu Y., Huang L., Ji H., Zheng X. Microstructure and tribological property of TiC–Mo composite coating prepared by vacuum plasma spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2012, vol. 21, iss. 5, pp. 1083–1090. doi: 10.1007/s11666-012-9797-3.
4. Wang Q., Zhang P.-Z., Wei D.-B., Chen X.-H., Wang R.-N., Wang H.-Y., Feng K.-T. Microstructure and sliding wear behavior of pure titanium surface modified by double-glow plasma surface alloying with Nb. *Materials and Design*, 2012, vol. 52, pp. 265–273. doi: 10.1016/j.matdes.2013.05.061.
5. Nandwana P., Hwang J.Y., Koo M.Y., Tiley J., Hong S.H., Banerjee R. Formation of equiaxed alpha and titanium nitride precipitates in spark plasma sintered TiB/Ti–6Al–4V composites. *Materials Letters*, 2012, vol. 83, pp. 202–205. doi: 10.1016/j.matlet.2012.05.132.
6. Mikheev A.E., Girn A.V., Ivasev S.S., Vakhitev E.V. *Sposob uprochneniya poverkhnosti izdelii iz titanovykh splavov* [Procedure for strengthening surface of items of titanium alloys]. Patent RF, no. 2427666, 2011.
7. Uglov V.V., Cherenda N.N., Shimanskii V.I., Podsobei G.Z., Astashinskii V.M. *Sposob uprochneniya poverkhnosti izdelii iz titanovykh splavov* [Strengthening method of surface of items from titanium alloys]. Patent RF, no. 2464355, 2012.
8. Zhang H.X., Yu H.J., Chen C.Z. In-situ forming composite coating by laser cladding C/B4C. *Materials and Manufacturing Processes*, 2015, vol. 30, iss. 6, pp. 743–747. doi: 10.1080/10426914.2014.994772.
9. Zhang Yo., Sun Ji., Vilar R. Characterization of (TiB + TiC)/TC4 in situ titanium matrix composites prepared by laser direct deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, iss. 4, pp. 597–601. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.11.009.
10. Zeng X., Yamaguchi T., Nishio K. Characteristics of Ti (C,N)/TiB composite layer on Ti–6Al–4V alloy produced by laser surface melting. *Optics and Laser Technology*, 2016, vol. 80, pp. 84–91. doi: 10.1016/j.optlastec.2016.01.004.
11. White R.M., Dickey E.C. Mechanical properties and deformation mechanisms of B4C–TiB2 eutectic composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, vol. 34, iss. 9, pp. 2043–2050. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.08.012.
12. Li J., Wang H., Li M., Yu Zh. Effect of yttrium on microstructure and mechanical properties of laser clad coatings reinforced by in situ synthesized TiB and TiC. *Journal of Rare Earths*, 2011, vol. 29, iss. 5, pp. 477–483. doi: 10.1016/S1002-0721(10)60483-8.
13. Xin H., Watson L.M., Baker T.N. Surface analytical studies of a laser nitrided Ti-6Al-4V alloy: a comparison of spinning and stationary laser beam modes. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, iss. 6, pp. 1949–1961. doi: 10.1016/S1359-6454(97)00438-2.
14. Ferro D., Rau J.V., Rossi Albertini V., Generosi A., Teghil R., Barinov S.M. Pulsed laser deposited hard TiC, ZrC, HfC and TaC films on titanium: hardness and an energy-dispersive X-ray diffraction study. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, iss. 8, pp. 1455–1461. doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.06.060.
15. Bataev I.A., Kurlaev N.V., Butylenkova O.A., Lenivtseva O.G., Losinskaya A.A. Morfologiya boridov zheleza v poverkhnostnom sloe, naplavlenom elektronnyim luchom [Morphology of iron borides in coatings, produced

by non-vacuum electron beam cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 85–89.

16. Bataev I., Golkovskii M., Bataev A., Losinskaya A., Dostovalov R., Popelyukh A., Drobyaz E. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 242, pp. 164–169. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038.

17. Bataev V.A., Burov V.G., Drobyaz E.A. Osobennosti razrusheniya poverkhnostnogo sloya stali, peregretogo elektronnym luchom [Features of the destruction of the surface layer of steel superheated by an electron beam]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2006, no. 12, pp. 60–63.

18. Euh K., Lee Jo., Lee S. Microstructural modification and property improvement of Boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, iss. 10, pp. 2499–2508. doi: 10.1007/s11661-001-0039-4.

19. Lee Ch.S., Oh J.Ch., Lee S. Improvement of hardness and wear resistance of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, vol. 34, iss. 7, pp. 1461–1471. doi: 10.1007/s11661-003-0258-y.

20. Euh K., Lee J., Lee S., Koo Y., Kim N.J. Microstructural modification and hardness improvement in boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, pp. 1–6. doi: 10.1016/S1359-6462(01)00981-2.

21. Yun E., Lee K., Lee S. Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB) / Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 184, iss. 1, pp. 74–83. doi: 10.1016/j.surfcoat.2003.10.017.

22. Salimov R.A. Moshchnye uskoriteli elektronov dlya promyshlennogo primeneniya [High-energy electron accelerators for industrial applications]. *Uspekhi fizicheskikh nauk = Physics-Uspekhi*, 2000, vol. 170, no. 2, pp. 197–201. doi: 10.3367/UFNr.0170.200002h.0197. (In Russian).

23. Boriskin V.N., Tatanov V.I. Kontrol' polozheniya puchka elektronov v atmosfere [The position control of the electron beam at air]. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya: Yaderno-fizicheskie issledovaniya = Problems of Atomic Science and Technology. Series: Nuclear Physics Investigations*, 2008, no. 3, pp. 75–77.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Структура и свойства термически обработанных среднеуглеродистых сталей, легированных медью

Татьяна Огнева^{1, a, *}, Никита Мартюшев^{2, b}, Ирис Альтпетер^{3, c}, Михаил Сурков^{2, d},
 Александр Токарев^{4, e}, Татьяна Крутская^{5, f}

- ¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия
³ Институт неразрушающего контроля им. Фраунгофера, Кампус Е3 1, Саарбрюккен, 66123, Германия
⁴ Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия
⁵ Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет, ул. Ленинградская, 113, г. Новосибирск, 630008, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-0081-283X>, ogneva@corp.nstu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>, martjushev@tpu.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-3006-625X>, irisaltpeter@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-3654-8401>, masur@tpu.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-2841-3689>, aot51@ngs.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0001-8003-4523>, j_krutskaa@rambler.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78.08

История статьи:

Поступила: 15 марта 2018
 Рецензирование: 02 апреля 2018
 Принята к печати: 30 апреля 2018
 Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Сталь
 Легирование медью
 Закалка
 Структура
 Износостойкость
 Наночастицы ε-Si

Финансирование:

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00230).

АННОТАЦИЯ

Введение. Железоуглеродистые сплавы, легированные медью, считаются возможной альтернативой дорогостоящим бронзам при изготовлении деталей крупногабаритных тяжело нагруженных узлов трения скольжения. Условия работы этих узлов предполагают наличие больших удельных нагрузок. Следовательно, материалы, из которых они изготавливаются, должны обладать высоким комплексом прочностных и триботехнических свойств. Наибольшая прочность железоуглеродистых сталей достигается путем закалки, тем не менее в настоящее время остается открытым вопрос о влиянии меди на структуру и свойства среднеуглеродистых сталей после закалки. **Цель работы:** исследование структуры прочностных и триботехнических свойств литых среднеуглеродистых сталей, легированных медью (0...9 мас. %), после закалки от температур 800, 900, 1000 и 1150 °С и низкого отпуска при 200 °С. **Методы исследования.** Структурные исследования проведены с использованием методов оптической и сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Исследованы механические свойства сплавов после литья и закалки с низким отпуском, оценена твердость материалов по Роквеллу, проведены испытания на износостойкость о закреплённые и нежестко закреплённые частицы абразива. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что с повышением содержания меди в стали уменьшается размер ферритного зерна и возрастает дисперсность перлита. Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены нанодисперсные включения ε-фазы меди, формирующиеся в ферритной матрице. Нагрев до 800 °С не обеспечивает возможность для полной закалки сталей, легированных медью. Кроме мартенсита в структуре сплавов присутствуют микрообъемы феррита и перлита. Закалка от 900 °С приводит к формированию полностью мартенситной структуры. Дальнейшее повышение температуры закалки не приводит к качественному изменению структурного состава. Включения медистой фазы преимущественно обладают формой, близкой к сферической. При закалке от 1150 °С в сплаве с 9 % меди включения ε-Si выделяются в виде тонких пленок по бывшим границам аустенитных зерен. Методом ПЭМ установлено, что нагрев под закалку приводит к растворению медных наноразмерных включений. На стадии ускоренного охлаждения медь в виде включений не выделяется. Показано, что легирование медью до 6 мас. % способствует росту триботехнических характеристик среднеуглеродистых сталей. Установлено, что наиболее высоким комплексом механических свойств обладают образцы, закаленные от 900 °С.

Для цитирования: Структура и свойства термически обработанных среднеуглеродистых сталей, легированных медью / Т.С. Огнева, Н.В. Мартюшев, И. Альтпетер, М.А. Сурков, А.О. Токарев, Т.М. Крутская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 130–143. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-130-143.

*Адрес для переписки

Огнева Татьяна Сергеевна, к.т.н., доцент
 Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 315-29-01, e-mail: ogneva@corp.nstu.ru

Введение

В некоторых случаях стали, легированные медью, используются как материалы триботехнического назначения и рассматриваются в качестве альтернативы дорогостоящим бронзам [1, 2].

Экономически замена бронзы на стали наиболее рациональна при изготовлении деталей крупногабаритных тяжело нагруженных узлов трения скольжения. Условия работы этих узлов предполагают наличие больших удельных нагрузок. Следовательно, материалы, из которых они изготавливаются, должны обладать высоким комплексом прочностных и триботехнических свойств.

Ранее проводились исследования железоуглеродистых сплавов, содержащих медь, в том числе чугунов и заэвтектоидных сталей [3, 4]. Влияние меди на процесс графитизации, а также на триботехнические свойства чугунов описано в работе [5]. При выполнении структурных исследований легированных чугунов методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии было зафиксировано разнообразие форм и размеров частиц ϵ -фазы. Классификация частиц ϵ -Cu по размерам, а также условия образования данной фазы описаны при анализе чугунов, легированных медью [3, 5, 6]. Очевидно, что влияние частиц медистой фазы вносит существенный вклад в изменение комплекса прочностных и триботехнических свойств материалов. Отмечается рост твердости чугуна и предела прочности при повышении содержания меди за счет механизмов дислокационного упрочнения [7–12]. В частности, при добавлении даже 1 % меди прирост значений σ_b высокопрочного чугуна может составлять 100...200 МПа [8, 9, 12].

Прочностные характеристики среднеуглеродистых сталей существенно выше, чем чугунов. С этой точки зрения в определенных условиях применение сталей, легированных медью, для изготовления элементов узлов трения скольжения может быть более рациональным, чем использование чугунов.

С целью устранения дефектов структуры сталей после литья и повышения комплекса их механических свойств, как правило, проводится термическая обработка. Одним из наиболее эффективных способов повышения прочностных характеристик сталей является закалка с последующим низким отпуском.

Возможность улучшения триботехнических характеристик железоуглеродистых сплавов отмечается в работах [2, 13–18]. Например, при повышении содержания меди в чугуне до 10 % зафиксирована обратная линейная зависимость

коэффициента трения в паре со сталью от количества легирующего элемента [13]. Тем не менее есть ряд вопросов, ответы на которые в современной литературе не отражены либо представлены крайне ограниченно. Слабо представлены экспериментальные данные о влиянии термической обработки на структуру и свойства сталей с добавками меди. С учетом изложенного цель данной работы заключалась в изучении особенностей влияния закалки и последующего отпуска на структуру и триботехнические характеристики среднеуглеродистых сталей, легированных медью.

Методика исследований

Для проведения экспериментальных исследований были получены стальные отливки с содержанием меди от 0 до 9 мас. % с шагом в 1 %. В качестве шихты использовали сталь 45 и электротехническую медь. Шихту плавил в индукционной печи с кислой футеровкой. Емкость тигля печи составляла 40 кг, масса отливки одного химического состава – 30 кг. Элементный анализ сталей, полученных в ходе экспериментов, был выполнен на оптико-эмиссионном спектрометре ARL-3460.

Закалка стали 45, как правило, проводится с нагревом заготовок до 820...840 °С (выше линии A_3 на диаграмме железо–цементит). В качестве закалочной среды может быть использована вода. В отличие от нелегированных углеродистых сталей в сплавах системы Fe-Cu превращение α -Fe \leftrightarrow γ -Fe происходит при 850 °С. При температуре 1094 °С ϵ -медь переходит в жидкое состояние. Полное растворение 9 % меди в аустените должно происходить при температуре 1150...1200 °С. Часть этой меди, находящейся в жидком состоянии, диффундирует в аустенит. Для того чтобы оценить характер структурных преобразований, было принято решение проводить закалку образцов от 800, 900, 1000 и 1150 °С. В качестве закалочной среды использовали минеральное масло. С целью снятия напряжений после закалки выполнялся низкий отпуск (200 °С). Размеры образцов под закалку составляли 30 × 25 × 10 мм.

Металлографические исследования материалов были проведены на микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Исследования структуры

сталей при повышенных увеличениях выполняли на трансмиссионном электронном микроскопе *FEI Tecnai 20 G2 TWIN*. Фазовый анализ полученных сплавов проводили с использованием рентгеновского θ - θ дифрактометра *ARL X'TRA* с геометрией Брэгга–Брентано. Источником рентгеновского излучения была медная рентгеновская трубка. Дифракционные картины регистрировали в пошаговом режиме ($t = 5$ с) с шагом $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$.

Твердость полученных в работе отливок измеряли по методу Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013 при нагрузке 150 кгс на алмазный индентор. Испытания на износостойкость литых и термически обработанных сталей в условиях трения о нежестко закрепленные частицы абразива проводились в соответствии с ГОСТ 23.208–79. Путь трения в процессе изнашивания составлял 942 м. В качестве абразивного материала использовали речной песок с размером зерен ~ 200 мкм. Частота вращения ролика была рав-

на 60 об/мин, усилие прижатия ролика к образцу составляло 44 Н. Испытания в условиях трения о закрепленные частицы абразива были проведены в соответствии с ГОСТ 17367–71. Образцы для испытаний представляли собой цилиндрические образцы диаметром 2,5 мм. В качестве эталона при определении уровня износостойкости использовалась литая сталь 45.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что в литом состоянии нелегированная сталь 45 имеет ферритно-перлитную структуру со средним размером ферритных зерен в поперечном направлении ~ 50 мкм. При повышении содержания меди до 5 мас. % размер зерна был снижен до ~ 30 мкм. Дальнейшее увеличение содержания меди до 9 мас. % не приводило к изменению среднего размера ферритного зерна (рис. 1). Объемная доля феррита в литых образ-

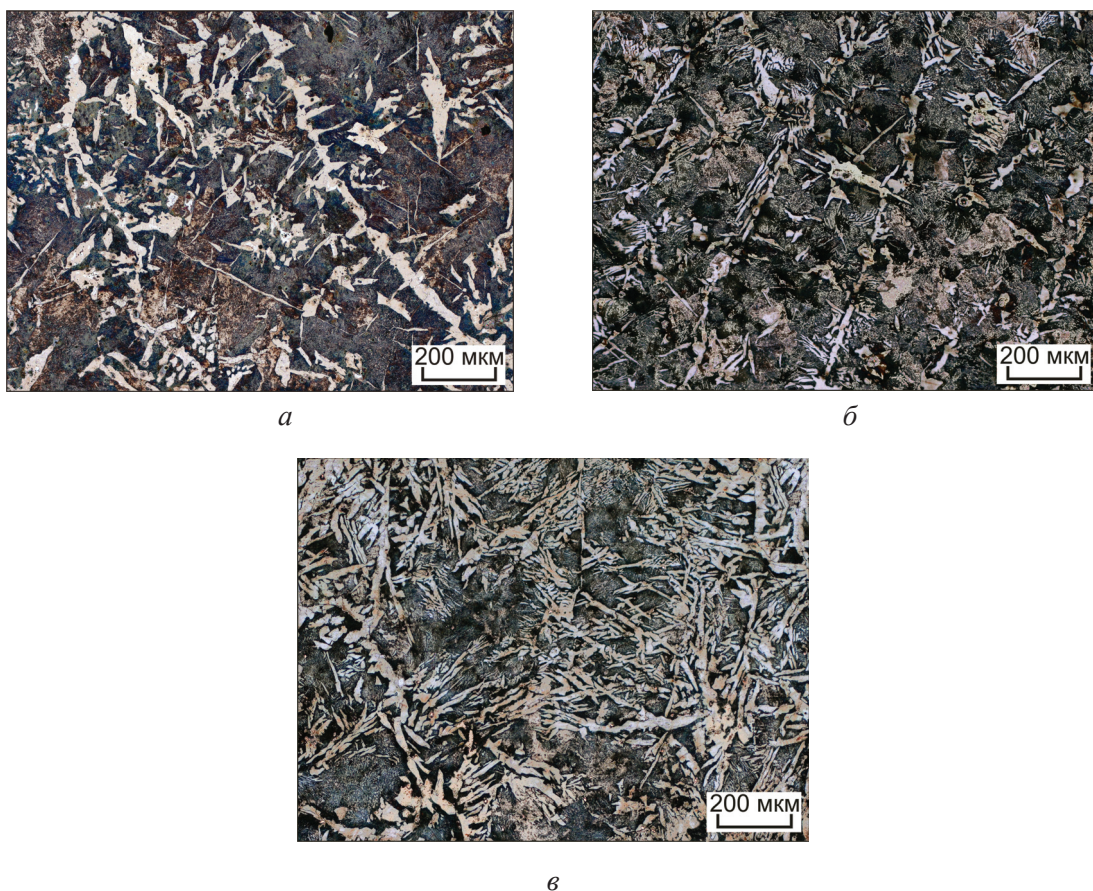


Рис. 1. Структура литой стали 45 с различным содержанием меди:

a – 0 % Cu; b – 5 % Cu; v – 9 % Cu

Fig. 1 Structure of medium-carbon cast-steel with different copper content:

a – 0 wt.% Cu; b – 5 wt.% Cu; v – 9 wt.% Cu

цах составляла ~30 %, при этом ее количество с увеличением содержания меди не изменялось.

