

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

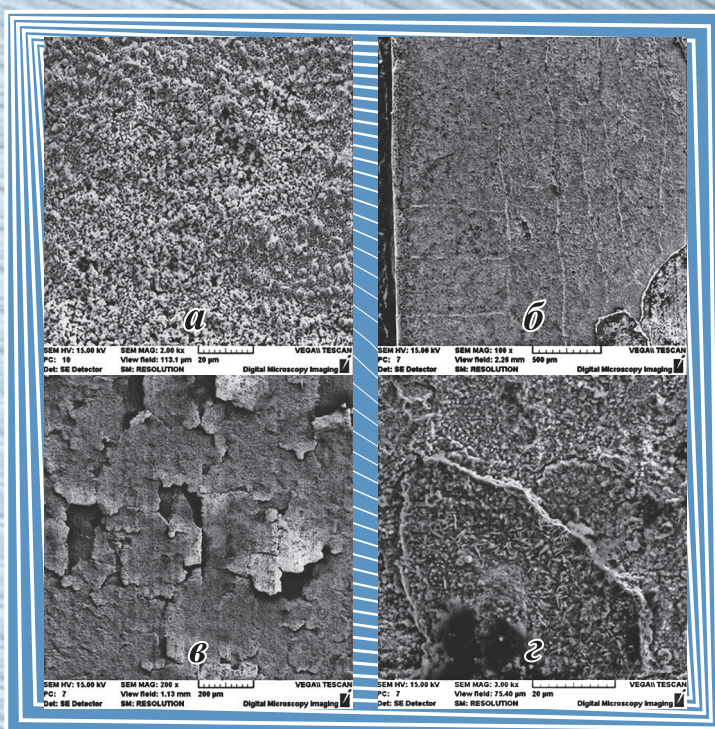
ISSN 1994-6309

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 1 (62) ЯНВАРЬ–МАРТ 2014 г.

научно-технический и производственный журнал

Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Рельеф поверхности образцов с боридными покрытиями после 20 циклов нагревов до 900 °С с охлаждением на воздухе до комнатной температуры:
а – сталь марки 4Х5МФС; б – 7ХМФС; в – 12Х18Н10Т; г – Ст3

НОВОСИБИРСК



ПОЗДРАВЛЯЕМ ЮБИЛЯРА!

20 апреля 2014 года исполняется **60 лет**

доктору технических наук, профессору,
Заслуженному работнику высшей школы РФ,
заведующему кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты»
Кузбасского государственного технического университета
им. Т. Ф. Горбачева

**Александру Николаевичу
Короткову**

Коротков А.Н. в 1976 году с отличием окончил Кузбасский политехнический институт по специальности «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты». В 1977 г. поступил в очную аспирантуру Московского станкоинструментального института, а в 1980 г. защитил кандидатскую диссертацию. С этого года и по настоящее время работает на кафедре «Металлорежущие станки и инструменты» (МСИИ) Кузбасского государственного технического университета (КузГТУ), начиная с должности ассистента, затем старшего преподавателя, доцента, а с 1986 г. – заведующего кафедрой. В 1990 г. поступил в докторантуру Московского государственного технологического университета «МАМИ» и в 1993 г. защитил докторскую диссертацию.

Кафедра МСИИ за годы работы Короткова А.Н. заведующим кафедрой подготовила порядка 1000 инженеров по специальности 151002 «Металлообрабатывающие станки и комплексы» для машиностроительных предприятий Кузбасса. В рамках этой специальности открыты 3 специализации, выпущены инженеры с соответствующим профессиональным уклоном. В 2006 г. на кафедре открыта новая специальность 220501 «Управление качеством». С 2006 г. на кафедре ведется подготовка по магистерской программе 150910 «Инструментальное обеспечение машиностроительных производств». В течение последних 15 лет кафедра сотрудничает с межшкольным учебным комбинатом и школой №10 по вопросам довузовской подготовки школьников старших классов в объеме 1–2 группы в год. С учетом того что с 1995 г. Коротков А.Н. является руководителем очной аспирантуры по специальности 05.03.01 (05.02.07) «Технология и оборудование механической и физико-технической обработки», на кафедре сформирован единый и многоуровневый цикл обучения – от довузовского образования до подготовки кадров высшей квалификации. В 2012 г. открыт филиал кафедры МСИИ на ОАО «Кемеровский механический завод». В 1999 г. по инициативе Короткова А.Н. заключен договор с кафедрой «Станкостроение» Технического университета г. Кемнитц (Германия), в рамках которого реализована концепция дополнительного образования и переподготовки специалистов. В целом за годы сотрудничества реализовано 42 зарубежных визита: 24 – из России в Германию, 18 – из Германии в Россию.

Коротков А.Н. является членом УМО вузов РФ в области автоматизированного машиностроения, председателем учебно-методических комиссий по двум специальностям в КузГТУ. Подготовил порядка 60 методических разработок. В научном плане А.Н. Коротков более 35 лет занимается проблемами совершенствования эксплуатационных показателей шлифовальных инструментов. В сферу его научных интересов входят проблема управления качеством и тематики на стыке науки о резании материалов и медицины.

Коротков А.Н. с 1998 г. был членом ученого совета по защите докторских диссертаций в ИрГТУ, с 2001 г. – членом аналогичного совета при ТПУ, с 2012 г. – член диссертационного совета в ТюмГНТУ. По результатам научной работы А.Н. Коротковым опубликовано 282 статьи, 8 монографий, получено 15 патентов РФ. Коротков А.Н. – член редакционного совета журнала «Обработка металлов» со дня его основания, член Всероссийской организации качества, Ученый секретарь Кемеровского центра Сибирского отделения Академии наук высшей школы, председатель Кузбасского регионального отделения РАЕ, Президент АПК.

Коротков А.Н. награжден медалями «За заслуги перед университетом» (2014 г.), «За веру и добро» (2008 г.), «65 лет Кемеровской области» (2008 г.), «50 лет КузГТУ» (2000 г.), «Медаль имени Альфреда Нобеля» (2007 г.), нагрудными знаками «Честь и слава КузГТУ» (2005 г.), «Основатель научной школы» (2008 г.), «Выдающиеся ученые России» (2008 г.).

Редакционный совет журнала «Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)» поздравляет Александра Николаевича с юбилеем и желает дальнейших творческих успехов.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ISSN 1994-6309

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 1 (62) ЯНВАРЬ – МАРТ 2014 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, ректор НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: **Альберто Мореира 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, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Иванцовский В.В.**, доктор техн. наук, доцент, НГТУ, 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, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, с.н.с., ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахмянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Смольников Н.Я.**, доктор техн. наук, профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград, **Суслев А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки и техники РФ, МГИУ, г. Москва, **Татаркин Е.Ю.**, доктор техн. наук, профессор, АлтГТУ, г. Барнаул.

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 (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 2 марта 2012 года № 8/13)

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПП и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Атапин Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук

Буров Владимир Григорьевич – профессор,
кандидат технических наук
(технология, материаловедение)

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук
(оборудование, инструменты)

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

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВПО «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. 274, Атапин В.Г.

Тел. (383) 346-17-77

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

E-mail: metal_working@mail.ru

www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания)

Цена свободная

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.