Повышение содержания меди в исследуемых сталях сопровождается ростом дисперсности перлита – наблюдается уменьшение межпластинчатого расстояния и толщины цементитных пластин. Возможной причиной отмеченных структурных изменений является увеличение скорости охлаждения сплавов с повышением содержания меди. В свою очередь, изменение скорости охлаждения обусловлено повышением теплопроводности сплава [19]. Объясняется это тем, что теплопроводность меди в 5 раз выше теплопроводности железа [20].

Методом ПЭМ в ферритных зернах и ферритных прослойках перлита легированной медью стали обнаружены частицы ϵ -Cu (3 на рис. 2), некоторые из них расположены на поверхности цементитных пластин.

В ходе структурных исследований термически обработанных образцов было выявлено, что нагрев до 800 °C не обеспечивает полной закалки сталей. Кроме мартенсита в структуре сплавов в больших количествах присутствует феррит и перлит (рис. 3). После закалки с нагревом до 900 °C в структуре стали 45 присутствует мелкокристаллический мартенсит и остаточный аустенит (рис. 4). Повышение температуры нагрева под закалку до 1000 и 1150 °C сопрово-

ждается укрупнением микрообъемов мартенсита и остаточного аустенита, огрублением этих структурных составляющих (рис. 5 и 6). Увеличение содержания меди приводит к измельчению структурных составляющих в закаленных сталях, как это происходит в литых образцах (рис. 3–6).

Металлографически включения ϵ -Cu были зафиксированы в структуре образцов, содержащих не менее 6 % меди. При более низком содержании меди включения ϵ -Cu металлографически в исследуемых сталях не различимы. В стали с 7 % меди зафиксированы редкие включения медистой фазы округлой формы размером 3...5 мкм. С повышением содержания Cu до 9 % размеры включений увеличиваются до 5...7 мкм. В сталях, закаленных от 800, 900 и 1000 °C, форма частиц ϵ -Cu близка к сферической. После закалки от 1150 °C избыточная медь выделяется в виде тонких пленок. Это означает, что значительная доля меди, перешедшей при 1094 °C в жидкое состояние, была распределена по границам бывших аустенитных зерен. Очевидно, что такое строение материала следует считать неприемлемым, поскольку пленочные выделения ϵ -Cu будут способствовать охрупчиванию стали [23].

Снимки, представленные на рис. 7, характеризуют влияние температуры закалки на строение стали 45, содержащей 3 % Cu. После закалки от 800 °C частицы ϵ -меди находятся в ферритных зернах и в ферритной матрице перлита. В процессе нагрева образцов до 900 °C и выше медь растворяется в аустените. На стадии ускоренного охлаждения атомы Cu переходят в мартенсит.

Результаты просвечивающей электронной микроскопии коррелируют с данными рентгенофазового анализа образцов. На полученных дифрактограммах анализировали рефлексы, соответствующие основным структурным составляющим меди и α -железа. Рис. 8 позволяет оценить фазовый состав образцов, содержащих 9 % меди после литья и закалки с низким отпускком. Закалка от 800 °C сопровождается снижением интенсивности пиков меди, что связано, вероятно, с растворением части медистых включений в кристаллической решетке мартенсита. При увеличении температуры закалки до 1150 °C рефлексы, принадлежащие медистой фазе, едва заметны, что объясняется почти полным исчезновением включений ϵ -Cu.

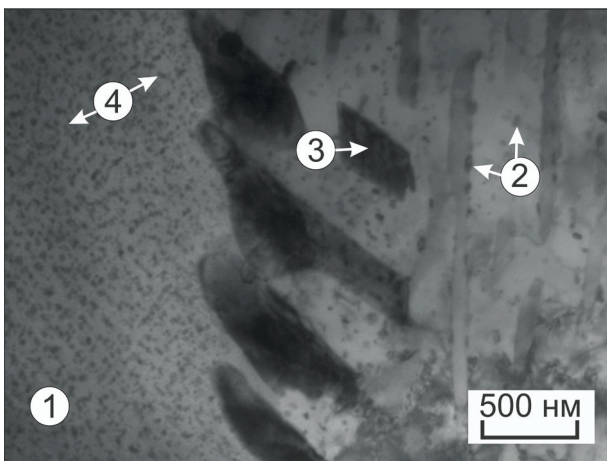


Рис. 2. Просвечивающая электронная микроскопия структуры литой среднеуглеродистой стали, легированной 3 % Cu:

1 – феррит; 2 – перлит; 3 – ϵ -Cu; 4 – Fe_3C

Fig. 2 Transmission electron microscopy of medium-carbon steel, alloyed with 3 wt.% of copper:

1 – ferrite; 2 – perlite; 3 – ϵ -Cu; 4 – Fe_3C

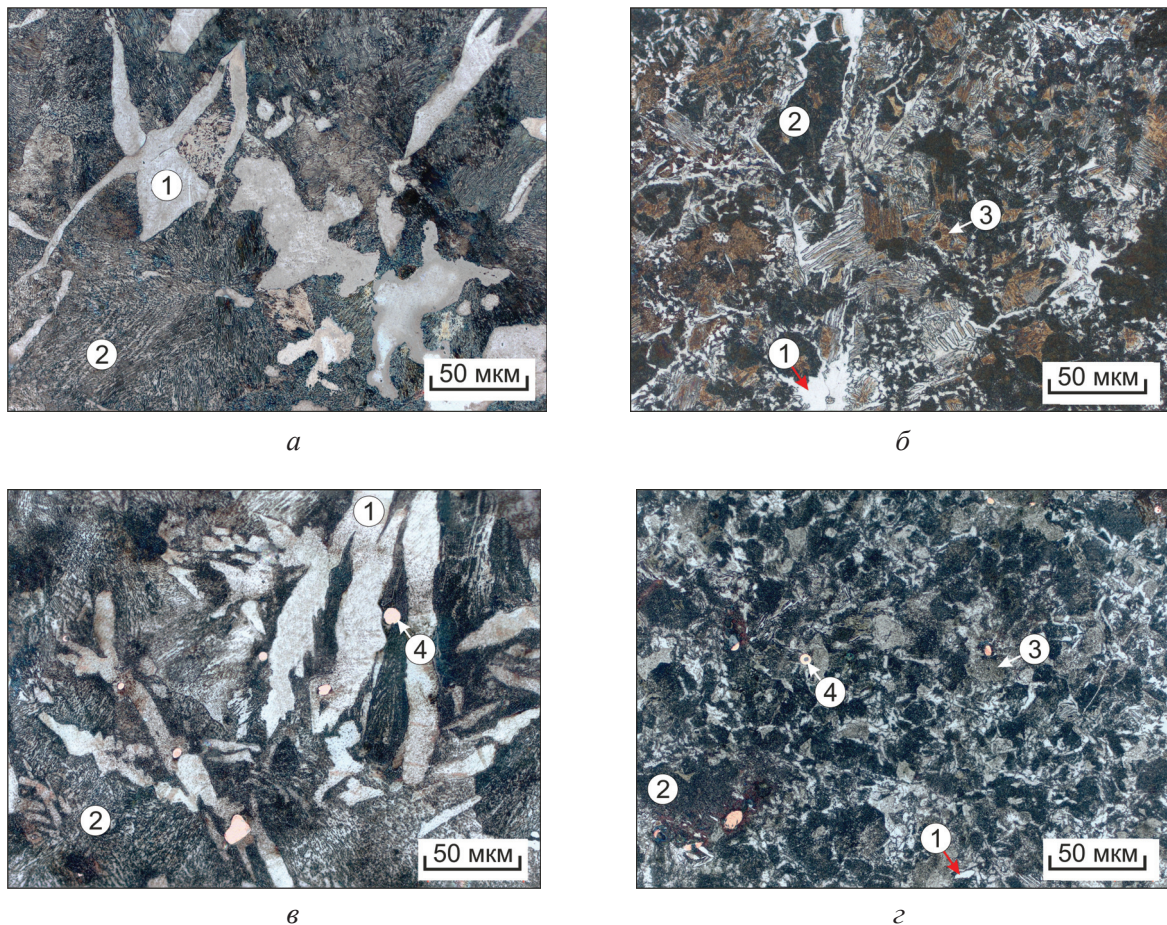


Рис. 3. Структура среднеуглеродистой стали, легированной 0 мас. % (а, б) и 9 мас. % (в, г) меди после литья (а, в) и закалки (б, г) от 800 °С и низкого отпуска:

1 – феррит; 2 – перлит; 3 – участки с закаленной структурой; 4 – ε-Cu

Fig. 3. Structure of medium-carbon steel, alloyed with 0 wt.% (a, б) and 9 wt.% (в, г) of copper after casting (a, в) and quenching (б, г) from 800 °C and low tempering:

1 – ferrite; 2 – perlite; 3 – areas with quenched structure; 4 – ε-Cu

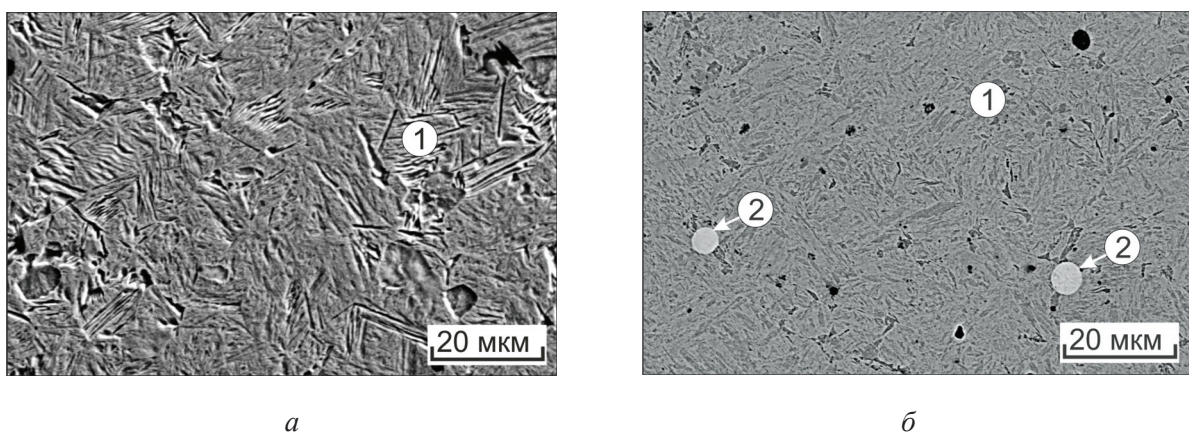


Рис. 4. Структура среднеуглеродистой стали, легированной 0 мас. % (а) и 9 мас. % (б) меди после закалки от 900 °С и низкого отпуска:

1 – структура закаленной стали; 2 – ε-Cu

Fig. 4. Structure of medium-carbon steel alloyed with 0 wt.% (a) and 9 wt.% (б) of copper after quenching from 900 °C and low tempering:

1 – structure of quenched steel; 2 – ε-Cu

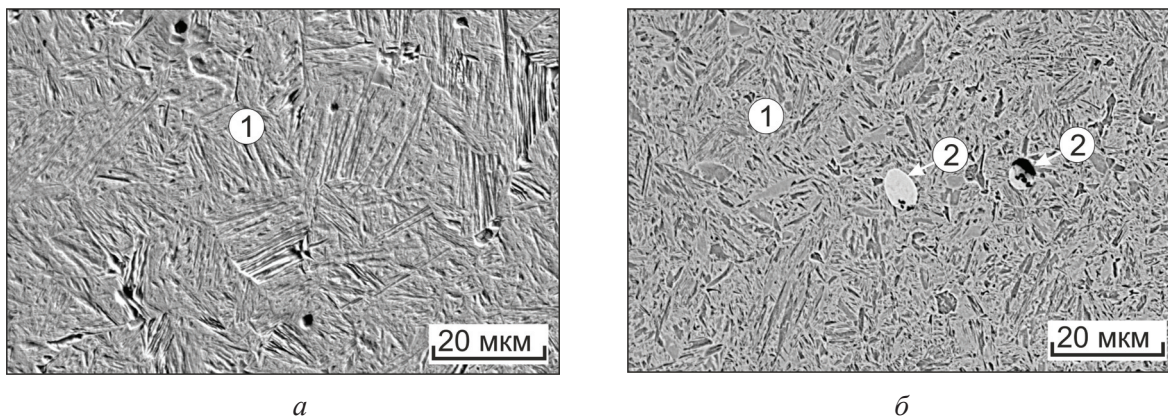


Рис. 5. Структура среднеуглеродистой стали, легированной 0 мас. % (а) и 9 мас. % (б) меди после закалки от 1000 °С и низкого отпуска:

1 – структура закаленной стали; 2 – ε-Cu

Fig. 5. Structure of medium-carbon steel, alloyed with 0 wt. % (a) and 9 wt. % (b) of copper after quenching from 1000 °C and low tempering:

1 – structure of quenched steel; 2 – ε-Cu

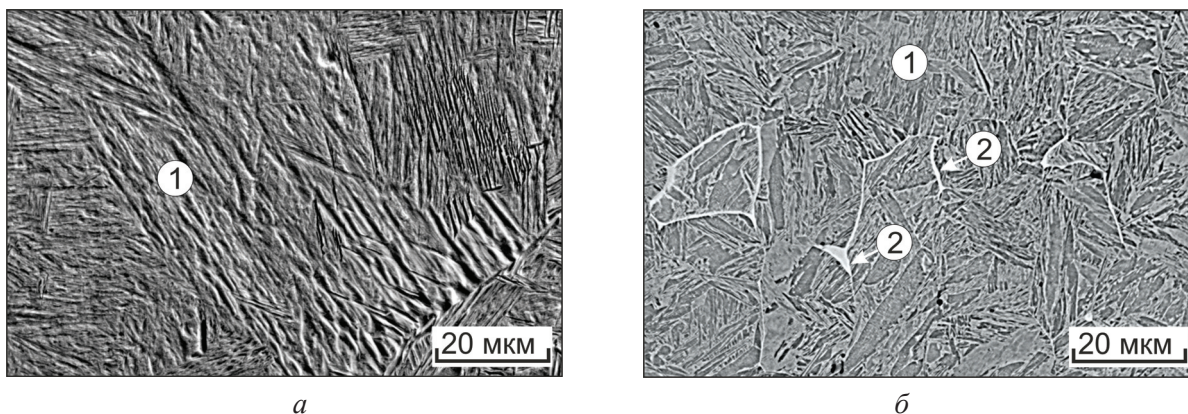


Рис. 6. Структура среднеуглеродистой стали, легированной 0 мас. % (а) и 9 мас. % (б) меди после закалки от 1150 °С и низкого отпуска:

1 – структура закаленной стали; 2 – ε-Cu

Fig. 6. Structure of medium-carbon steel alloyed with 0 wt. % (a) and 9 wt. % (b) of copper after quenching from 1150 °C and low tempering:

1 – structure of quenched steel; 2 – ε-Cu

Результаты измерения твердости отливок с различным содержанием меди после закалки от 900, 1000 и 1150 °С и низкого отпуска представлены на рис. 9. Максимальный уровень твердости соответствует сталям с 6 % Cu. В зависимости от технологических режимов обработки и структурного состояния возможно проявление двух дислокационных механизмов упрочнения сталей, легированных медью. Один из них связан с выделением наноразмерных частиц ε-Cu, второй – с растворением меди в решетке α-железа. При увеличении содержания меди до 6 % роль каждого механизма возрастает. При дальнейшем

увеличении содержания легирующего элемента возможно выделение более крупных частиц медистой фазы, что сопровождается снижением твердости материала. Упрочняющие эффекты, обусловленные введением меди в стали, подробно исследованы в работах [21, 22].