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Вылежнев В.П., Сухих А.А., Симонов Ю.Н., Дементьев В.Б. Достижение уровня прочности 2400...2500 МПа в сталях типа ХНЗМФС с различным содержанием углерода.....	6
Багаев С.Н., Грачев Г.Н., Смирнов А.Л., Хомяков М.Н., Токарев А.О., Смирнов П.Ю. Применение метода лазерно-плазменной модификации поверхности металлов для улучшения триботехнических характеристик цилиндров двигателей внутреннего сгорания	14
Вылежнев В.П., Сухих А.А., Симонов Ю.Н., Дементьев В.Б. Экономно-легированные стали с уровнем прочности 2200...2600 МПа	24
Перцев А.С., Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Смирнов А.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционной стали при холодной пластической деформации методом радиальнойковки	32
Панов Д.О., Орлова Е.Н., Перцев А.С., Вагин Р.А., Симонов Ю.Н., Смирнов А.И., Никулина А.А. Влияние дисперсности структуры на механические свойства низкоуглеродистой конструкционной стали	39
Пугачева Н.Б., Быкова Т.М. Влияние элементов основы на состав и свойства диффузионных боридных покрытий	46
Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. Структура электровзрывных композиционных покрытий из несмешивающихся компонентов системы Cu-Mo после электронно-пучковой обработки	54

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Атапин В.Г. Метод декомпозиции в проектировании многоцелевых станков	61
Коваленко Н.А., Олегин И.П., Гоцелюк Т.Б., Чаплыгин В.Н., Петров П.М. Численно-экспериментальное исследование прочности элементов конструкций из слоистых углепластиков	69
Голубев А.О., Красноручский Д.А., Левин В.Е., Сапов С.Н. Совершенствование конструкции сталеплавильной дуговой электропечи ДСП-40-Н1.....	76
Рекомендации по написанию научной статьи	81
Подготовка аннотации	83
Правила для авторов	86
Правила подготовки списка литературы в англоязычном блоке статьи.....	88

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

Подписано в печать 25.02.14. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 11,5. Уч.-изд. л. 21,39. Изд. № 12. Заказ 311. Тираж 1000 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309

Journal no. 1 (62) January – March 2014

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Vice Rector for Academic Affairs,
Head, Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Department of Aircraft Strength,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vladimir G. Burov, Ph.D. (Engineering), Professor,
Dean, Faculty of Mechanical Engineering and Technologies,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

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

Editor of the English translation:

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

The magazine is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year

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

Edition address: Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia

Tel.: (383) 3461777

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

E-mail: metal_working@mail.ru

www.nstu.ru (the section «Scientific and innovative activity»; scientific editions)

EDITORIAL COUNCIL CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor,
Rector, 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*;

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*;

Aleksandr N. Gerasenko, Director,
Scientific and Production company «Mashservispribor», *Novosibirsk*;

Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Novosibirsk State Technical University, *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*;

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Senior Researcher,
Institute of Engineering Science,
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*;

Nikolay Ya. Smolnikov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Volgograd State Technical University, *Volgograd*;

Anatoliy G. Suslov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Moscow State Industrial University, *Moscow*

Evgeniy Yu. Tatarkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
I.I. Polzunov Altai State Technical University, *Barnaul*

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

Vylezhnev V.P., Suchyh A.A., Simonov Y.N., Dementev V.B. Achievement the strength level of 2400...2500 MPa in the XH3MΦC-type steels with different carbon contents	6
Bagayev S.N., Grachev G.N., Smirnov A.L., Khomyakov M.N., Tokarev A.O., Smirnov P.Yu. Application of the method of laser-plasma surface modification of metals to improve tribological characteristics of combustion engines	14
Vylezhnev V.P., Suchyh A.A., Simonov Y.N., Dementev V.B. Economically alloyed steels with a strength level of 2200...2600 MPa	24
Pertsev A.S., Panov D.O., Simonov Y.N., Smirnov A.I. The formation of the structure and mechanical properties of the structural steel during cold plastic deformation by radial forging	32
Panov D.O., Orlova E.N., Pertsev A.S., Vagin R.A., Simonov Y.N., Smirnov A.I., Nikulina A.A. The effect of structure dispersion on mechanical properties of low-carbon structural steel	39
Pugacheva N.B., Bykova T.M. Influence of a basic structure on the structure and properties of diffusion boride coatings	46
Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Structure of electroexplosive composite coatings, consisting of incompatible components of Cu-Mo-system, after electron-beam treatment	54

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Atapin V.G. Decomposition method in design of multifunctional machines	61
Kovalenko N.A., Olegin I.P., Gotseluk T.B., Chaplygin V.N., Petrov P.M. Numerical-experimental study of the strength of constructional elements, made of carbon laminate.....	69
Golubev A.O., Krasnorutskiy D.A., Levin V.E., Sapov S.N. Improvement of the design of the steel-making electric-arc furnace ДСП-40-H1.....	76
Guidelines for Writing a Scientific Paper	81
Abstract requirements	83
Rules for authors	86
Rules of references in the English part of article.....	88

ДОСТИЖЕНИЕ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ 2400...2500 МПа В СТАЛЯХ ТИПА ХНЗМФС С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА*

*В.П. ВЫЛЕЖНЕВ¹, канд. техн. наук, доцент
А.А. СУХИХ², научный сотрудник
Ю.Н. СИМОНОВ¹, доктор техн. наук, профессор
В.Б. ДЕМЕНТЬЕВ², доктор техн. наук
(¹ПНИПУ, г. Пермь, ²ИМ УрО РАН, г. Ижевск)*

Получена 28 октября 2013
Рецензирование 20 декабря 2013
Принята к печати 10 января 2014

Симонов Ю.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: simonov@pstu.ru

На специально выплавленных в вакуумной индукционной печи высокочистых сталях 45ХНЗМФСА, 55ХНЗМФСА и 65ХНЗМФСА изучена возможность получения высокопрочного состояния с уровнем прочности порядка 2400...2500 МПа. Проведенный комплекс исследований свидетельствует о том, что получение высокопрочного состояния на стали 45ХНЗМФСА с уровнем предела прочности 2400...2500 МПа недостижимо даже после проведения ВТМО. На сталях 55ХНЗМФСА и 65ХНЗМФСА достижение уровня прочности 2400...2500 МПа возможно после отпуска при 150 и 200 °С как после обычной закалки, так и после ВТМО. При этом ударная вязкость и пластичность сталей, прошедших ВТМО, находятся на вполне удовлетворительном уровне ($\delta = 9...13\%$, $\psi = 28...42\%$, $KCU = 0,40...0,46$ МДж/м²).

Исследование микромеханизмов разрушения, проведенное на изломах ударных образцов, показало, что снижение ударной вязкости образцов, прошедших обычную закалку, при температурах отпуска выше 250 °С объясняется активизацией межзеренного разрушения, что связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости. ВТМО снижает склонность высокопрочных сталей к необратимой отпускной хрупкости, поэтому после отпуска при 300 °С в изломах образцов, подвергнутых ВТМО, наблюдаются фасетки квазискола и ямки.

Ключевые слова: высокочистые стали ХНЗМФС с различным содержанием углерода, высокопрочное состояние, высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО).

Введение

Для материалов, применяемых в машиностроении, определенный интерес представляют высокопрочные стали и сплавы, прочность которых близка к 2400...2500 МПа. Известны

никель-кобальтовые стали с малым содержанием углерода, у которых прочность обеспечивается за счет закалки на мартенсит и последующего старения, – так называемые мартенситностареющие стали (МСС). МСС обладают практически неограниченной прокаливаемостью и сравнительно

* Работа осуществлена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации Постановления 218 «Развитие кооперации Российских вузов и промышленных предприятий», договор № 02.G25.31.0068 между Минобрнауки РФ и ОАО «Мотовилихинские заводы» и договор № 2013/050 между ОАО «Мотовилихинские заводы» и ФГБОУ ВПО Пермский национальный исследовательский политехнический университет.

низкой мартенситной точкой, позволяющей после охлаждения получить в структуре определенное количество остаточного аустенита [1]. Кроме высокого уровня прочности и надежности, МСС обладают высокой хладостойкостью. Однако широкое применение МСС ограничивается их чрезвычайно высокой стоимостью.

Такой уровень прочности может быть достигнут и на среднеуглеродистых сталях после специальных методов термической и термомеханической обработки [2].

Высокопрочные среднеуглеродистые конструкционные стали, предназначенные для изготовления различных деталей, в том числе и крупногабаритных, должны содержать минимально необходимое для получения заданной прочности количество углерода и суммарный состав легирующих элементов, таких как Cr, Mn, Si, Ni, W, не менее 2–3 %, высококачественные высокопрочные стали – некоторое количество Ni и желательно один или несколько карбидообразующих элементов (Mo, W, Nb, V). Добавки Si в сталях, обрабатываемых на высокую прочность (в отличие от среднепрочных сталей), весьма полезны, так как за счет кремния можно несколько уменьшить содержание углерода (при низком отпуске 200...300 °C Si тормозит падение прочности). Кроме того, в хромоникелевых сталях,

дополнительно легированных кремнием, даже после быстрой закалки в масло или синтетические среды получают повышенное количество остаточного аустенита, который оказывает благотворное влияние на уровень характеристик надежности [2].

Известно, что весьма удачная система легирования среднеуглеродистых сталей, а именно система ХНЗМФ, уже много десятилетий применяется в артиллерии. Не исключено, что добавка к ней примерно 1 % кремния одновременно с некоторым увеличением содержания углерода, а также использование специальных методов выплавки позволят обеспечить высокопрочное состояние с уровнем прочности 2500 МПа.

Целью настоящей работы является повышение уровня прочности среднелегированных сталей 45ХНЗМФС, 55ХНЗМФС и 65ХНЗМФС до уровня 2500 МПа при удовлетворительных значениях пластичности и ударной вязкости.

Материалы и методы исследования

Материалами исследования служили кремнистые стали, хромоникельмолибденовые стали с добавкой примерно 1 % кремния. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Содержание элементов, % масс.								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
45ХНЗМФС	0,46	0,88	0,51	0,008	0,005	0,83	2,67	0,78	0,28
55ХНЗМФС	0,56	0,86	0,59	0,008	0,005	0,88	2,69	0,73	0,25
65ХНЗМФС	0,67	0,79	0,57	0,007	0,005	0,82	2,67	0,70	0,22

Для уменьшения в этих сталях содержания вредных примесей (серы и фосфора, а также и вредных газов – водорода, азота и кислорода) выплавку осуществляли в 200-килограммовой вакуумной индукционной печи с последующим рафинированием методом электрошлакового переплава. Слитки ковали при температуре 1150...950 °C на заготовки размером 100×100×1000 мм, подвергали отпуску при 650 °C 10 ч. Затем полученные заготовки прокатывали при температуре 1150...950 °C на прутки диаметром 18...22 мм. После прокатки стали подвергали отжигу при 720 °C 20 ч.

Упрочняющая обработка сталей заключалась в следующем.

1. Закалка с 860 °C в масло и отпуск в интервале температур 150...500 °C.

2. ВТМО [3]. При ВТМО заготовку с припуском под обжатие нагревали в индукторе от лампового генератора ЛЗ-67В, протягивали через деформирующий узел, где она обжималась до требуемой степени деформации в деформирующих рамках. При выходе из зоны деформации заготовка в натянутом состоянии охлаждалась (закаливалась) водой в спрейере, установленном за деформирующим узлом. Учитывая накоплен-

ный опыт, литературные данные и ограничения по силовым параметрам установки, ВТМО проводили со степенью деформации 20 %.

В качестве заготовок под ВТМО и закалку ТВЧ использовали прутки 18...22 мм и длиной 700 мм с подготовленным под захват хвостовиком.

Стандартные механические характеристики при растяжении (σ_b , $\sigma_{0,2}$, σ , Ψ) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине Instron-SATEC 300 LX. Ударную вязкость (KCU) определяли на образцах типа 1 (ГОСТ 9454–78) на маятниковом копре МК-30. Значение характеристики в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–4 образцов.

Изучение строения изломов производили на сканирующем электронном микроскопе HITACHI S-3400N при увеличении от 500 до 1500 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ.

Микроструктурные исследования осуществляли с помощью микроскопа Olympus GX-51. Структуру выявляли путем травления 4 %-м раствором HNO_3 в этиловом спирте. Границы зерен бывшего аустенита выявляли в соответствии с методикой, описанной в [4]. Размер зерна оценивали методом секущих.

Рентгеноструктурные исследования выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в излучении от Со-анода. Содержание аустенита определяли по отношению интегральных интенсивностей рентгеновских дифракционных линий (200) – аустенита и (200) – мартенсита. Изменение содержания углерода оценивали по положению центра тяжести линий (211) мартенсита.

Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре «Linseiss RITA L78», оснащенном индукционным датчиком продольного перемещения «Schaevitz HR 100 (MC)». Температуру при проведении исследования фиксировали с помощью предварительно откалиброванной термопары s-типа (Pt-Pt-10 % Rh), которую приваривали к боковой поверхности исследуемых образцов. Нагрев осуществляли в вакууме (10^{-2} Па), что полностью исключало образование окалины и, следовательно, искажение показаний дилатометра. В качестве охлаждающей среды использовали гелий марки Б (по ТУ-51-940-80, чистота 99,99 %), который подавался на образцы под различным давлением.

Образцы для исследования имели форму цилиндра высотой 10 мм и диаметром 3 мм. Нагрев исследуемых сталей проводили со скоростью 1,5 °C/с до температуры 860 °C. Такая скорость нагрева соответствует печному нагреву с посадкой в предварительно подогретую до требуемой температуры печь. Выдержка при температуре нагрева 20 мин и охлаждение со скоростью 5,0 °C/мин = 0,08 °C/с. Сбор и обработку данных эксперимента осуществляли с помощью пакета программ, поставляемых вместе с прибором.

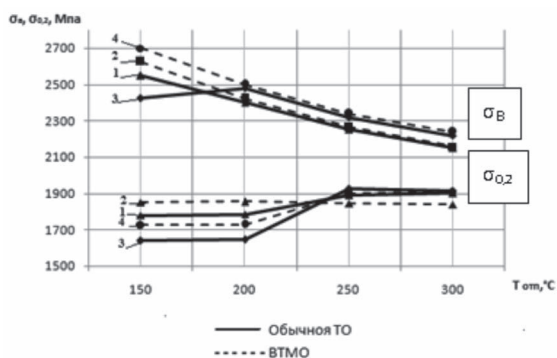
Результаты и обсуждение

На рис. 1, а–г представлены зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости сталей 55ХНЗМФСА и 65ХНЗМФСА, подвергнутых как обычной закалке, так и высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) от температуры отпуска.