В термически не обработанном состоянии твердость легированных медью сталей не превышает 22 HRC. После полной закалки (от 900, 1000 и 1150 °С) твердость нелегированной стали составляет 46...48 HRC. Максимальный эффект, обусловленный введением в стали 6 % Cu, достигает 60 HRC. Металлографические и рент-

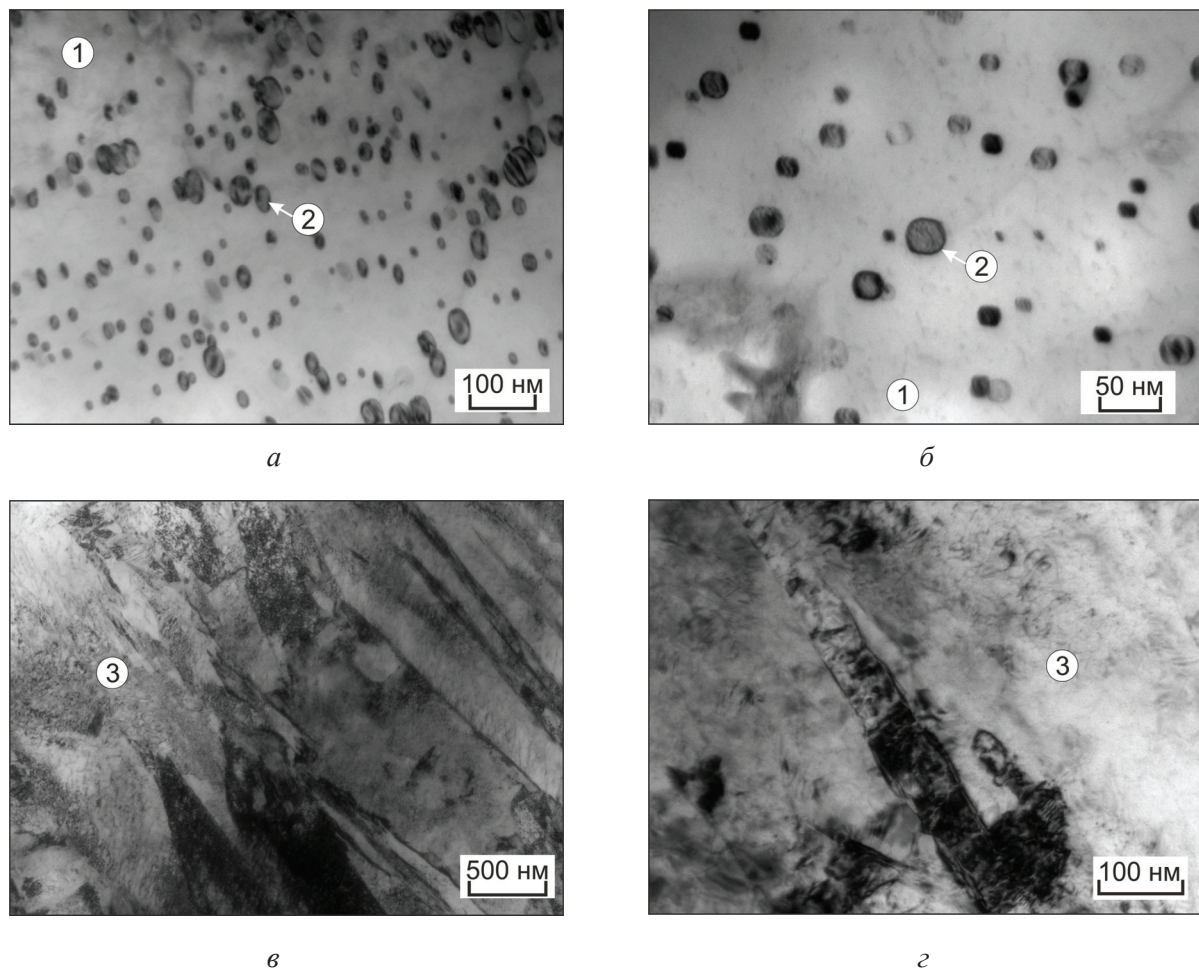


Рис. 7. Тонкое строение среднеуглеродистой стали с 3 мас. % меди, зафиксированное методом просвечивающей электронной микроскопии:

а – после литья; *б* – после закалки от 800 °С и низкого отпуска; *в* – после закалки от 900 °С и низкого отпуска; *г* – после закалки от 1150 °С и низкого отпуска; 1 – феррит; 2 – ϵ -Cu; 3 – мартенсит

Fig. 7. Fine structure of medium-carbon steel with 3 wt.% of copper, transmission electron microscopy:

a – after casting; *b* – after quenching from 800 °C and low tempering; *v* – after quenching from 900 °C and low tempering; *z* – after quenching from 1150 °C and low tempering; 1 – ferrite; 2 – ϵ -Cu; 3 – martensite

геновские исследования показали, что при охлаждении в масле стальных образцов, нагретых до 800 °С, полной закалки не происходит. Этот факт подтверждается также и результатами измерения твердости (рис. 9), согласно которым прирост твердости после закалки от 800 °С существенно меньше по сравнению с полностью закаленными образцами.

Полученные данные коррелируют с результатами триботехнических испытаний материалов. В условиях трения о закрепленные частицы абразива максимальной износостойкостью обладают сплавы, содержащие ~ 6 % Cu (рис. 10). Наиболее ярко этот максимум проявляется при испытаниях образцов, закаленных от 800 °С.

Анализ результатов экспериментальных исследований свидетельствует о зависимости износостойкости сталей от температуры закалки. Наиболее высокий уровень обеспечивает закалка от 900 °С, после которой в образцах формируется структура мелкокристаллического мартенсита.

Результаты испытаний на износостойкость при воздействии незакрепленных частиц абразива свидетельствуют о том, что потеря массы литых термически необработанных сплавов, содержащих 3 и 9 %, приблизительно одинакова (рис. 11). Максимальной износостойкостью обладает сплав с 6 % меди. Закалка в сочетании с низким отпуском благоприятно отражается на свойствах легированных медью сталей. Наи-

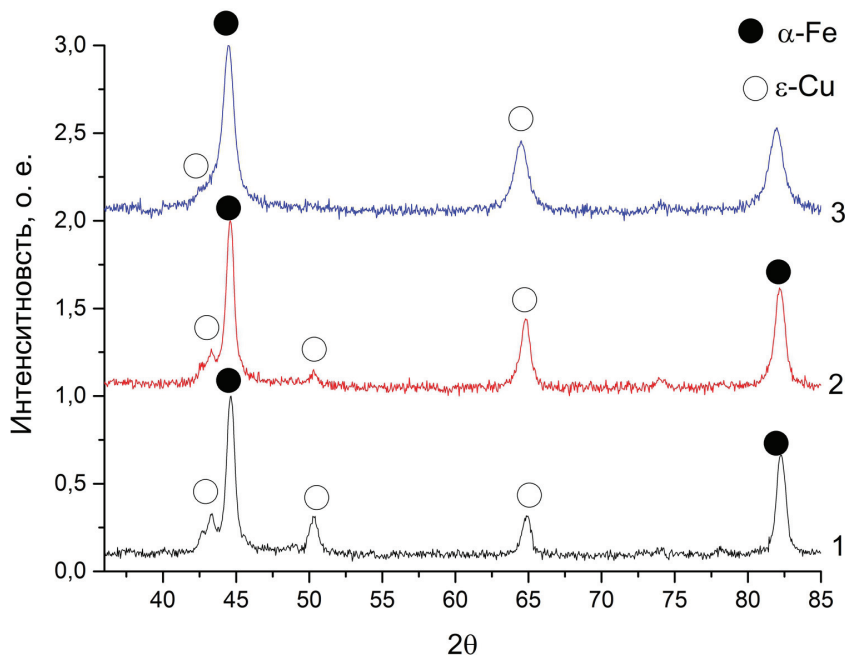


Рис. 8. Результаты рентгенофазового анализа стали 45 с 9 % Cu после литья (1), а также после закалки от 800 (2) и 1150 °C (3)

Fig. 8. Results of X-ray phase analysis of steel 45 with 9 % Cu after casting (1), and after quenching from 800 (2) and 1150 °C (3)

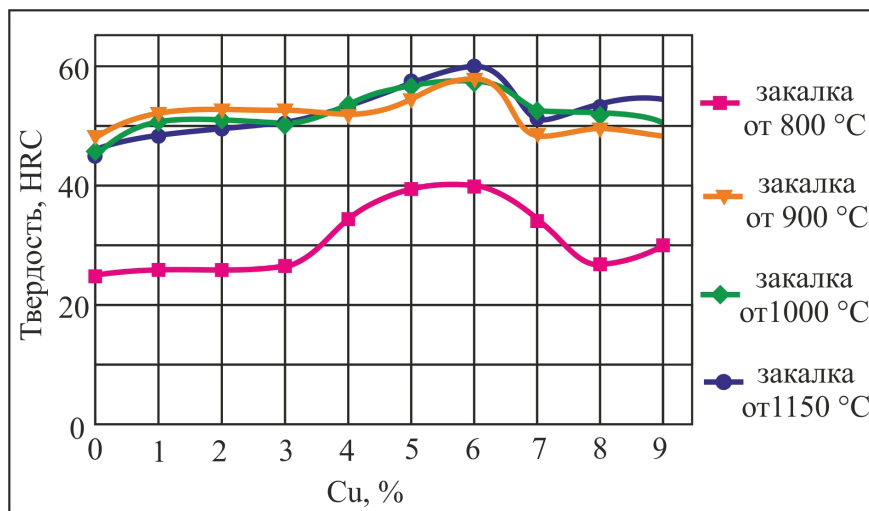


Рис. 9. Зависимость твердости литых и закаленных сталей от содержания меди

Fig. 9. Dependence of hardness of cast and quenched steels on copper content

более высоким уровнем износостойкости обладают образцы, подвергнутые закалке от 900 °C. Такое поведение сталей обусловлено формированием мелкокристаллической мартенситной структуры. Анализ представленных на рис. 11 результатов свидетельствует о том, что превы-

шение содержания меди свыше 6 % не рационально, поскольку интенсивность изнашивания легированных таким образом сталей возрастает. Основная причина такого изменения триботехнических свойств обусловлена, вероятно, выделением крупных включений медистой фазы, а

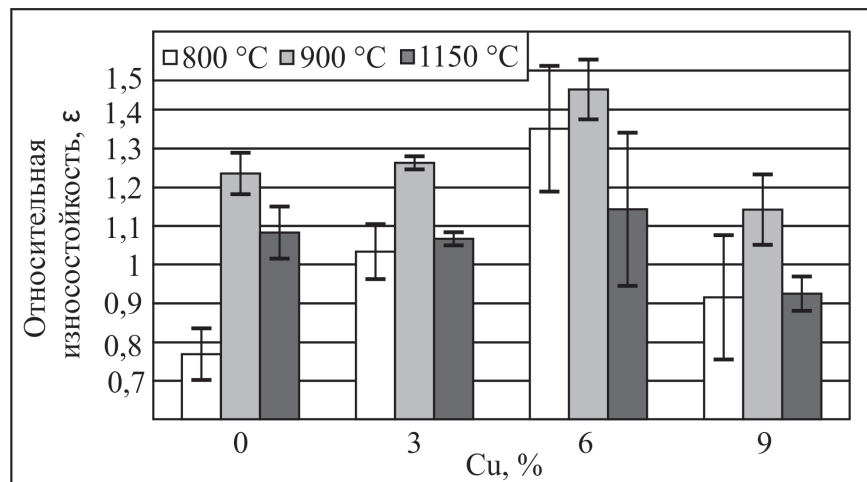


Рис. 10. Влияние меди и температуры закалки на относительную износостойкость сталей при трении о закрепленные частицы абразива

Fig. 10. Effect of copper and quenching temperature on the relative wear resistance of steels during friction on fixed particles of abrasive

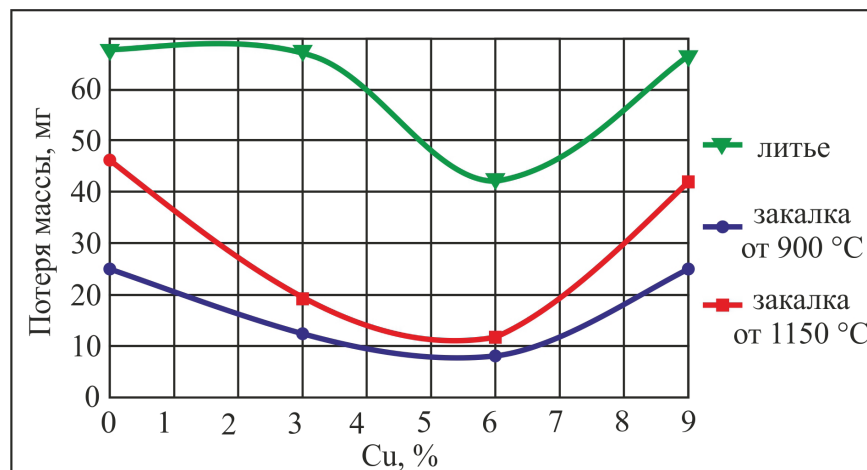


Рис. 11. Влияние содержания меди на стойкость закаленных и низкоотпущенных сталей при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы

Fig. 11. Influence of the copper content on the resistance of quenched and low-tempered steels during friction on non-rigidly fixed abrasive particles

также образованием пленочных выделений ϵ -Cu по границам бывших аустенитных зерен. Повышение температуры закалки легированных медью сталей до 1150 °C является фактором, негативно отражающимся на стойкости материалов в условиях воздействия как закрепленных, так и нежестко закрепленных частиц абразива.

Выводы

Основным механизмом упрочнения феррита в стальных термически не обработанных отлив-

ках, легированных медью, является образование наноразмерных равномерно распределенных по объему частиц ϵ -Cu. Нагрев отливок под закалку до аустенитного состояния сопровождается растворением меди в γ -фазе. На этапе ускоренного охлаждения медь переходит в твердый раствор на основе α -фазы и упрочняет его.

Наиболее высокими показателями твердости и износостойкости в условиях воздействия закрепленных и нежестко закрепленных абразивных частиц обладают легированные медью сплавы, закаленные от 900 °C, что обусловлено



формированием мелкодисперсной мартенситной структуры. Закалка от более высоких температур сопровождается огрублением структуры и соответствующим снижением твердости и износостойкости материалов.

Зависимость износостойкости легированных сталей от содержания меди носит экстремальный характер. Наиболее высоким комплексом триботехнических свойств в условиях абразивного изнашивания обладает сталь, содержащая 6 % меди.