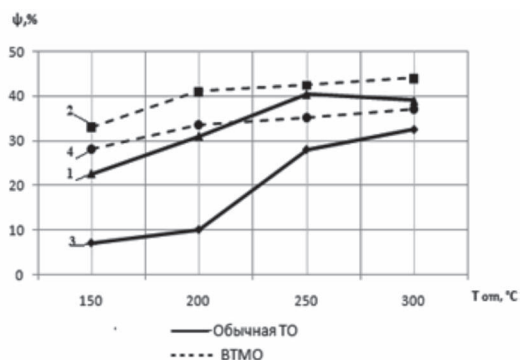
Результаты по стали 45ХНЗМФСА на данном рисунке не представлены, поскольку на ней даже после ВТМО не удалось получить необходимый уровень предела прочности: самый высокий уровень прочности на стали с 0,45 % углерода был зафиксирован после отпуска при 150 °C и составил 2320 и 2370 МПа после обычной закалки и после ВТМО соответственно. Уже после отпуска при 200 °C уровень предела прочности стали 45ХНЗМФСА составил 2160 и 2190 МПа соответственно после обычной закалки и после ВТМО.

Тем не менее необходимо отметить, что при прочности $\sigma_b > 2300$ МПа сталь с 0,45 % имеет высокую пластичность ($\delta = 14$ %, $\Psi = 45$ %, $KCU = 0,54$ МДж/м²). По комплексу механических свойств, определенных при положительной температуре, сталь 45ХНЗМФСА, отпущенная при температуре 150...200 °C, даже несколько превосходит, например, такую мартенситностареющую сталь, как 03Н18К9М5Т.

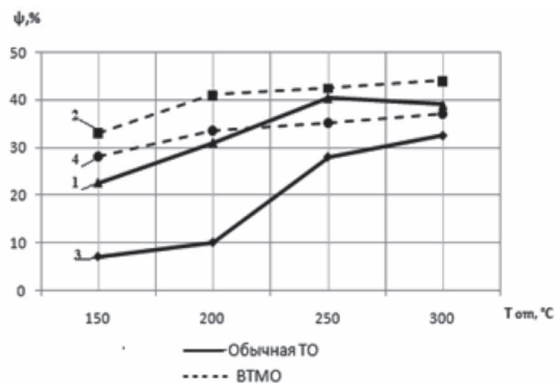
После обычной закалки и отпуска при температуре 150 °C из сталей с более высоким содержанием углерода наибольшую прочность $\sigma_b = 2580$ МПа имеет сталь с 0,56 % углерода. Сталь с 0,67 % углерода после отпуска при 150 °C имеет наиболее высокую твердость (58-59 HRC у 65ХНЗМФСА и 56-57 HRC у 55ХНЗМФСА), но более низкую чем у стали с 0,56 % углерода прочность, что связано с преждевременным



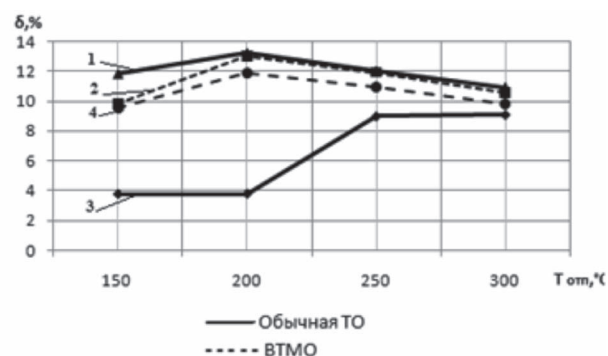
а



б



в



г

Рис. 1. Зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости от температуры отпуска сталей 55ХНЗМФСА (а, б) и 65ХНЗМФСА (в, г) от температуры отпуска после обычной закалки (сплошные линии) и VTMO (пунктирные линии)

хрупким разрушением. Пластичность стали 65ХНЗМФСА после такой обработки минимальна ($\delta = 4\%$, $\Psi = 7\%$). Необходимо отметить, что ударная вязкость сталей с 0,56 и 0,67 % углерода находится на уровне 0,25...0,35 МДж/м².

Для сталей с содержанием углерода 0,56 и 0,67 %, подвергнутых обычной закалке и низкому отпуску, характерен пониженный уровень предела текучести (1650...1750 МПа). Это обусловлено повышенным содержанием в них остаточного аустенита и высоким уровнем локальных пиковых напряжений [2]. В стали с 0,56 % углерода количество остаточного аустенита составляет примерно 20 %, в стали с 0,67 % – доля остаточного аустенита даже несколько превышает 30 % (табл. 2). После отпуска 250...300 °С происходит распад остаточного аустенита, вслед-

ствие чего предел текучести для сталей с 0,56 % к сталям с 0,67 % возрастает (см. табл. 2 и рис. 1, а).

После VTMO и отпуска при 150 °С предел прочности сталей 55ХНЗМФСА и 65ХНЗМФСА составляет 2600 и 2700 МПа соответственно и

Таблица 2

Влияние режима обработки на количество остаточного аустенита в исследуемых сталях

Температура отпуска, °С	Доля остаточного аустенита, %		
	45ХНЗМФСА	55ХНЗМФСА	65ХНЗМФСА
Закалка 860 °С, 1 ч, масло			
Отпуск 150 °С	11	19	33
Отпуск 200 °С	11	17	30
Отпуск 250 °С	10	8	9
Отпуск 300 °С	4	6	6
Отпуск 500 °С	3	4	5
VTMO 1000 °С, $\varepsilon = 20\%$			
Отпуск 150 °С	14	23	28
Отпуск 200 °С	9	21	24
Отпуск 300 °С	5	8	10
Отпуск 500 °С	4	5	6

находится на уровне значительно выше требуемого (2400...2500 МПа). Предел текучести составляет 1750...1850 МПа, относительное удлинение 9...10 %, относительное сужение 30...35 % и ударная вязкость $KCU = 0,40...0,41$ МДж/м², что вполне достаточно для материалов с таким уровнем прочности.

После отпуска при 200 °С предел прочности стали с 0,56 % углерода несколько снизился и составил 2400...2500 МПа; у стали с 0,67 % углерода предел прочности, напротив, повысился почти на 100 МПа и составил 2500 МПа; предел текучести почти не изменился и находился на таком же уровне, как и после отпуска при 150 °С (1750...1850 МПа), ударная вязкость KCU выросла до 0,42...0,46 МДж/м², относительное удлинение 9...13 %, относительное сужение 33...41 %. Таким образом, ВТМО с последующим отпуском в интервале 150...200 °С обеспечивает получение требуемого комплекса механических свойств (см. рис. 1, а–з).

Дальнейшее повышение температуры отпуска до 250 °С и далее до 300 °С приводит к снижению уровня прочности существенно ниже требуемого: после отпуска при 250 °С предел прочности составил 2260...2310 МПа, а после отпуска при 300 °С 2150...2200 МПа. Это снижение прочности сопровождается снижением ударной вязкости и пластичности и поэтому отпуск при температурах выше 200 °С не может считаться перспективной обработкой как после обычной закалки, так и особенно после ВТМО.

Важно отметить, что, поскольку точки окончания мартенситного превращения исследуемых сталей лежат при достаточно низких температурах, непосредственно после обычной закалки, а также и после ВТМО в структуре сталей было выявлено достаточно большое количество остаточного аустенита (табл. 3).