Список литературы

1. *Silman G.I., Kamynin V.V., Goncharov V.V.* On the mechanisms of copper effect on structure in cast iron // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2007. – Vol. 49, iss. 7–8. – P. 387–393. – doi: 10.1007/s11041-007-0072-z.
2. Влияние меди на антифрикционные свойства серых чугунов / Н.В. Степанова, В. Кумар, В.А. Кузнецов, П.А. Попелюх, Е.Д. Головин // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2012. – № 1 (54). – С. 81–84.
3. Износостойкость заэвтектидной стали, легированной медью и алюминием / Н.В. Степанова, А.А. Батаев, А.А. Ситников, Т.Н. Осколкова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 4 (69). – С. 72–79. – doi: 10.17212/1994-6309-2015-4-72-79.
4. *Sil'man G.I.* About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe–Cu and Fe–Cu–C systems // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2009. – Vol. 51, iss. 1–2. – P. 19–24. – doi: 10.1007/s11041-009-9120-1.
5. Peculiarities of the precipitation of nanosized ϵ -phase copper particles in ferrite plates of lamellar pearlite / I.A. Bataev, N.V. Stepanova, A.A. Bataev, A.A. Nikulina, A.A. Razumakov // *Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117, iss. 9. – P. 901–905. – doi: 10.1134/S0031918X16090015.
6. Composites of copper and cast iron fabricated via the liquid: In the vicinity of the limits of strength in a non-deformed condition / N.V. Stepanova, I.A. Bataev, Y.-B. Kang, D.V. Lazurenko, A.A. Bataev, A.A. Razumakov, A.M. Jorge Junior // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 130. – P. 260–269. – doi: 10.1016/j.matchar.2017.06.025.
7. *Prasetyo Y., Lee S.K., Baek E.R.* Effect of copper addition on mechanical properties of nodular indefinite chilled iron (NICI) // *Key Engineering Materials*. – 2011. – Vol. 457. – P. 386–391. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.457.386.
8. Pearlite stabilization by copper on ductile cast iron / M. Tsujikawa, N. Matsumoto, K. Nakamoto, Y. Michiura // *Key Engineering Materials*. – 2011. – Vol. 457. – P. 151–156. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.457.151.
9. *Hsu C-H., Lin K-T.* A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528, iss. 18. – P. 5706–5712. – doi: 10.1016/j.msea.2011.04.035.
10. Microstructure and mechanical properties of as-cast ductile irons alloyed with manganese and copper / R.K. Dasgupta, D.K. Mondal, T.K. Chakrabarti, A.C. Ganguli // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2012. – Vol. 21 (8). – P. 1728–1736. – doi: 10.1007/s11665-011-0058-2.
11. Investigating the mechanical properties of 0.5 % copper and 0.5% nickel austempered ductile iron with different austempering parameters / B. Abdullah, S.K. Alias, A. Jaffar, F.A. Rahim, A. Ramli // *Advanced Materials Research*. – 2012. – Vol. 383–390. – P. 3313–3319. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.383-390.3313.
12. The effect of Cu on the microstructure and the elevated temperature properties of ferritic heat resistant cast iron / K. Choe, S. Lee, M. Kim, K. Lee // *Materials Science Forum*. – 2010. – Vol. 654–656. – P. 1448–1451. – doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.1448.
13. *Горкунов Д.Н.* Триботехника (износ и безыносность): учебник. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МСХА, 2000. – 616 с. – ISBN 5-94327-004-3.
14. *Ильин А.П., Назаренко О.Б., Рихерт С.В.* Влияние суспензии «моторное масло + смесь нанопорошков меди и никеля» на трибологические свойства пары трения «углеродистая сталь – низколегированная сталь» // *Известия Томского политехнического университета*. – 2004. – Т. 307, № 3. – С. 77–79.
15. *Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В.* Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2010. – № 6. – С. 43–48.
16. *Sil'man G.I., Kamynin V.V., Tarasov A.A.* Effect of copper on structure formation in cast iron // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2003. – Vol. 45, iss. 7–8. – P. 254–258. – doi: 10.1023/A:1027320116132.
17. *Kamynin V.V.* Effect of structure on the tribotechnical properties of cast iron // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2007. – Vol. 49, N 7–8. – P. 398–400. – doi: 10.1007/s11041-007-0074-x.
18. *Stepanova N.V., Razumakov A.A.* The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel // *The 8 International Forum on Strategic Technologies (IF-OST 2013): proceedings, Mongolia, Ulaanbaatar*,

28 June – 1 July 2013. – Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 240–242. – doi: 10.1109/IFOST.2013.6616977.

19. Яковлев А.Ю., Волчок И.П. Влияние меди на структуру и свойства графитизированной стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2008. – № 1. – С. 44–46.

20. Кутателадзе С.С., Боришанский В.М. Справочник по теплопередаче. – М.: Госэнергоиздат, 1958. – 416 с. – ISBN 978-5-458-36211-5.

21. Особенности упрочнения феррита и перлита в сталях и чугунах, легированных медью / И.А. Батаев, Н.В. Степанова, А.А. Батаев, А.А. Разумаков //

Известия высших учебных заведений. Физика. – 2017. – № 6. – С. 86–90.

22. Особенности выделения наноразмерных частиц ϵ -фазы меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита / И.А. Батаев, Н.В. Степанова, А.А. Батаев, А.А. Никулина, А.А. Разумаков // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117, № 9. – С. 932–937. – doi: 10.7868/S0015323016090011.

23. Медь в черных металлах / пер. с англ. И.Д. Марчуковой и А.Н. Штейнберга; под ред. О.А. Банных; под ред. И. Ле Мэя и Л.М.Д. Шетки. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с. – ISBN 5-229-00073-2.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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 and Properties of Heat-treated Medium-carbon Steels Alloyed with Copper

Tatyana Ogneva^{1, a, *}, Nikita Martushev^{2, b}, Iris Altpeter^{3, c}, Mikhail Surkov^{2, d}, Alexandr Tokarev^{4, e},
Tatyana Krutskaya^{5, f}





¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

³ Fraunhofer Institute for Non-Destructive Testing IZFP, Campus E3 1, Saarbrücken, 66123, Germany

⁴ Siberian State University of Water Transport, 33 Schetinkina st., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

⁵ Novosibirsk State University of Architecture and Civil Engineering, 113 Leningradskaya st., Novosibirsk, 630008, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-0081-283X>,  ogneva@corp.nstu.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>,  martushev@tpu.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-3006-625X>,  irisaltpeter@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-3654-8401>,  masur@tpu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-2841-3689>,  aot51@ngs.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0001-8003-4523>,  j_krutskii@rambler.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 March 2018

Revised: 02 April 2018

Accepted: 30 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Steel
Alloying with copper
Quenching
Structure
Wear resistance
ε-Cu nanoparticles

Funding:

This work is supported by the Russian Science Foundation under grant No. 15-19-00230.

ABSTRACT

Introduction. Copper alloyed steel is considered to be a possible alternative to expensive bronze in the manufacture of large-sized parts of heavy-duty sliding friction units. The operating conditions of these units assume the presence of large specific loads. Thus, the materials for its production should have a high complex of strength and tribological properties. Quenched iron-carbon steels have the greatest strength, however, nowadays, the issue of the effect of copper on the structure and properties of medium-carbon steels after quenching remains open. **The purpose of the work:** to study the structure, strength and tribotechnical properties of cast medium-carbon steel, alloyed with copper (0... 9 wt. %), after quenching from 800, 900, 1000 and 1150 °C and low tempering at 200 °C. **The methods of investigation.** Structural studies were performed using optical metallography, scanning electron microscopy and X-ray phase analysis. The mechanical properties of alloys after casting and quenching with low tempering were studied, the hardness of the Rockwell materials was evaluated, and the wear resistance test was carried out on fixed and non-rigidly fixed abrasive particles. **Results and discussion.** With the increase of copper content in the steel the size of the ferritic grains decreases and the dispersion of perlite increases. The nanosized inclusions of the copper ε-phase formed in the ferrite matrix were studied by transmission electron microscopy. Heating up to 800 °C doesn't provide an opportunity for complete quenching of steels alloyed with copper. In addition to martensite, the microvolumes of ferrite and perlite are present in the structure of alloys. Quenching from 900 °C leads to the formation of a completely martensitic structure. A further increase in the quenching temperature doesn't lead to a qualitative change in the structural composition. Inclusions of the copper phase predominantly have a shape close to spherical. However, after quenching from 1150 °C in an alloy with 9% copper, the ε-Cu inclusions precipitates as a thin films along the former boundaries of austenitic grains. The TEM investigations showed that heating for quenching leads to dissolution of copper nanosized inclusions. At the fast cooling stage, copper in the form of inclusions is not released. Alloying with copper up to 6 wt. % provides the growth of tribotechnical characteristics of medium-carbon steels. It was found that samples quenched from 900 °C have the highest complex of mechanical properties.

For citation: Ogneva T.S., Martushev N.V., Altpeter I., Surkov M.A., Tokarev A.O., Krutskaya T.M. Structure and properties of heat-treated medium-carbon steels alloyed with copper. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 130–143. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-130-143. (In Russian).

References

1. Silman G.I., Kamynin V.V., Goncharov V.V. On the mechanisms of copper effect on structure in cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, iss. 7–8, pp. 387–393. doi: 10.1007/s11041-007-0072-z.

* Corresponding author

Ogneva Tatyana S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 315-29-01, e-mail: ogneva@corp.nstu.ru

2. Stepanova N.V., Kumar V., Kuznetsov V.A., Popelukh P.A., Golovin E.D. Vliyanie medi na antifriktsionnyye svoystva serykh chugunov [Effect of copper addition on friction properties of gray cast iron]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 81–84.
3. Stepanova N.V., Bataev A.A., Sitnikov A.A., Oskolkova T.N. Iznosostoikost' zaevtektoidnoi stali, legirovannoi med'yu i alyuminiem [Wear resistance of hypereutectoid steel, alloy with copper and aluminum]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4 (69), pp. 72–79. doi: 10.17212/1994-6309-2015-4-72-79.
4. Sil'man G.I. About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe–Cu and Fe–Cu–C systems. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, iss. 1–2, pp. 19–24. doi: 10.1007/s11041-009-9120-1.
5. Bataev I.A., Stepanova N.V., Bataev A.A., Nikulina A.A., Razumakov A.A. Peculiarities of the precipitation of nanosized ϵ -phase copper particles in ferrite plates of lamellar pearlite. *Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, iss. 9, pp. 901–905. doi: 10.1134/S0031918X16090015.
6. Stepanova N.V., Bataev I.A., Kang Y.-B., Lazurenko D.V., Bataev A.A., Razumakov A.A., Jorge Junior A.M. Composites of copper and cast iron fabricated via the liquid: In the vicinity of the limits of strength in a non-deformed condition. *Materials Characterization*, 2017, vol. 130, pp. 260–269. doi: 10.1016/j.matchar.2017.06.025.
7. Prasetyo Y., Lee S.K., Baek E.R. Effect of copper addition on mechanical properties of nodular indefinite chilled iron (NICI). *Key Engineering Materials*, 2011, vol. 457, pp. 386–391. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.457.386.
8. Tsujikawa M., Matsumoto N., Nakamoto K., Michiura Y. Pearlite stabilization by copper on ductile cast iron. *Key Engineering Materials*, 2011, vol. 457, pp. 151–156. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.457.151.
9. Hsu C-H., Lin K-T. A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, iss. 18, pp. 5706–5712. doi: 10.1016/j.msea.2011.04.035.
10. Dasgupta R.K., Mondal D.K., Chakrabarti T.K., Ganguli A.C. Microstructure and mechanical properties of as-cast ductile irons alloyed with manganese and copper. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 21 (8), pp. 1728–1736. doi: 10.1007/s11665-011-0058-2.
11. Abdullah B., Alias S.K., Jaffar A., Rahim F.A., Ramli A. Investigating the mechanical properties of 0.5% copper and 0.5% nickel austempered ductile iron with different austempering parameters. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 383–390, pp. 3313–3319. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.383-390.3313.
12. Choe K., Lee S., Kim M., Lee K. The effect of Cu on the microstructure and the elevated temperature properties of ferritic heat resistant cast iron. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 654–56, pp. 1448–1451. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.1448.
13. Gorkunov D.N. *Tribotekhnika (iznos i bezyznosnost')* [Tribotechnics (wear and wearlessness)]. 4th ed. Moscow, MSKha Publ., 2000. 616 c. ISBN 5-94327-004-3.
14. Il'in A.P., Nazarenko O.B., Rikherst S.V. Vliyanie suspenzii "motornoe maslo + smes' nanoporoshkov medi i nikelya" na tribologicheskie svoystva pary treniya "uglerodistaya stal' – nizkolegirovannaya stal'" [Influence of the suspension "engine oil + mixture of nanopowders of copper and nickel" on the tribological properties of the friction pair "carbon steel-low alloy steel"]. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2004, vol. 307, no. 3, pp. 77–79.
15. Sil'man G.I., Kamynin V.V., Goncharov V.V. Vliyanie medi na strukturu i svoystva vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom [Influence of copper on structure and properties of high-strength spheroidal graphite cast iron]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Blanking Productions in Mechanical Engineering*, 2010, no. 6, pp. 43–48.
16. Sil'man G.I., Kamynin V.V., Tarasov A.A. Effect of copper on structure formation in cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45, iss. 7–8, pp. 254–258. doi: 10.1023/A:1027320116132.
17. Kamynin V.V. Effect of structure on the tribotechnical properties of cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, iss. 7–8, pp. 398–400. doi: 10.1007/s11041-007-0074-x.
18. Stepanova, N.V. Razumakov A.A. The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel. *The 8 International Forum on Strategic Technologies (IFOST 2013): proceedings*, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013, vol. 1, pp. 240–242. doi: 10.1109/IFOST.2013.6616977.
19. Yakovlev A.Yu. Volchok I.P. Vliyanie medi na strukturu i svoystva grafitizirovannoi stali [Effect of copper on the structure and properties of graphitized steel]. *Metalovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2008, no. 1, pp. 44–46. (In Russian).
20. Kutateladze S.S., Borishanskii V.M. *Spravochnik po teploperedache* [Handbook of heat transfer]. Moscow, Gosenergoizdat Publ., 1958. 416 p. ISBN 978-5-458-36211-5.



21. Bataev I.A., Stepanova N.V., Bataev A.A., Razumakov A.A. Osobennosti uprochneniya ferrita i perlita v stalyakh i chugunakh, legirovannykh med'yu [Features of hardening of ferrite and perlite in steels and cast iron alloyed with copper]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika = Russian Physics Journal*, 2017, no. 6, pp. 86–90.

22. Bataev I.A., Stepanova N.V., Bataev A.A., Nikulina A.A., Razumakov A.A. Osobennosti vydeleniya nano-razmernykh chastits ε -fazy medi v ferritnykh promezhutkakh plastinchatogo perlita [Peculiarities of the separation of nanoscale particles of the copper ε -phase in the ferrite gaps of the plate perlite]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 9, pp. 932–937. doi: 10.7868/S0015323016090011. (In Russian).