Таблица 3

Температуры критических точек исследуемых сталей

Сталь	Температуры критических точек, °С			
	A _{C1}	A _{C3}	M _n	M _к
45ХНЗМФСА	716	780	225	140
55ХНЗМФСА	715	776	177	60
65ХНЗМФСА	713	762	154	40
Примечание: скорость охлаждения 5 град/мин = 0,08 °С/с.				

По мере повышения температуры отпуска от 150 до 500 °С доля остаточного аустенита в ин-

тервале 150...200 °С практически не изменяется, а затем для сталей с содержанием углерода 0,56 и 0,67 %, начиная с температур отпуска выше 200 °С, а для стали с 0,46 % углерода – с температур выше 250 °С, доля остаточного аустенита в структуре резко снижается, и после отпуска при температурах выше 300 °С доля аустенита в структуре исследуемых сталей не превышает 3...6 % (табл. 2).

Для оценки влияния остаточного аустенита на свойства исследуемых сталей было проведено сравнение прочности, пластичности, ударной вязкости и доли остаточного аустенита в структуре исследуемых сталей после обработки по двум режимам: режим обработки № 1 – закалка 860 °С, 1 ч, масло + отпуск 200 °С, 2 ч; режим обработки № 2 – закалка 860 °С 1 ч, масло + охлаждение –196 °С (жидкий азот) 30 мин + отпуск 200 °С 2 ч. Охлаждение в жидком азоте приводило к активизации превращения остаточного аустенита в мартенсит; в результате рентгеновским методом остаточный аустенит в структуре сталей после обработки по режиму № 2 не был выявлен. Результаты изменения характеристик механических свойств, приведенные в табл. 4, свидетельствуют о том, что характеристики пластичности и ударной вязкости после устранения остаточного аустенита во всех случаях снижаются. Характеристики прочности изменяются следующим образом: предел текучести во всех случаях повышается, причем это повышение тем больше, чем выше содержание углерода в стали и соответственно чем больше было в исходной структуре остаточного аустенита. Наиболее интересным представляется изменение предела прочности: в сталях с 0,46 и 0,56 % углерода после устранения из структуры сталей остаточного аустенита предел прочности увеличивается на 130...150 МПа; в стали с 0,67 % углерода наблюдали снижение предела прочности примерно на 110 МПа (табл. 4). Такое изменение предела прочности могло быть связано с тем, что низкоотпущенная сталь 65ХНЗМФСА с 30 % свежеполученного мартенсита вместо такого же количества остаточного аустенита при испытаниях на растяжение претерпевала хрупкое разрушение, не достигая предела прочности. Об этом свидетельствует вид машинных диаграмм деформации, а также очень низкий уровень характеристик пластичности.

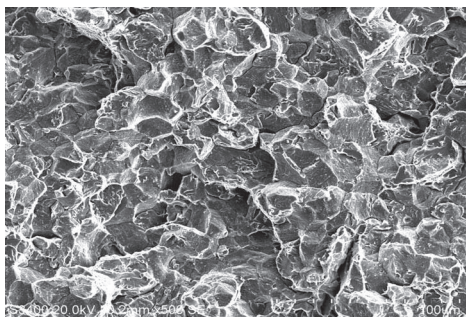
Влияние остаточного аустенита на механические свойства исследуемых сталей

Сталь	Режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU МДж/м ²	$\gamma_{ост}$, %
45ХНЗМФСА	№ 1	2160	1860	14,2	47	0,54	11
	№ 2	2290	1990	10,0	43	0,48	0
55ХНЗМФСА	№ 1	2410	1830	13,0	32	0,35	17
	№ 2	2550	2170	7	23	0,30	0
65ХНЗМФСА	№ 1	2460	1720	4	10	0,28	30
	№ 2	2350	2250	1,5	7	0,19	0

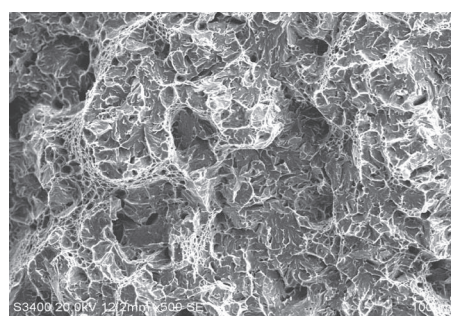
Примечание. Режим обработки № 1: закалка 860 °С, 1 ч, масло + отпуск 200 °С 2 ч. Режим обработки № 2: закалка 860 °С 1 ч, масло + охлаждение –196°С (жидкий азот) 30 мин + отпуск 200 °С 2 ч

Исследование микромеханизмов разрушения, проведенное на изломах ударных образцов, показало, что снижение ударной вязкости образцов, прошедших обычную закалку при температурах отпуска выше 250 °С, объясняется активизацией

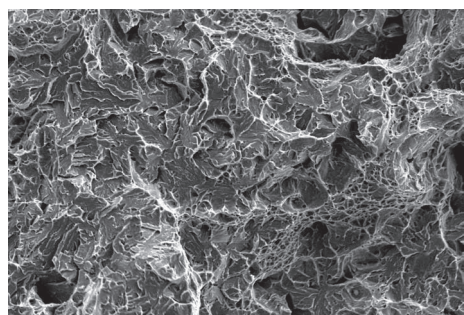
межзеренного разрушения, что связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости (рис. 2, а). После отпуска при 200 °С отпускная хрупкость не проявляется, и на поверхности разрушения наблюдаются в основном фасетки квазискола (рис. 2, б).



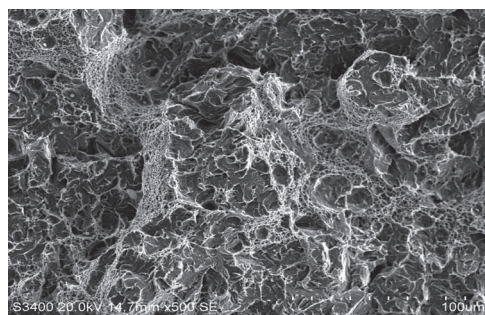
а



б



в



г

Рис. 2. Поверхность разрушения ударных образцов стали 65ХНЗМФСА после различных режимов обработки:

а – закалка 860 °С 1 ч, масло + отпуск 300 °С, KCU = 0,21 МДж/м²; б – закалка 860 °С 1 ч, масло + отпуск 200 °С, KCU = 0,29 МДж/м²

ВТМО снижает склонность высокопрочных сталей к необратимой отпускной хрупкости, в связи с чем после отпуска при 300 °С в изломах образцов, подвергнутых ВТМО, вместо межзеренных фасеток наблюдаются в основном фасетки квазискола и небольшое количество ямок (рис. 2, в).

После отпуска образцов, прошедших ВТМО при 200 °С, соответствующую максимальному уровню ударной вязкости, на поверхности излома зафиксировано повышенное количество участков, занятых ямками (рис. 2, г).

Выводы

Проведенный комплекс исследований свидетельствует о том, что:

– получение высокопрочного состояния на стали 45ХНЗМФСА с уровнем предела прочности 2400...2500 МПа недостижимо даже после проведения ВТМО;

– на сталях 55ХНЗМФСА и 65ХНЗМФСА достижение уровня прочности 2400...2500 МПа возможно после отпуска при 150 и 200 °С как после обычной закалки, так и после ВТМО. При этом ударная вязкость и пластичность сталей, прошедших ВТМО, находятся на вполне удовлетворительном уровне ($\delta = 9...13\%$, $\psi = 28...42\%$, $KCU = 0,40...0,46$ МДж/м²).