23. May I.L., Schetky L.M., eds. *Copper in iron and steel*. New York, Wiley, 1982. 423 p. (Russ. ed.: *Med' v chernykh metallakh*. Ed. by O.A. Bannykh. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988. 312 p.).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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



Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого мартенсита при закалке

Семен Березин^{a*}, Александр Шацов^b, Ольга Теренина^c

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, 29, г. Пермь, 6140990, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-5622-313X>, Semka-ya@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2723-964X>, a.shatsov@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-0054-8298>, olga.terenina@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.3

История статьи:

Поступила: 19 марта 2018
 Рецензирование: 13 апреля 2018
 Принята к печати: 25 апреля 2018
 Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Низкоуглеродистая сталь
 Неметаллические включения
 Рейка
 Пластина
 Мартенсит
 Разрушение
 Механические свойства
 Граница раздела
 Концентрация напряжений

АННОТАЦИЯ

Введение. Созданию низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) предшествовала разработка мало-перлитных или бесперлитных и бейнитных сталей. Обеим группам сталей для термообработки не требовалось жидких охлаждающих сред, а прочность была на уровне 400...600 МПа. Более высокой прочности соответствовала структура бейнита, но бейнитные стали имеют существенные недостатки, связанные с технологичностью и относительно невысокой вязкостью, так как сложно избежать при термообработке появления верхнего бейнита. Современные бейнитные стали имеют прочность на уровне 1500 МПа, но проблемы достижения требуемых характеристик надежности остаются. При отношении Cr/C больше 35 в вес. % (8 ат. %) бейнитного превращения в низкоуглеродистых сталях (0,04...0,1 % C) не наблюдают, и такие стали относят к НМС. В работе изучены стали, обозначенные 07X3ГНМ, 15X2Г2НМФБ, 27X2Г2НМФБ. **Цель работы.** Определить состав, морфологию и механические свойства НМС с неметаллическими включениями. Оценить влияние структуры мартенсита на механические свойства НМС с сильными карбидообразующими элементами после полной закалки и из межкритического интервала (МКИ). **Методы исследований.** Для изучения структуры применяли микроскоп Olympus GX-51, растровый электронный микроскоп Tescan MIRA3 с приставкой, позволяющей проводить энергодисперсионный анализ. Тонкую структуру и морфологию фаз изучали просвечивающей и растровой электронной микроскопией. Для просвечивающей электронной микроскопии использовали фольги, полученные методом электрополировки. Образцы предварительно нарезали электрорезонным станком на пластины размером 10×4 мм толщиной 0,2...0,3 мм. Далее проводили двухстороннее утонение на наждачных бумагах до толщины 0,05...0,06 мм. Электрополировку проводили при температурах, близких к 0 °С, в электролите состава 80 % ледяной уксусной кислоты, 20 % хлорной кислоты. Тонкую структуру просматривали на микроскопах JEM 200CX и CM 30 при ускоряющем напряжении до 200 кВ. Значение параметра I_c определяли в соответствии с ГОСТ 25.50–85 по результатам испытаний на статический изгиб образцов с трещиной, тип 4, размерами $5 \times 10 \times 60$ мм. Механические свойства при испытаниях на растяжение определяли по ГОСТ 1497–84, ударную вязкость – по ГОСТ 9454–78. Критические точки были установлены с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии и подтверждены dilatометрическими исследованиями. Термообработка сталей включала закалку 950 °С, отпуск 250 °С в первом случае, и закалку из МКИ – во втором. **Результаты и обсуждение.** Основными включениями НМС были оксиды алюминия, близкие к глобулярной форме оксиды FeO, MnO, SiO₂, и продолговатой формы сульфиды (FeS, MnS). В сталях с сильными карбидообразующими элементами карбиды содержали повышенное количество ниобия и ванадия. Исследования разрушения образцов со структурой низкоуглеродистого мартенсита, содержащего неметаллические включения, показали, что основной причиной уменьшения вязкости при увеличении содержания углерода является рост доли пластинчатой составляющей. При построении модели разрушения сталей с реечно-пластинчатой структурой мартенсита исходили из аддитивного вклада в прочность различных морфологических форм мартенсита и ведущей роли в инициировании разрушения непроницаемых для дислокаций границ раздела пластинчатой составляющей.

Для цитирования: Березин С.К., Шацов А.А., Теренина О.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого мартенсита при закалке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С.144–159. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-144-159.

*Адрес для переписки

Березин Семён Константинович, аспирант
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет
 пр. Комсомольский, 29,
 614000, г. Пермь, Россия
 Тел.: 89194673241, e-mail: Semka-ya@mail.ru

Введение

Современные конструкционные среднеуглеродистые стали закалывают в жидкие среды, поэтому при закалке неизбежны деформация и коробление. Технологический процесс нужно

выстраивать так, чтобы сваривать низколегированные стали в отожженном состоянии, поэтому свариваемые стали не обеспечивают требуемой прочности. Химический состав низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) подобран таким образом, чтобы исключить перлитное превращение, а высокая температура мартенситного перехода и заданное соотношение между углеродом и легирующими элементами затрудняют образование бейнита.

Возможность получения сталей НМС с комплексом высоких механических и технологических характеристик впервые была рассмотрена профессором Р. И. Энтиным, а первые НМС созданы и внедрены под руководством профессора Л.М. Клейнера [1]. Содержание углерода в первых НМС не превышало 0,1 %, структура – в основном пакетно-реечный мартенсит с неметаллическими включениями.

При отношении Cr/C больше 35 в вес. % (8 ат. %) бейнитное превращение в низкоуглеродистых сталях (0,04...0,1 % C) не наблюдается, и такие стали относят к НМС. В работе изучены стали, обозначенные 07X3ГНМ, 15X2Г2НМФБ, 27X2Г2НМФБ, для которых отношение Cr/C составило 46, 14 и 9 соответственно. Влияние на структуру стали, кроме отношения Cr/C , оказывает легирование, присутствие карбидообразующих элементов, скорости охлаждения и температуры аустенитизации.

Неметаллические включения (НВ) часто являются опасным концентратором напряжений, поэтому обычно их количество стремятся свести к минимуму. В современных сталях контролируют количество, размер и распределение включений [5–7]. В тех случаях, когда НВ играют определяющую роль в иницировании разрушения только за счет создания оптимальной формы включений, возможно резкое улучшение характеристик вязкости при комнатной и особенно при пониженных температурах [8]. Наибольшую опасность представляют примеси в виде сегрегаций, образующих полосчатую структуру, а в случае легирования сильными карбидообразующими элементами – карбиды и карбонитриды [9, 10].

Неметаллические включения не всегда являются опасными концентраторами напряжения, важна также структура мартенсита. В тех случаях, когда включения и примеси не определяют

характера разрушения, пакетно-реечная структура мартенсита НМС обеспечивает при равной прочности вдвое более высокую вязкость по сравнению со структурой сорбита среднеуглеродистой стали [11]. Поэтому важно оценить влияние морфологии мартенсита на свойства низкоуглеродистых сталей, в тех случаях, когда неметаллические включения слабо влияют на вязкость.

Цель работы. Определить состав, морфологию и механические свойства НМС с неметаллическими включениями. Оценить влияние структуры мартенсита на механические свойства НМС с сильными карбидообразующими элементами после полной закалки и из МКИ.

Для выполнения поставленных целей были решены следующие задачи.

1. Исследовать морфологию, химический состав неметаллических включений в НМС; рассмотреть основные модели, позволяющие оценить роль включений в разрушение качественных низкоуглеродистых мартенситных сталей.

2. Определить характеристики прочности, пластичности, вязкости НМС с различной морфологией мартенсита; предложить модель, связывающую морфологию мартенсита и вязкость стали.

Методика исследований

Химический состав сталей (табл. 1) выбран исходя из трех положений: широкий интервал варьирования содержания углерода; определение морфологии мартенсита и свойств сталей при схожем легировании, но разном содержании углерода; НМС 07X3ГНМ выбрана потому, что ее структура – пакетный мартенсит. Для исследования микроструктуры применяли микроскоп «Olympus GX-51. Шлифы травили 5 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Реечная структура изучена на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA3 с приставкой, позволяющей проводить энергодисперсионный анализ при ускоряющем напряжении до 100 кВ и увеличении до 40 000 крат. Для просвечивающей микроскопии использовали фольги, полученные методом электрополировки. Образцы предварительно нарезали электроэрозионным станком на пластины размером 10 × 4 мм толщи-

ной 0,2...0,3 мм. Далее проводили двухстороннее утонение на наждачных бумагах до толщины 0,05...0,06 мм. Электрополировку осуществляли при температурах, близких к 0 °С, в электролите состава 80 % ледяной уксусной кислоты, 20 % хлорной кислоты [4]. Тонкую структуру просматривали на микроскопах JEM 200СХ и СМ 30 при ускоряющем напряжении до 200 кВ. Образцы для исследования микроструктуры вырезали из прутка Ø19 мм. Значение параметра I_C определяли в соответствии с ГОСТ 25.506–85 по результатам испытаний на статический изгиб образцов с трещиной, тип 4, размерами $5 \times 10 \times 60$ мм. Механические свойства при испытаниях на растяжение определяли по ГОСТ 1497–84, ударную вязкость – по ГОСТ 9454–78. Критические точки были установлены с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии и подтверждены дилатометрическими исследованиями (табл. 2). Термообработка сталей (табл. 1) включала закалку 950 °С и отпуск 250 °С или закалку из МКИ.

Результаты и их обсуждения

Исходная микроструктура исследованных сталей, закаленных с прокатного нагрева, представлена на рис. 1. Во всех случаях (07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ) – это главным образом пакетный мартенсит с твердостью 30, 41, 48 НРС. Средний размер зерна аустенита перечисленных сталей в исходном состоянии составляет 25, 13 и 10 мкм (рис. 2, а, в, д), после закалки из МКИ – 9, 6, 5 мкм (рис. 2 б, г, е) соответственно. Распределение зерен по размеру имело правую симметрию, что характерно для логнормального закона распределения. Разнозернистость R сталей 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ после обычной закалки составляла 1,8; 2,7; 2,5 соответственно, после закалки из МКИ – 2,4; 4,2; 4. Таким образом, измельчение зерна после закалки из МКИ сопровождалось ростом разнозернистости.

В исходном состоянии размер пакета стали 15Х2Г2НМФБ больше, чем у стали

Таблица 1

Table 1

Химический состав НМС
Low-carbon martensitic steel chemical composition

Обозначение стали / Steel grade	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	V, %	Nb, %
07Х3ГНМ	0.07	0.27	0.93	3.25	1.06	0.53	–	–
15Х2Г2НМФБ	0.15	0.26	2.07	2.10	1.23	0.42	0.09	0.063
27Х2Г2НМФБ	0,27	0,43	2,45	2,37	1,48	0,53	0,18	0,15

Примечание: содержание Cu и Al составляло 0,02...0,05 %; S и P – не более 0,025 %; H – не более 1,5 ppm; N – не более 0,011 %.

Note: the content of Cu and Al is 0.02...0.05 %, S and P are not more than 0.025 %, H is not more than 1.5 ppm, N is not more than 0.011 %.

Таблица 2

Table 2

Критические температуры НМС
Low-carbon martensite steel critical temperature

Обозначение сталей / teel grade	A_{C1} , °С	A_{C3} , °С	M_H , °С	M_K , °С
07Х3ГНМ	715	860	515	420
15Х2Г2НМФБ	710	850	370	300
27Х2Г2НМФБ	670	850	330	210

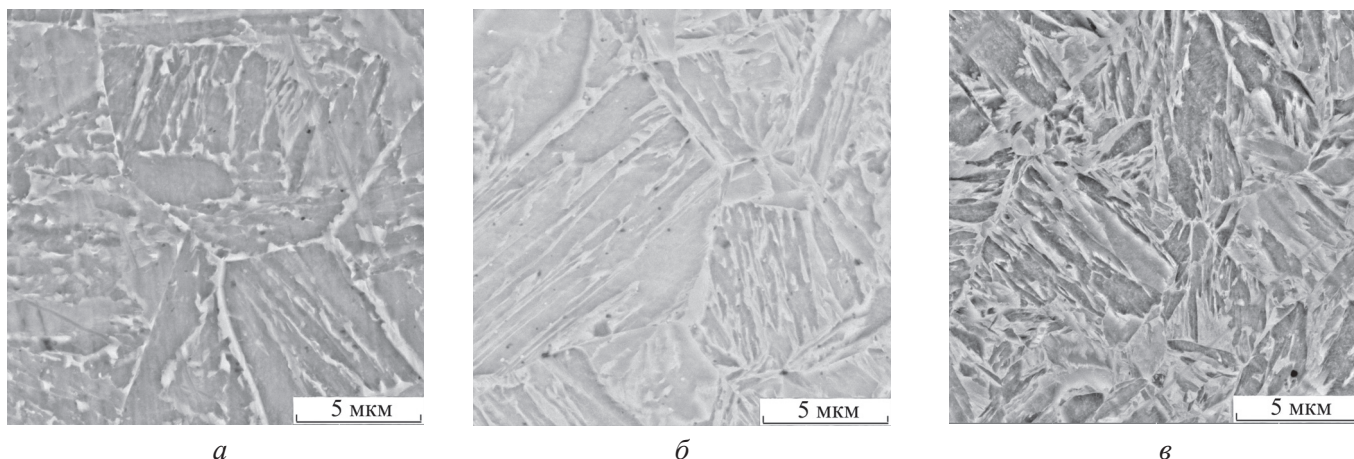


Рис. 1. Исходная структура сталей:

a – 07Х3ГНМ; *б* – 15Х2Г2НМФБ; *в* – 27Х2Г2НМФБ

Fig. 1. Initial structure of steels:

a – 07Н3ГНМ; *б* – 15Н2Г2НМФБ; *в* – 27Н2Г2НМФБ

27Х2Г2НМФБ (в связи с большим количеством выявляемых при травлении границ размеры пакета можно оценить только ориентировочно). Характерные элементы структуры имели следующие размеры: пакет – 1...2 мкм, ширина рек – 200...300 нм.

На вязкое разрушение возможно сильное влияние оксидов, карбидов и сульфидов (рис. 3). В [12] показано, что ударная вязкость стали уменьшается с увеличением содержания включений, расположенных перед трещиной. При испытании на растяжение снижение свойств стали объясняется тем, что неметаллические включения служат концентраторами напряжений и деформаций металла, способствующими развитию локального разрушения. Уменьшение предела текучести вызвано тем, что на стадии упругой деформации вокруг НВ локализуется пластическая деформация.

Энергодисперсионными исследованиями установлено, что основными включениями НМС были оксиды, сульфиды и в сталях с сильными карбидообразующими элементами – карбиды (рис. 3 и 4). Оксиды алюминия имели форму, близкую к глобулярной, оксиды железа, марганца и кремния (FeO , MnO , SiO_2) встречались в виде крупных включений до 10 мкм, или образовывали группы близкорасположенных частиц (рис. 3, *г-ж* и рис. 4, *г-ж*), сульфиды имели продолговатую формы (FeS , MnS) размером до 15 мкм (рис. 3, *а-в* и рис. 4, *а-в*). В НМС с сильными карбидообразующими элементами

15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ кроме перечисленных включений встречались карбиды на основе ванадия и ниобия размерами до 5 мкм (рис. 3, *з, и* и рис. 4, *з, и*).

В большинстве случаев вязкое разрушение (ВР) стали определяется строением и морфологией фаз, количеством и распределением НВ. Для вязкого разрушения характерны следующие стадии: зарождение, рост и слияние микропор, образование микротрещины и ее рост. Зарождение микропор и микротрещин, нарушающих сплошность материала, возможно и на включениях [13, 5]. Для исследованных сталей количество, состав, морфология НВ имеют похожие статистические характеристики (см. рис. 3 и 4).

Для объяснения роли неметаллических включений обычно применяют следующие основные подходы.

Первый подход предполагает существование критического размера включения. Трещины распространяются от единственного очага. Наиболее опасны крупные включения, размер которых превышает критический ($d_{кр}$). Критический размер включений вычисляют из выражения [5]

$$d > d_{кр} = \frac{\pi}{2} (K_{IC} / \sigma_T)^2, \quad (1)$$

где K_{IC} – вязкость разрушения; σ_T – предел текучести.