Список литературы

1. *Вылежнев В.П., Коковьякина С.А., Симонов Ю.Н., Сухих А.А.* Повышение характеристик надежности мартенситно-стареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «Нанотриплекс» // *Мир*. – 2010. – № 11. – С. 39–47.
2. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
3. *Дементьев В.Б.* Перспективы применения совмещенных процессов деформации и термической обработки для обеспечения эксплуатационной надежности деталей // *Сб. науч. труд. ОКБ «Восход», г. Ижевск, Ижевский Механич. ин-т.* – 1989. – № 1. – С. 3–16.
4. *Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О.* Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2008. – № 6. – С. 42–45.

OBRAHOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 6–13

Achievement the strength level of 2400-2500 MPa in the XH3MΦC-type steels with different carbon contents

Vylezhnev V.P.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Suchyh A.A.², Scientific Associate

Simonov Y.N.¹, D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: simonov@pstu.ru

Dementev V.B.², D.Sc. (Engineering)

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

²Institute of Mechanics Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 T. Baramzinoy st., Izhevsk, 426067, Russian Federation

Received 28 October 2013

Revised 20 December 2013

Accepted 10 January 2014

Abstract

The possibility of obtaining high strength of about 2400-2500 MPa is studied on the samples of high-purity steels 45ХНЗМФСА, 55ХНЗМФСА and 65ХНЗМФСА melted in a vacuum induction furnace. Research efforts suggests that it is not possible to receive high strength of the steel 45ХНЗМФСА even after high-temperature thermomechanical treatment (HTMT). It is possible to receive the strength level of 2400...2500 MPa on the steels 55ХНЗМФСА and 65ХНЗМФСА after tempering at 150 and 200 °C each after quenching and HTMT. In this case the impact strength and plasticity steels after HTMT are at on quite a satisfactory level ($\delta = 9...13\%$, $\psi = 28...42\%$, $KCU = 0,40...0,46$ MJ/m²).

The study of the destruction mechanisms undertaken on the fractures of the impact samples showed that the reduction of impact strength of the samples after quenching and tempering at the temperatures in excess of 250 °C is explained by activation of intergranular fracture, which is associated with the manifestation of irreversible temper brittleness. HTMT reduces the tendency of high-strength steels to irreversible temper brittleness, so after tempering at 300 °C in the fractures of the samples subjected to HTMT facets of quasi-chip and pits are observed.

Keywords: high-clean steels XH3MΦC with different carbon contents, high-strength state, HTMT.

References

1. Vylezhnev V.P., Kokovjakina S.A., Simonov Yu.N., Suhii A.A. Povyshenie harakteristik nadezhnosti marten-sitno-starejushhej stali 03N18K9M5T putem sozdaniya struktury tipa «Nanotripleks» [Elevation of reliability characteristics of maraging steel 03N18K9M5T by creating a “nanotriplex” – type structure]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 11, pp. 39–47.
2. Kurdjumov G.V., Utevskij L.M., Jentin R.I. *Prevrashheniya v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Nauka, 1977. 236 p.
3. Dement'ev V.B. *Perspektivy primeneniya sovmeshhennyh processov deformacii i termicheskoy obrabotki dlja obespecheniya jekspluatacionnoj nadezhnosti detalej* [Prospects of application of the combined processes of deformation and heat treatment to ensure the operational reliability of parts]. *Sbornik nauchnyh trudov OKTB «Voshod»* [Proceedings of the Experimental - Design and Technological Bureau “Voshod”]. Izhevsk, Izhevskij Mehanicheskij institute, 1989, no.1, pp. 3–16.
4. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.

УДК 621.9.048.7;669.13.017:620.18;669.113.017:620.17

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЦИЛИНДРОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ*

*С.Н. БАГАЕВ, доктор физ.-мат. наук,
академик РАН, директор
Г.Н. ГРАЧЁВ, канд. физ.-мат. наук,
заведующий лабораторией
А.Л. СМЕРНОВ, главный конструктор
М.Н. ХОМЯКОВ, инженер
(Институт лазерной физики СО РАН)
А.О. ТОКАРЕВ, доктор техн. наук, доцент
(ФБОУ ВПО НГАСУ, г. Новосибирск)
П.Ю. СМЕРНОВ, генеральный директор
(ООО «Оптогид Нанотех» Московская
область, Одинцовский район, д. Сколково)*

Поступила 19 декабря 2013
Рецензирование 30 января 2014
Принята к печати 5 февраля 2014

Грачёв Г.Н. – 630090, г. Новосибирск, просп. Акад. Лаврентьева, 13/3,
Институт лазерной физики СО РАН,
e-mail: grachev@laser.nsc.ru

Приводятся результаты разработки лазерно-плазменного метода для упрочнения поверхности металлов в двух направлениях: высокопроизводительная модификация поверхности чугунов и синтез сверхтвёрдых (20...30 ГПа) нанокompозитных покрытий. Лазерно-плазменный метод основан на применении плазмы оптического пульсирующего разряда. Разряд зажигается повторяющимися с высокой частотой следования (десятки килогерц) лазерными импульсами в фокусе луча CO₂ лазера. Для образования плазмы в обрабатываемой головке создается высокоскоростной поток газа: аргона, азота, кислорода. Поток плазмообразующего газа в плазмохимической камере имеет скорость до 500 м/с и давление до 0,5 МПа. Для синтеза покрытий двухканальная конструкция плазмохимической камеры дополнительно обеспечивает подачу легирующего газа в зону фокусировки лазера.

Для повышения износостойкости серого чугуна в парах трения методом лазерной обработки создана структура с высокотвёрдым (12...20 ГПа) наноструктурированным поверхностным слоем толщиной до 1 мкм, который примыкает к слою толщиной порядка 100 мкм с локально закаленными вокруг графитовых включений участками. Полученная структура поверхности обеспечивает снижение коэффициента трения на 30 % и двадцатикратное увеличение износостойкости в условиях жидкостного трения. Это обусловлено созданием микрорельефа трущихся пар, включающего капиллярные каналы, аккумулирующие смазку по местам расположения графита, и твёрдые составляющие – ледебурит и мартенсит, окружающие эти микроканавки.

Ключевые слова: лазерная плазма, технология упрочнения поверхности серого чугуна, синтез сверхтвёрдых покрытий.

* Работа выполнена при поддержке Программы междисциплинарных интеграционных проектов СО РАН № 33 (2009–2011 годы) и № 95 (2012–2014 годы) и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 24, проект № 24.36.

Введение

Одним из наиболее перспективных путей решения проблемы увеличения полного и межремонтного ресурса двигателей внутреннего сгорания и повышения эффективности их эксплуатации является упрочнение поверхностей деталей, так как именно они определяют износостойкость пар трения. В связи с этим в машиностроении активно развиваются и эффективно внедряются различные технологии поверхностной обработки, связанные с воздействием на поверхностный слой источниками энергии высокой концентрации для повышения износостойкости. В этом направлении в Институте лазерной физики СО РАН в последние годы разработаны основы нового высокопроизводительного лазерно-плазменного метода (ЛПМ) упрочнения поверхности металлов [1–4].