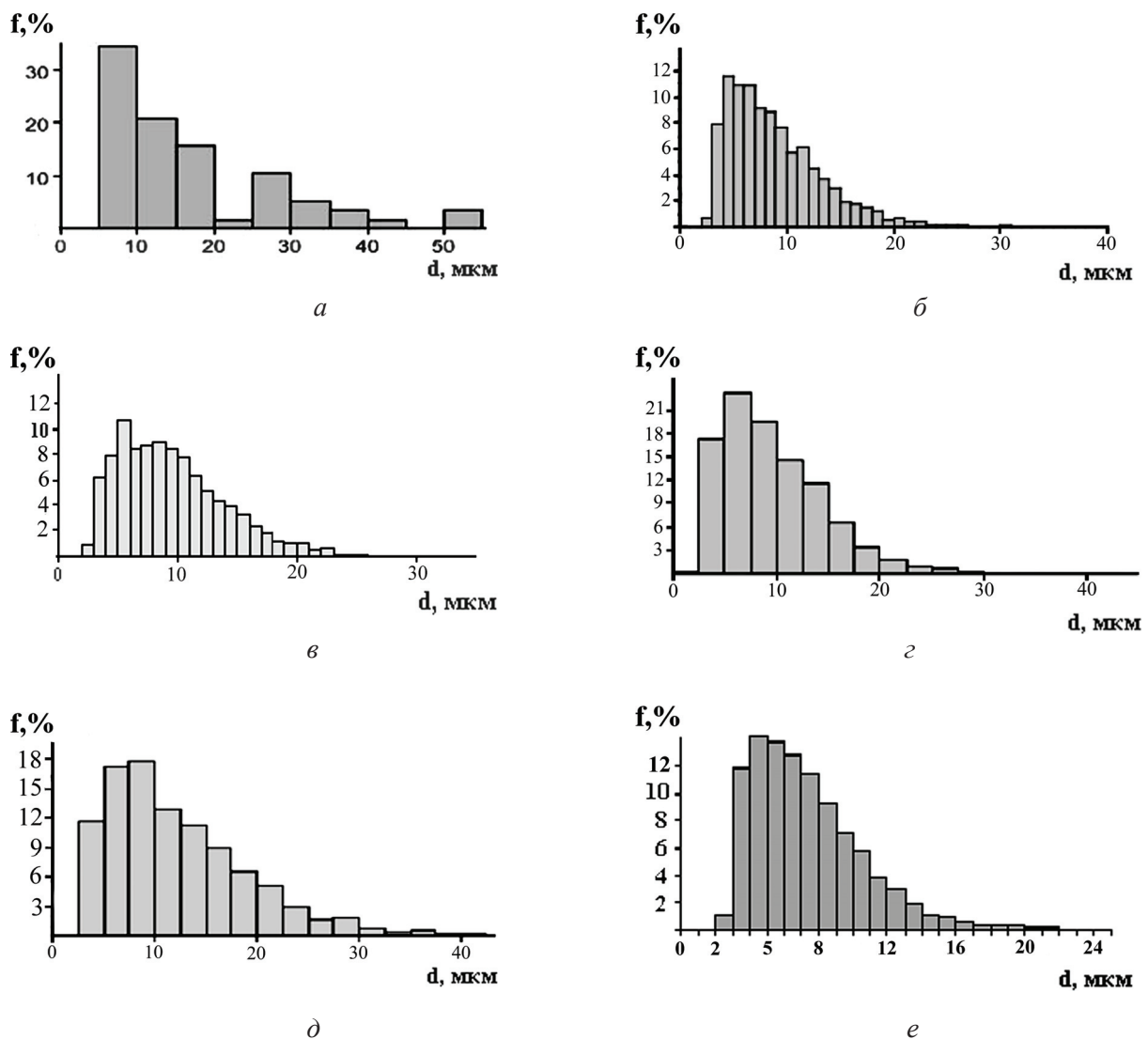


Рис. 2. Гистограммы распределения зерен аустенита по размерам:

a, б – 07X3ГНМ; *в, г* – 15X2Г2НМФБ; *д, е* – 27X2Г2НМФБ; *a, в, д* – полная закалка; *б, г, е* – закалка из МКИ

Fig. 2. The size distribution of austenite grain size

a, б – 07H3GNM; *в, г* – 15H2G2NMFB; *д, е* – 27H2G2NMFB; *a, в, д* – full quenching; *б, г, е* – quenching from intercritical temperature range

Характерные механические свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей ($\sigma_T = 1100$ МПа; $K_{IC} > 70$ МН/м^{3/2}), $d_{кр} > 640 \cdot 10^{-6}$ м, т. е. дефект меньше нескольких сотен микрон не может создавать концентрацию напряжений, достаточную для инициирования разрушения. К аналогичному выводу пришли авторы работ [14] при исследовании ферритно-перлитных сталей. Разрушение от концентраторов напряжений возможно только в высокопрочных сталях с характерными значениями $\sigma_b = 1700$ МПа; $KCV < 650$ кДж/м².

Второй подход основан на предположении, что на коэффициент интенсивности напряжений значительно влияет чистота металла, и старт

трещины контролируют процессы роста пор, которые возникают вокруг неметаллических включений [6]. Когда наиболее опасными являются сульфиды марганца, расположенные непосредственно перед трещиной, то по мере роста магистральной трещины происходит слияние вершины с включениями. В этом случае коэффициент интенсивности напряжений определяют с помощью модели Хана–Розенфилда [6, 15]:

$$K_{IC} = n(\sigma_T \varepsilon_C)^r, \quad (2)$$

где n – показатель упрочнения стали; ε_C – критическая деформация, зависящая от объемной

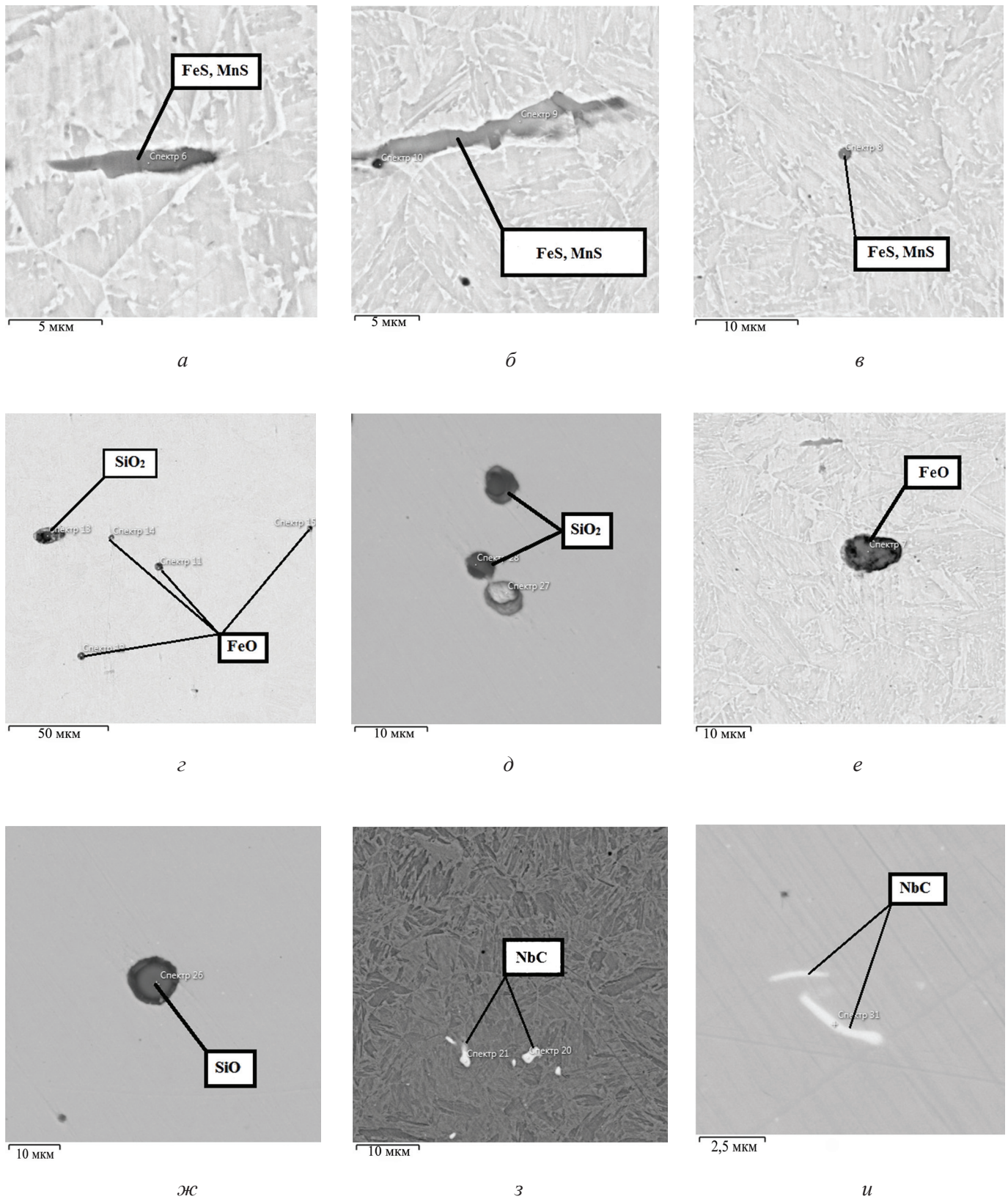


Рис. 3. Виды неметаллических и карбидных включений, встречающиеся в НМС 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ, 27Х2Г2НМФБ:

оксиды, сульфиды железа и кремния (а–ж); карбиды на основе ниобия (з–и)

Fig 3. Types of non-metallic and carbide inclusions in low-carbon martensitic steel 07H3GNM, 15H2G2NMFB, 27H2G2NMFB:

ferrous and silicon oxides and sulphides (a–j); niobium carbides (z–u)

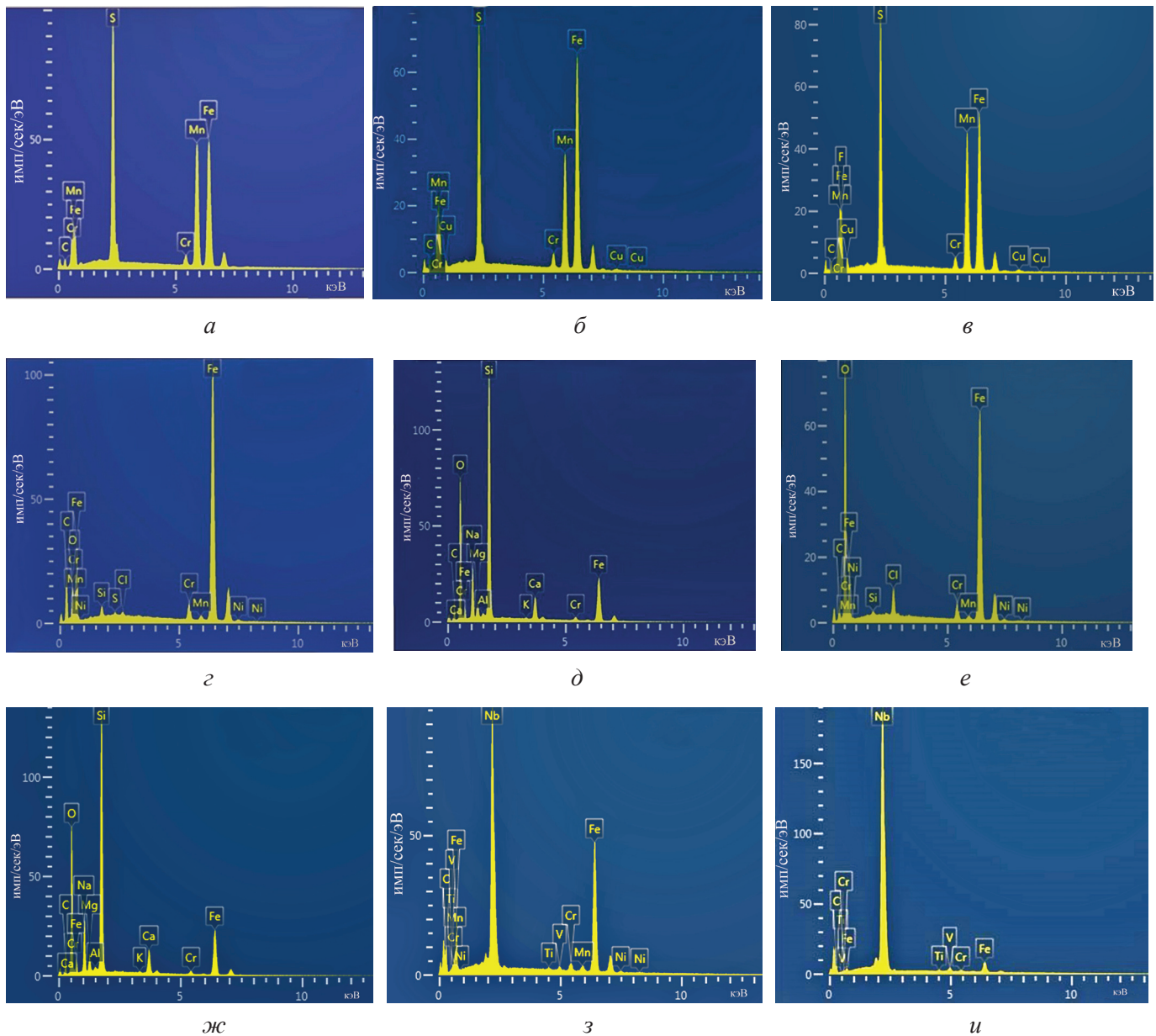


Рис. 4. Химический анализ включений, встречающихся в НМС 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ, 27Х2Г2НМФБ: оксиды, сульфиды железа и кремния (а–д); карбиды на основе ниобия (з, и)

Fig. 4. Chemical analysis of inclusions in low-carbon martensitic steels 07H3GNM, 15H2G2NMFБ, 27H2G2NMFБ:

ferrous and silicon oxides and sulphides (a–d); niobium carbides (z, u)

доли частиц, на которых зарождаются поры; r – постоянная.

Данная модель указывает пути повышения сопротивления разрушению сталей для металлических конструкций, коэффициент интенсивности напряжений растет с повышением прочностных характеристик и с уменьшением содержания неметаллических включений. Главный недостаток состоит в том, что модель не учитывает размеры неметаллических включений и расстояние между ними, что ограничивает ее использование

только для небольших включений и карбидов, расположенных на незначительном удалении друг от друга.

Третий подход заключается в том, что при расстояниях между включениями в несколько микрон [6, 8] интенсивность напряжений может быть вычислена из модели

$$K_{IC} = En\sqrt{2\pi d_T}, \quad (3)$$

где E – модуль Юнга; n – показатель деформационного упрочнения; d_T – размер зоны, в которой

происходят все процессы, обуславливающие разрушение. При проведении вычислений за d_T принимают расстояния между включениями [16, 17]. Модель Крафта (3) связывает начало нестабильного распространения трещины с достижением критического растягивающего напряжения в зоне среднего размера d_T перед фронтом трещины. Размеры этой зоны ограничены расстоянием между дисперсными частицами, которые являются элементарными очагами разрушения.

Неметаллические включения размером 10...20 мкм при условии отсутствия острых концентраторов напряжения слабо влияют на характеристики вязкости низкоуглеродистых сталей [18], а при скругленной форме и включения с размерами 100...200 мкм не могут инициировать разрушение, так как опасными являются трещины 2...2,5 мм [13], что более чем на порядок больше.

Расстояние между неметаллическими включениями исследованных сталей обычно не было менее 30 мкм, что в соответствии с формулой (3) не должно оказывать существенного влияния на вязкость разрушения.

В данном случае речь не идет об острых включениях (карбиды, нитриды и др.), создающих повышенную концентрацию напряжений и резко понижающих характеристики вязкости и холодостойкости [9].

Поскольку включения в исследованных НМС не оказывают решающего влияния на вязкость разрушения, то определяющим фактором является структура мартенсита (рис. 5).

Пакеты и пластинки имеют размеры на 1–2 порядка большие, чем рейки, характерное соотношение осей пакетов $a = b < c$ (1:1:2), такие соотношения размеров исключают высокую концентрацию напряжений на границах пакета. Поэтому пластинки ($c/a = 7$) вносят наибольший вклад в разрушение, для облегчения идентификации пластины на рис. 5 обведены темным контуром. Изображения отдельных пластинок увеличены и вынесены в нижнее поле рис. 5.

Вязкость мартенситной стали оценивали исходя из того, что основным фактором, ее понижающим, является концентрация напряжений, обусловленная границами и объемной долей пластинок.

Во всем исследованном интервале варьирования содержания углерода (до 0,27 %) участков скола на поверхности разрушения при комнатной температуре не обнаружено (рис. 7), однако в зависимости от отношения реечной и пластинчатой составляющих изменяется величина утяжки кромок и губы среза.

В НМС 07Х3ГНМ пластинчатой составляющей при исследовании методами сканирующей (рис. 5, а) и просвечивающей микроскопии (рис. 5, б) не обнаружено, поэтому значения $\Gamma_{C \text{ матрицы}} = 140 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ приняли в качестве характеристики свойств матрицы. Структура матрицы представляла собой пакетно-реечный мартенсит с характерной шириной рейки порядка 150...250 нм. Полагали, что в выбранных интервалах варьирования d вязкость материала слабо зависит от размера зерна.

При деформировании НМС у непроницаемых границ пластинок накапливаются дислокации в результате возрастания локальной плотности дислокаций, вблизи границ повышается концентрация напряжений, возможно образование ячеистой структуры, эволюция которой приводит к появлению микротрещин.

Исходя из предположения Хорбогена–Мотца эффективный коэффициент интенсивности напряжений (K_{leff}) определяет эффективное напряжение (σ_{eff}):

$$K_{\text{leff}} = \sigma_{\text{eff}} \sqrt{\pi l}. \quad (4)$$

Локальные напряжения на границе эллиптического отверстия (дефекта) можно вычислить из выражения [19]

$$\sigma_{\text{local}} = \sigma \left(1 + 2 \frac{c}{a} \right), \quad (5)$$

где c/a – отношение осей эллипсоида.

Для объемной доли дефектов ($\theta_{\text{пл}}$) локальное увеличение напряжений на эллипсоидальной микротрещине (если взять прямолинейный фронт трещины), исходя из принципа суперпозиции полей напряжений [20] (рис. 6), может быть определено в предположении о равномерном распределении одинаковых эллипсоидов (пластинок) из формул

$$\sigma_{\text{eff}} = \theta_{\text{реек}} \sigma_M + \theta_{\text{пл}} \sigma_{\text{П}}, \quad (6)$$

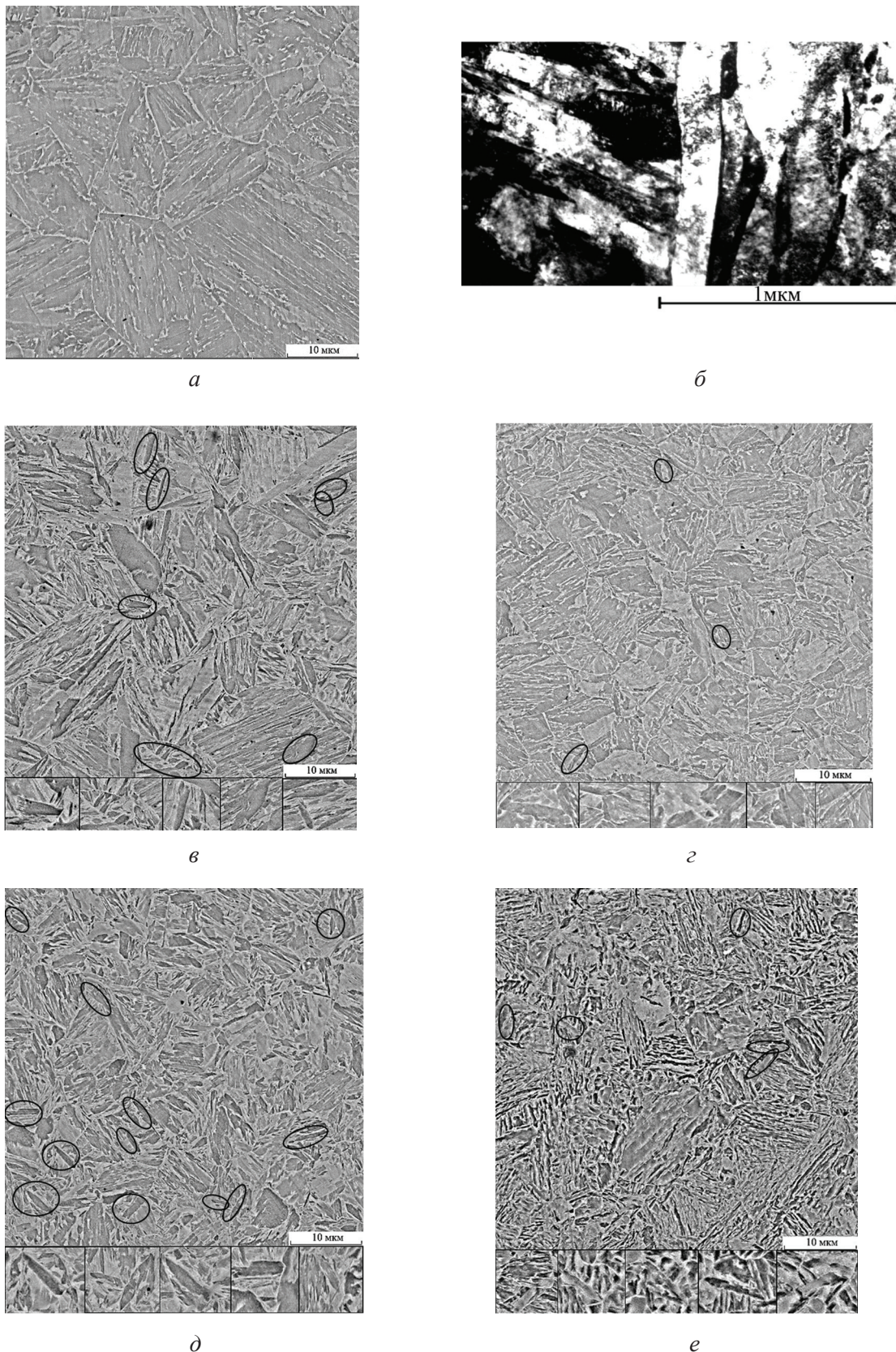


Рис. 5. Структура НМС:

a, б – 07Х3ГНМ; *в, г* – 15Х2Г2НМФБ; *д, е* – 27Х2Г2НМФБ; *a, б, в, д* – полная закалка; *г, е* – закалка из МКИ; пластинчатый мартенсит (обведен темным контуром)

Fig. 5. Low-carbon martensitic steels structure:

a, б – 07H3GNM; *в, г* – 15H2G2NMFB; *д, е* – 27H2G2NMFB; *a, б, в, д* – full quenching; *г, е* – quenching from intercritical temperature range; plate martensite (emphasis)

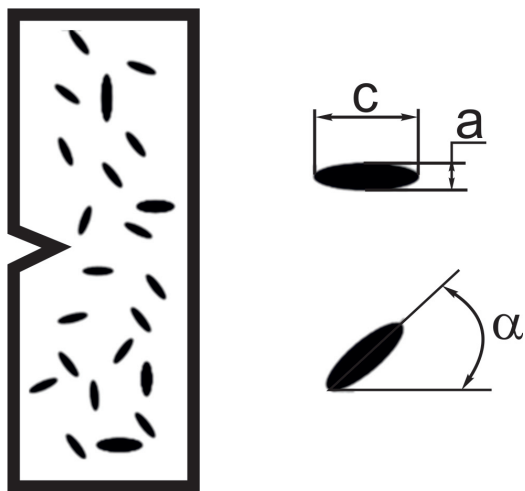


Рис. 6. Модель образца с пакетно-пластинчатой структурой

Fig. 6. Model of a specimen with a packet-laminar structure

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma \left(\theta_M + q\theta_{\text{пл}} \left(1 + 2 \frac{c}{a} \right) \right), \quad (7)$$

где θ_M – объемная доля пакетного мартенсита в металлической матрице; $\theta_{\text{пл}}$ – объемная доля пластинчатого мартенсита; $q = 0,6$ – статистический коэффициент.

Тогда трещиностойкость материала, в состав которого входят пакетная и пластинчатая составляющие, можно оценить из формулы [20]

$$K_1 = \frac{K_{1C \text{ матрицы}}}{\theta_M + \theta_{\text{пл}} q(1 + 2a/c)}. \quad (8)$$

За $K_{1C \text{ матрицы}}$ взяли величину K_1 пакетного мартенсита стали 07X3ГНМ, не содержащей пластинчатой составляющей.

Относительное увеличение коэффициента напряжений $K_{1\text{eff}} / K_1$ связывали с относительным уменьшением критического коэффициента ($K_{1C \text{ материала}} / K_{1C \text{ матрицы}}$):

$$\frac{K_{1\text{eff}}}{K_1} = \frac{K_{1 \text{ матрицы}}}{K_{1C \text{ материала}}}. \quad (9)$$

Введем коэффициент M , равный отношению

$$M = \frac{K_{1 \text{ матрицы}}}{K_{1C \text{ материала}}}, \quad (10)$$

и рассчитаем значения M для различного содержания пластинчатой составляющей (табл. 3).

Фактически из-за сложности определения K_{1C} значения M взяты из соотношения $I_{C \text{ матрицы}}$ к $I_{C \text{ материала}}$, где $I_{C \text{ матрицы}} = 140 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Заметное отличие значений $I_{C \text{ эксперимент}}$ и $I_{C \text{ расчет}}$ по нашему мнению, обусловлено высокой долей высокотемпературного пластинчатого мартенсита, имеющего форму глобул [22], с возможно иным соотношением c/a [23] по сравнению с низкотемпературным пластинчатым мартенситом и вероятным увеличением размеров реек с повышением содержания углерода [24]. Повышение прочности после закалки НМС 15X2Г2НМФБ из МКИ, по-видимому, связано с уменьшением среднего размера зерна аустенита (рис. 2), которое обуславливает уменьшение размеров пакетов и реек [22]. НМС, содержащие сильные карбидообразующие элементы, закаленные с 950 °С, имели $\sigma_B = 1430 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1180 \text{ МПа}$, $\delta = 15 \%$, $\psi = 56 \%$, $KCV = 0,8 \text{ МДж/м}^2$ – 15X2Г2НМФБ и $\sigma_B = 1650 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1225 \text{ МПа}$, $\delta = 12\%$, $\psi = 46 \%$, $KCV = 0,35 \text{ МДж/м}^2$ – 27X2Г2НМФБ. После закалки из верхнего интервала МКИ стали имеют высокую прочность при повышенной ударной вязкости: $\sigma_B = 1500 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1200 \text{ МПа}$, $\delta = 15 \%$, $\psi = 51 \%$, $KCV = 0,9 \text{ МДж/м}^2$ – 15X2Г2НМФБ НМС, у стали 27X2Г2НМФБ $\sigma_B = 1580 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1220 \text{ МПа}$, $\delta = 14 \%$, $\psi = 55 \%$, $KCV = 0,4 \text{ МДж/м}^2$.

Сравнительный фактографический анализ выявил (рис. 7) большую утяжку кромок и большие губы среза у образцов, закаленных из МКИ (рис. 7, б, г), так же как у НМС с меньшим содержанием углерода (рис. 7, а, б), что подтверждает тенденции изменения ударной вязкости.

Еще одним фактором в пользу закалки из МКИ НМС с выраженной структурной наследственностью является сфероидизация карбидной фазы (рис. 5).

Таким образом, основные виды неметаллических включений в НМС – сульфиды, карбонитриды, оксиды. Существенного влияния формы и размеров неметаллических включений на вязкость в исследованных интервалах изменения НВ не выявлено. Вязкость НМС во многом определяет морфология мартенсита, которая изменяется по мере увеличения содержания углерода.

Сопоставление экспериментальных и расчетных значений трещиностойкости (I_C)
 Comparison of experimental and calculated fracture toughness values (I_C)

Марка стали / Steel grade	Содержание пластинчатой составляющей, % / lamellar constituent, %	M	$I_{C \text{ эксп.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ расч.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ exper.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ calcul.}}$ МПа · м ^{1/2}
15X2Г2НМФБ (МКИ)	1	1,08	132/130
15X2Г2НМФБ (з. 950°C + о. 250°C)	2	1,16	125/120
27X2Г2НМФБ (МКИ)	7	1,57	81/89
27 X2Г2НМФБ (з. 950 °C + о. 250°C)	11	1,88	78/74

Примечание. МКИ – закалка с 810 °С; з – закалка; о – отпуск

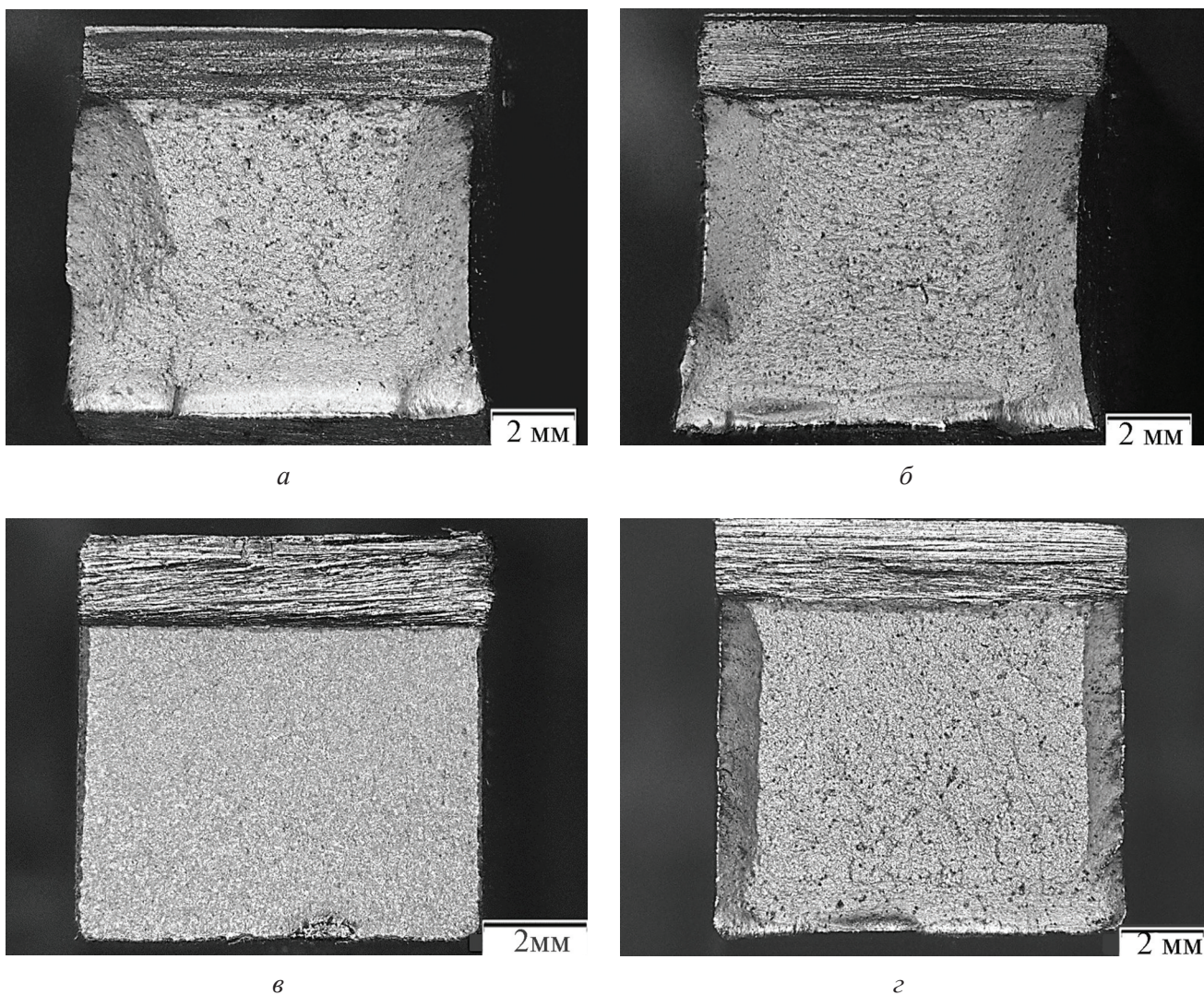


Рис. 7. Изломы НМС:

a, б – 15X2Г2НМФБ; *в, г* – 27X2Г2НМФБ; *a, в* – полная закалка; *б, г* – закалка из МКИ

Fig. 7. Fracture of the samples quenched from intercritical temperature range:

a, б – 15H2G2NMFB; *в, г* – 27H2G2NMFB; *a, в* – full quenching; *б, г* – quenching from intercritical temperature range

Выводы

1. Основные неметаллические включения в рассмотренных НМС – сульфиды (FeS, MnS), оксиды (Al_2O_3 , SiO_2 , FeO) и карбиды в сталях с сильными карбидообразующими элементами. Распределение и размер НВ в исследованных интервалах не оказывают существенного влияния на свойства сталей при комнатной температуре.

2. Структура НМС включает в себя два морфологических типа мартенсита: пластинчатый и реечный. В стали 15X2Г2НМФБ, содержащей 0,15 % углерода, обнаружено 1...3 % пластинчатого мартенсита в зависимости от термообработки, при увеличении концентрации углерода до 0,27 % доля пластинчатой составляющей возрастает до 11 %.