Лазерно-плазменный метод основан на применении плазмы оптического пульсирующего разряда (ОПР), который зажигается повторяющимися с высокой частотой следования (десятки килогерц) лазерными импульсами в фокусе луча CO_2 -лазера в скоростных потоках газов с примесями реагирующих компонентов на поверхности обрабатываемого материала. Экспериментальными и теоретическими методами определено [1–6], что плазма ОПР для инициации химических реакций обладает уникальным сочетанием свойств, недоступных для существующих способов (индукционный сверхвысокочастотный нагрев СВЧ, тлеющий, дуговой и непрерывный оптический разряды, пиролиз, горение):

- рекордной (для плазмохимических методов) удельной мощностью энерговыделения в объеме газовой фазы до 5 ГВт/см^3 ;
- возможностью получения локально равновесной (время обмена $\sim 10 \text{ нс}$) плазмы при давлении 1 атм и более;
- высокой температурой (до $20 \dots 30^\circ \text{K}$) и концентрацией ($10^{18} \dots 10^{19} \text{ см}^{-3}$) частиц;
- высоким уровнем ультрафиолетового (УФ) радиационного обмена, благоприятного для диссоциации, ионизации, возбуждения частиц, а также активации осаждаемых нанокластеров и поверхности подложки, что приводит к интенсификации синтеза покрытия;
- быстрым (за микросекунды) охлаждением плазмы ОПР, что обеспечивает контролируемое гомогенное зародышеобразование без загрязнений, уменьшение размера образующихся ча-

стиц, подавление их роста за счет коалесценции, получение не только наночастиц, но и нанокластеров.

Наряду с физико-химическими преимуществами ЛПМ отметим общие преимущества для разработки промышленных нанотехнологий, которые состоят в следующем:

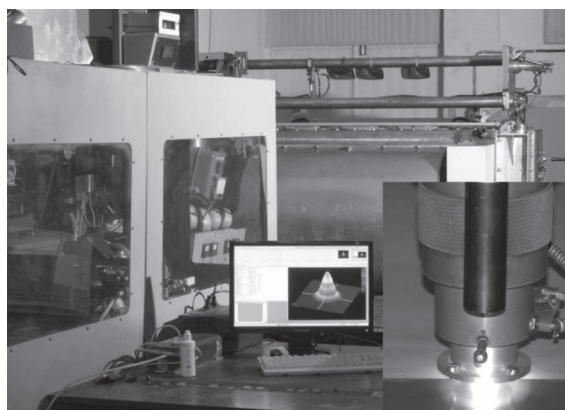
- процесс может проводиться при давлениях газа в зоне реакции больше атмосферного, что позволяет во многих случаях исключить из технологий дорогостоящие вакуумные системы, отказаться от рабочей камеры и проводить обработку крупногабаритных изделий сложной конфигурации автоматизированными манипуляторами по заданной программе;
- эффективный обмен энергией между лазерной плазмой и металлом обеспечивает (7–10)-кратное увеличение производительности ЛПМ по сравнению с традиционной лазерной закалкой и (3–4)-кратное – для технологий наплавки, легирования;
- высокие рабочие давления обеспечивают осаждение нанокompозитных покрытий со скоростями синтеза на 2–3 порядка большими, чем в известных PCVD методах (Plasma Chemical Vapor Deposition – плазмохимическое осаждение из газовой фазы);
- метод позволяет использовать широкий спектр исходных компонентов (газы, аэрозоли, пары) и выбирать из них наиболее подходящие для промышленной реализации технологии;
- широкие диапазоны управления характеристиками импульсно-периодического излучения, скоростью потока ($0 \dots 500 \text{ м/с}$), сортом и составом буферного или рабочего газа (Ar , He , Ne , H_2 , N_2 , O_2 , воздух, CO , CO_2 и др.) обеспечивают возможности широкого поиска и оптимизации по эффективности варианта технологии;
- возможность проведения направленного синтеза наноматериалов с использованием исходных компонентов в виде стехиометрической смеси аэрозолей (в том числе тугоплавких), что значительно упрощает (и удешевляет) задачу подбора исходных реагентов.

1. Методика и оборудование экспериментального исследования

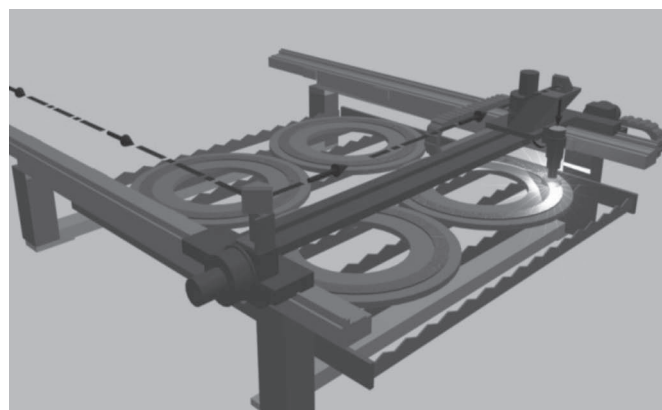
Основой лазерно-плазменной технологической установки, определяющей ее технологические возможности, является импульсно-периоди-

ческая CO_2 -лазерная система генератор-усилитель (СГУ) средней мощностью до 2 кВт и импульсной мощностью порядка сотни киловатт (рис. 1, слева на заднем плане) с возможностью управления частотой следования (до 120 кГц) и длительностью лазерных импульсов [6]. Оригинальная оптическая схема СГУ позволяет формировать луч с плоским фронтом,

плавным распределением интенсивности и качеством, близким к дифракционному пределу, устранить эффекты самовозбуждения системы «лазер – металл вблизи фокуса», которые приводят к искажению формы импульса (снижению импульсной мощности), а также распределению интенсивности и в результате к нестабильности лазерно-плазменной обработки.



а



б

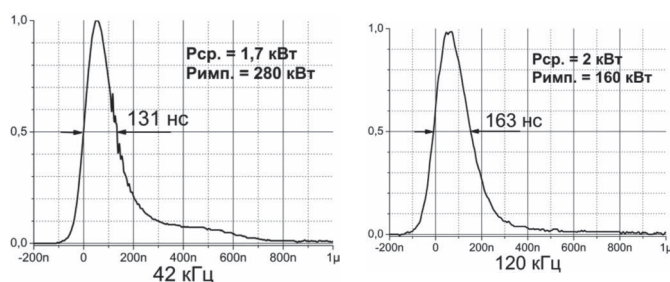
Рис. 1. Лазерно-плазменная технологическая установка: наружный вид (а) и схема обработки материалов (б)

На рис. 1 показан общий вид установки в процессе лазерно-плазменного синтеза нанокompозитных покрытий и схема обработки листовых или слабоизогнутых материалов. Лазерный луч поворотными зеркалами, расположенными на перемещающихся портале и каретке программно-управляемого двухкоординатного стола (рис. 1, б), направляется на линзу лазерно-плазменной обрабатывающей головки и фокусируется на поверхности металла для упрочнения или на оси газового потока с примесями реагирующих компонентов для синтеза покрытий. Такое техническое решение позволяет проводить лазерно-плазменную обработку непосредствен-

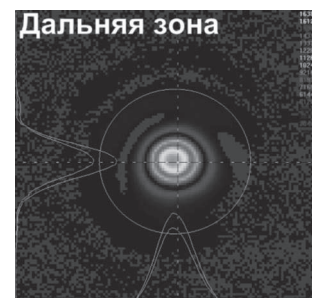
но в атмосфере и только необходимых заданных областей.