3. При прочих равных условиях свойства НМС с выраженной структурной наследственностью определяются размером, количеством и формой пластинчатой составляющей. Закалка из верхней части МКИ (810 °С) позволяет уменьшить размер зерна и долю пластинчатой составляющей в структуре мартенсита.

Список литературы

1. Клейнер Л.М. Низкоуглеродистые мартенситные стали / Пермский государственный технический университет. – Пермь: ПГТУ, 1997. – 71 с.

2. Formation of structure and properties of carbide-free bainite in steel 30KHGSA / D.O. Panov, Yu.N. Simonov, P.A. Leont'ev, M.N. Georgiev, A.Yu. Kaletin // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 1–2. – P. 71–75.

3. Formation of structure of lower carbide-free bainite due to isothermal treatment of steels of type's KH3G3MFS and KHN3MFS / Yu.N. Simonov, M.Yu. Simonov, D.O. Panov, V.P. Vylezhnev, A.Yu. Kaletin // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 1–2. – P. 61–70.

4. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

5. Азбоола О.Ф. Изучение и оптимизация типа и морфологии неметаллических включений в низколегированных высокопрочных сталях: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2004. – 18 с.

6. Бельченко Г.М., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. – Киев: Техника, 1980. – 168 с.

7. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. – Киев: Техника, 1976. – 128 с.

8. Advancement of the properties of structural steels by creating an optimum form of existence of impurities and nonmetallic inclusions / A.I. Zaitsev, A.B. Stepanov, N.A. Karamysheva, I.G. Rodionova // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57, iss. 9–10. – P. 531–538.

9. Effect of microstructure and segregation of elements on the impact toughness of high-strength low-carbon bainitic steel / D. Minxian, P. Huaxia, T. Hongbin, S. Li, O. Ling // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 3–4. – P. 138–141.

10. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding / Y. Chen, J. Feng, L. Li, S. Chang // Materials Science & Engineering A. – 2013. – Vol. 582. – P. 284–293.

11. Сталь на рубеже столетий / под науч. ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСиС, 2001. – 664 с.

12. Firth K., Garwood R.D. Fractography and fracture toughness of 5% Cr-Mo-V ultrahigh strength steels // Fracture Toughness of High-Strength Materials: Theory and Practice. – London: Iron and Steel Institute, 1970. – P. 81–89.

13. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 359 с.

14. Ицкович Г.М. Раскисление стали и модифицирование неметаллических включений. – М.: Металлургия, 1981. – 296 с.

15. Одесский П.Д., Ведяков И.И., Горпинченко В.М. Предотвращение хрупких разрушений металлических строительных конструкций. – М.: СП Интернет Инжиниринг, 1998. – 219 с.

16. Мукляев П.Г., Неупор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.

17. Krafft J.M. Crack toughness and strain hardening of steels // Applied Materials Research. – 1964. – Vol. 3. – P. 88–101.

18. Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. – М.: Металлургиздат, 2002. – 622 с. – ISBN 5-902194-02-4.

19. Knott J.F. Fundamentals of fracture mechanics. – New York: Wiley, 1973. – 273 p.

20. Verma D.K., Berry J.T. Microstructural and macrostructural modeling of the fracture behavior of pearlitic gray irons // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1982. – Vol. 104. – P. 262–266.

21. Fracture: an advanced treatise. Vol. 3. Engineering fundamentals and environmental effects / ed. by H. Liebowitz. – New York: Academic Press, 1971. – 753 p.

22. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling / I.V. Ryaposov, L.M. Kleiner, A.A. Shatsov, E.A. Noskova // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, iss. 9–10. – P. 435–441.

23. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 177 с.

24. Structure, phase transformations, mechanical characteristics, and cold resistance of low-carbon martensitic steels / V.A. Kozvonin, A.A. Shatsov, I.V. Ryaposov, M.G. Zakirova, K.N. Generalova // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, N 8. – P. 834–842.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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



Formation of the Structure and Properties of Low-carbon Martensite During Quenching

Semen Berezin^{a,*}, Alexandr Shatsov^b, Olga Terenina^c

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-5622-313X>, Semka-ya@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2723-964X>, a.shatsov@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-0054-8298>, olga.terenina@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 March 2018

Revised: 13 April 2018

Accepted: 25 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Low-carbon steel

Nonmetallic inclusion

Lath

Plate

Martensite

Fracture

Mechanical properties

Boundary

Stress concentration

ABSTRACT

Introduction. The development of low-carbon martensitic steels was preceded by the development of low-pearlitic, pearlite-free or bainitic steels. Both groups of steels did not require liquid cooling media for heat treatment, and the strength was at the level of 400–600 MPa. The bainite structure had a higher strength, but bainitic steels have significant drawbacks due to its manufacturability and relatively low viscosity, because it is difficult to avoid the appearance of upper bainite during heat treatment. Modern bainitic steels have strength of 1500 MPa, but it is still difficult to achieve the required reliability characteristics. With a Cr/C ratio greater than 35 wt. % (8 at. %), bainite transformation in low-carbon steels (0.04...0.1 % C) is not observed, and such steels are referred to as low-carbon martensitic steels. In the work, steels marked with 07H3GNM, 15H2G2NMFB, 27H2G2NMFB are studied. **Objective** of the work is to determine the composition, morphology and mechanical properties of low-carbon martensitic steels with nonmetallic inclusions. To assess the effect of the martensite structure on the mechanical properties of low-carbon martensitic steels with strong carbide-forming elements after complete quenching and from intercritical temperature range is also the work objective. **Methods of research.** To study the structure, a microscope “Olympus GX-51”, a scanning electron microscope “Tescan MIRA3” with energy-dispersive analysis adapter were used. The fine structure and morphology of the phases were studied by transmission and scanning electron microscopy. Foils obtained by electropolishing were used for transmission electron microscopy. Electropolishing was carried out at temperatures close to 0 °C, in an electrolyte of 80 % glacial acetic acid and 20% perchloric acid. A fine structure was examined on JEM 200CX and SM 30 microscopes at an accelerating voltage of up to 200 kV. The value of the parameter I_c was determined in accordance with GOST 25. 506–85, according to the results of tests for static bending of the samples with a crack, type 4, with dimensions 5x10x60 mm. Mechanical properties during tensile tests were determined in accordance with GOST 1497–84, impact strength – according to GOST 9454–78. Critical points were established using differential scanning calorimetry and confirmed by dilatometric studies. Heat treatment of steels included quenching 950 °C, tempering 250 °C in the first case, and quenching from intercritical temperature range in the second. **Results and discussion.** The main inclusions in low-carbon martensitic steels were aluminum oxides, FeO, MnO, SiO₂ oxides, and elongated sulfides (FeS, MnS), which form is close to globular. In steels with strong carbide-forming elements, carbides contained an increased amount of niobium and vanadium. Investigation of the destruction of samples with the structure of low-carbon martensite containing nonmetallic inclusions showed that the main reason for the decrease in viscosity with increasing carbon content is the increase in the fraction of the plate component. In the construction of a model for the destruction of steels with a rack and plate structure of martensite, it proceeded from the additive contribution to the strength of various morphological forms of martensite and the leading role in initiating the destruction of the impermeable interfaces for dislocations of the plate component.

For citation: Berezin S.K., Shatsov A.A., Terenina O.S. Formation of the structure and properties of low-carbon martensite during quenching. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 144–159. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-144-159. (In Russian).

* Corresponding author

Berezin Semen K., Post-graduate student

Perm National Research Polytechnic University

29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

Tel.: +7-919-467-3241, e-mail: Semka-ya@mail.ru

References

1. Kleiner L.M. *Nizkouglerodistye martensitnye stali* [Low-carbon martensitic steel]. Perm State Technical University. Perm', PSTU Publ., 1997. 71 p.
2. Panov D.O., Simonov Yu.N., Leont'ev P.A., Georgiev M.N., Kaletin A.Yu. Formation of structure and properties of carbide-free bainite in steel 30KHGSA. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 1–2, pp. 71–75.
3. Simonov Yu.N., Simonov M.Yu., Panov D.O., Vylezhnev V.P., Kaletin A.Yu. Formation of structure of lower carbide-free bainite due to isothermal treatment of steels of type's KH3G3MFS and KHN3MFS. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 1–2, pp. 61–70.
4. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnyaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electronic microscopy in material science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 584 p.
5. Agboola O.F. *Izuchenie i optimizatsiya tipa i morfologii nemetallicheskih vklyuchenii v nizkolegirovannykh vysokoprochnykh stalyakh*. Avtoref. diss. kand. techn. nauk [Research and optimization of nonmetallic inclusions in low-allowed porous steels. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Moscow, 2004. 18 p.
6. Bel'chenko G.M., Gubenko S.I. *Nemetallicheskie vklyucheniya i kachestvo stali* [Nonmetallic inclusions and quality of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1980. 168 p.
7. Kuslitskii A.B. *Nemetallicheskie vklyucheniya i ustalost' stali* [Nonmetallic inclusions and the fatigue of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1976. 128 p.
8. Zaitsev A.I., Stepanov A.B., Karamysheva N.A., Rodionova I.G. Advancement of the properties of structural steels by creating an optimum form of existence of impurities and nonmetallic inclusions. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 57, iss. 9–10, pp. 531–538.
9. Minxian D., Huaxia P., Hongbin T., Li S., Ling O. Effect of microstructure and segregation of elements on the impact toughness of high-strength low-carbon bainitic steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 3–4, pp. 138–141.
10. Chen Y., Feng J., Li L., Chang S. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding. *Materials Science & Engineering A*, 2013, vol. 582, pp. 284–293.
11. Karabasov Yu.S., ed. *Stal' na rubezhe stoletii* [Steel at the turn of the century]. Moscow, MISiS Publ., 2001. 664 p.
12. Firth K., Garwood R.D. Fractography and fracture toughness of 5% Cr-Mo-V ultrahigh strength steels. *Fracture Toughness of High-Strength Materials: Theory and Practice*. London, Iron and Steel Institute, 1970, pp. 81–89.
13. Finkel' V.M. *Fizicheskie osnovy tormozheniya razrusheniya* [Physical basis of destruction inhibition]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 359 p.
14. Itskovich G.M. *Raskislenie stali i modifitsirovanie nemetallicheskih vklyuchenii* [Deoxidation of the steel and modification of nonmetallic inclusions]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 296 p.
15. Odesskii P.D., Vedyakov I.I., Gorpinchenko V.M. *Predotvrashchenie khrupkikh razrushenii metallicheskih stroitel'nykh konstruksii* [Prevention of massive distructions of metal building constructions]. Moscow, SP Internet Inzhiniring Publ., 1998. 219 p.
16. Miklyaev P.G., Neshpor G.S., Kudryashov V.G. *Kinetika razrusheniya* [Fracture kinetics]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 279 p.
17. Krafft J.M. Crack toughness and strain hardening of steels. *Applied Materials Research*, 1964, vol. 3, pp. 88–101.
18. Skorokhodov V.N., Odesskii P.D., Rudchenko A.V. *Stroitel'naya stal'* [Building steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2002. 622 p. ISBN 5-902194-02-4.
19. Knott J.F. *Fundamentals of fracture mechanics*. New York, Wiley, 1973. 273 p.
20. Verma D.K., Berry J.T. Microstructural and macrostructural modeling of the fracture behavior of pearlitic gray irons. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1982, vol. 104, pp. 262–266.
21. Liebowitz H., ed. *Fracture: an advanced treatise*. Vol. 3. *Engineering fundamentals and environmental effects*. New York, Academic Press, 1971. 753 p.
22. Ryapov I.V., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Noskova E.A. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 9–10, pp. 435–441.
23. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gromov V.E. *Evolutsiya fazovogo sostava, defektnoi struktury, vnutrennikh napryazhenii i pereraspredelenie ugleroda pri otpuske litoi konstruksionnoi stali* [Evolution of phase composition, defect structure, internal stresses and carbon redistribution under cast structure steel tempering]. Novokuznetsk, SibGIU Publ., 2007. 177 p.

24. Kozvonin V.A., Shatsov A.A., Ryaposov I.V., Zakirova M.G., Generalova K.N. Structure, phase transformations, mechanical characteristics, and cold resistance of low-carbon martensitic steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 834–842.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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:

- неряшливости, 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 языке (или других), 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, т. е. 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 девяти 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 pathophysiological 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 pathophysiological 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 electrophysiological 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=hdac5>

[rtkb73ae013ofk4g8nrv1](http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5).

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 ФИО 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: kornienko_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 повторов, 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 $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$, так и скобок: J/(mol · K) или $J \cdot (mol \cdot K)^{-1}$, 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 ($T_{\text{пл}}$ – 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!**).

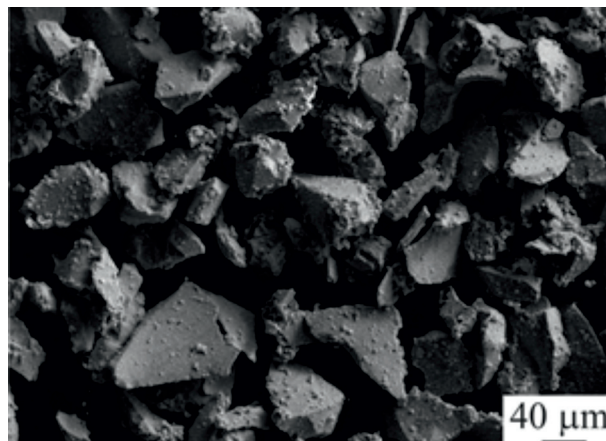


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

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 языке (или других), 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, т. е. 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 ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt 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 ФИО, 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

(Авторам 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. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / H. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, H. 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

(Авторам 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.

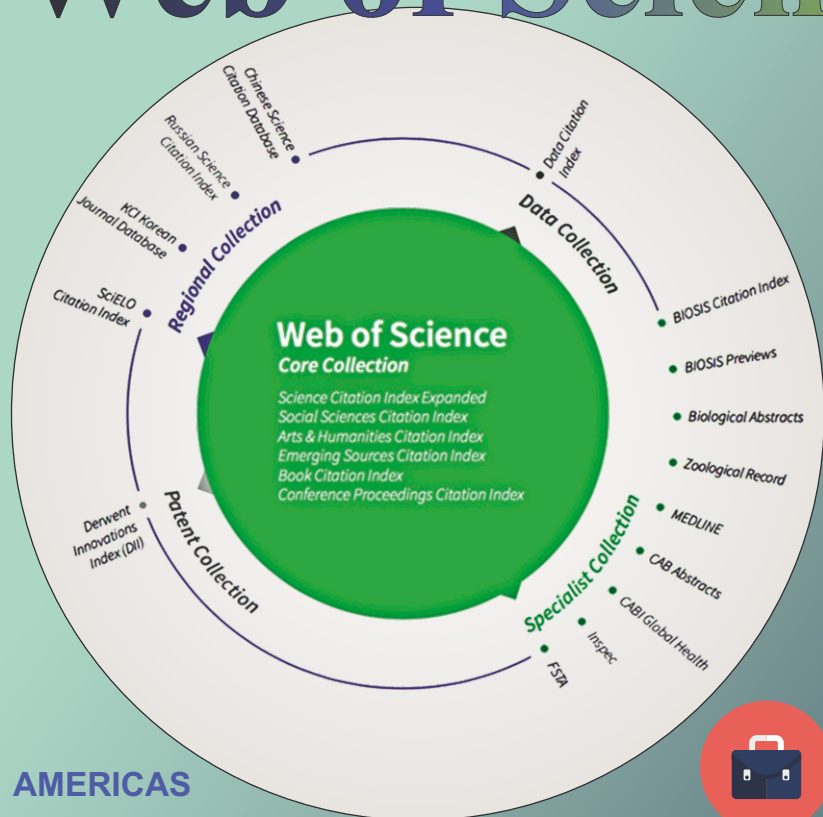
Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

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 в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:

Plasma praying, Boron carbide, B₄C-Ni-P, Coating

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic Search™ Ultimate



Applied Science & Technology Source™ Ultimate



Business Source® Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

Расширенная версия **ULTIMATE**
для успеха в научной работе

www.ebsco.com ■ + 420 2 34 700 600 ■ info.cr@ebsco.com

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 %

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;

- 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, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.

 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

 +7 (383) 346-17-75

 metal_working@mail.ru




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/>