Установка включает «Систему измерения характеристик излучения СГУ и контроля процесса лазерно-плазменной обработки», которая дает возможность регистрировать:

- форму и частоту следования лазерных импульсов (рис. 2, а);
- распределение интенсивности излучения СГУ в ближней и дальней зонах (рис. 2, б);
- излучение и стабильность поддержания лазерной плазмы (рис. 3);
- форму рассеянного мишенью лазерного импульса, прошедшего через плазму (рис. 3).



а



б

Рис. 2. Форма лазерных импульсов (а) и распределение интенсивности луча системы генератор-усилитель (б)

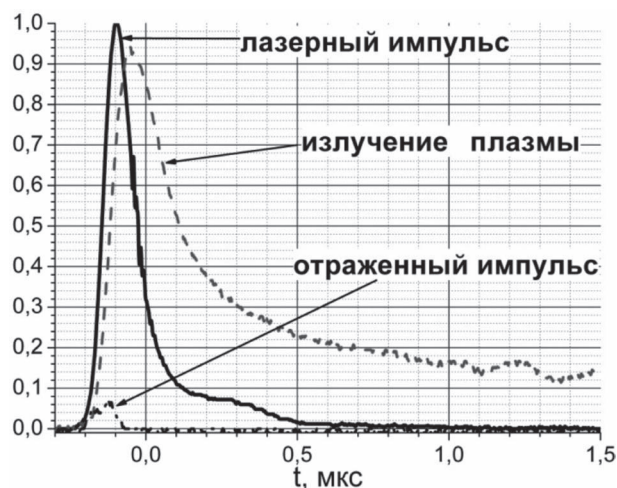


Рис. 3. Осциллограммы лазерного импульса, свечения плазмы, отраженного от металла лазерного импульса

Набор осциллограмм (см. рис. 3), получаемый при проведении ЛПМ-обработки, позволяет определить, когда и при какой мощности излучения наступает превышение интенсивности над порогом зажигания и возникает лазерная плазма, а также динамику и эффективность поглощения лазерного излучения образующейся плазмой.

Двухканальная система подготовки и дозирования реагирующих компонентов (рис. 4)

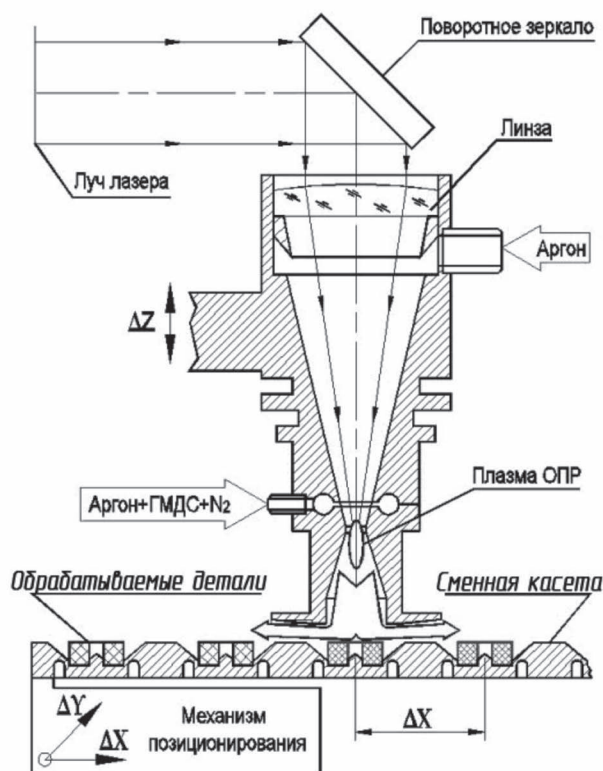


Рис. 4. Схема процесса лазерно-плазменного синтеза покрытия с применением двухканальной системы подачи реагентов плазмохимического синтеза

дополнительно к плазмообразующему газу (аргон, азот, кислород, ...) обеспечивает подачу двух исходных веществ (например, паров гексаметилдисилазана и ацетонитрила при лазерно-плазменном синтезе покрытий из карбонитрида кремния) с возможностью регулировки и контроля потока газоносителя с записью режимов расхода на персональный компьютер.

Таким образом, лазерно-плазменная технологическая установка обеспечивает широкие диапазоны условий лазерно-плазменной обработки по интенсивности луча (до $2...3 \text{ ГВт/см}^2$), скорости потока (до 500 м/с) и давлению газа в плазмохимической камере (до 0,5 МПа) с возможностью работы в вариантах – для синтеза наноструктурированных материалов и покрытий в скоростных потоках газа и для модификации поверхности металлов с приповерхностной плазмой. Измерительно-регистрирующий комплекс обеспечивает контроль и регистрацию параметров установки и лазерно-плазменных технологий.

2. Результаты и обсуждение

При лазерно-плазменной модификации поверхности металлов повторяющиеся с высокой частотой следования лазерные импульсы, сфокусированные на перемещающейся поверхности металла, зажигают плазму оптического пульсирующего разряда (ОПР) в потоке рабочего легирующего газа (например, азота при нитридации) (рис. 5).

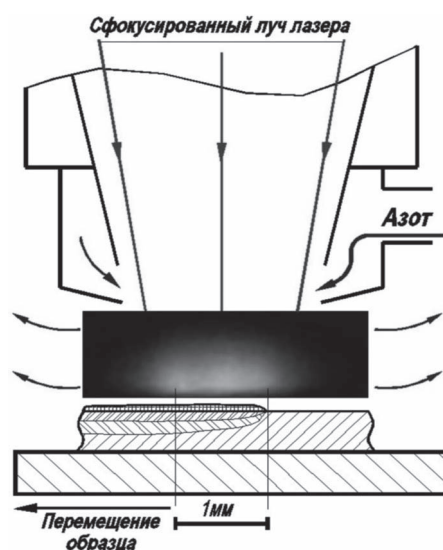


Рис. 5. Схема лазерно-плазменной обработки металла с фотографией приповерхностной плазмы оптического пульсирующего разряда

В зависимости от частоты следования лазерных импульсов, размера пятна облучения и относительной скорости перемещения луча и детали цикл обработки может включать десятки-сотни воздействий лазерной плазмы на каждый участок поверхности. Как правило, длительность цикла обработки в условиях интенсивного воздействия луча и лазерной плазмы (десятки МВт/см²) ограничена расплавлением поверхностного слоя, превышающим допуски на шероховатость обработанной поверхности. Вместе с тем для достижения большей равномерности и улучшения технологических характеристик изделия (например, твердости и глубины зоны лазерно-плазменной модификации, рис. 6) вместо одного цикла обработки возможно проведение нескольких повторяющихся циклов с большей скоростью и с меньшим вкладом энергии.

Отметим, что периодическое (20...100 кГц) действие лазерной плазмы на поверхность ме-

талла в легирующей атмосфере одновременно формирует:

- высокотвердое наноструктурированное твердофазное покрытие (нитриды, карбиды и др.);
- волну диффузии, образование легированного слоя или твердого раствора (например, твердый раствор азота в титане);
- тепловую волну и структурно-фазовые (например, мартенситные) превращения;
- гиперинтенсивный (амплитуда до 10...15 МПа) ультразвук, способствующий уплотнению микроструктуры в горячей зоне.

Наиболее детальное исследование возможностей метода проведено для лазерно-плазменной модификации поверхности антифрикционного чугуна на перлитной основе (с целью определения перспектив применения ЛПМ для упрочнения гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания) на образцах, вырезанных из цилиндрических втулок двигателей внутреннего сгорания

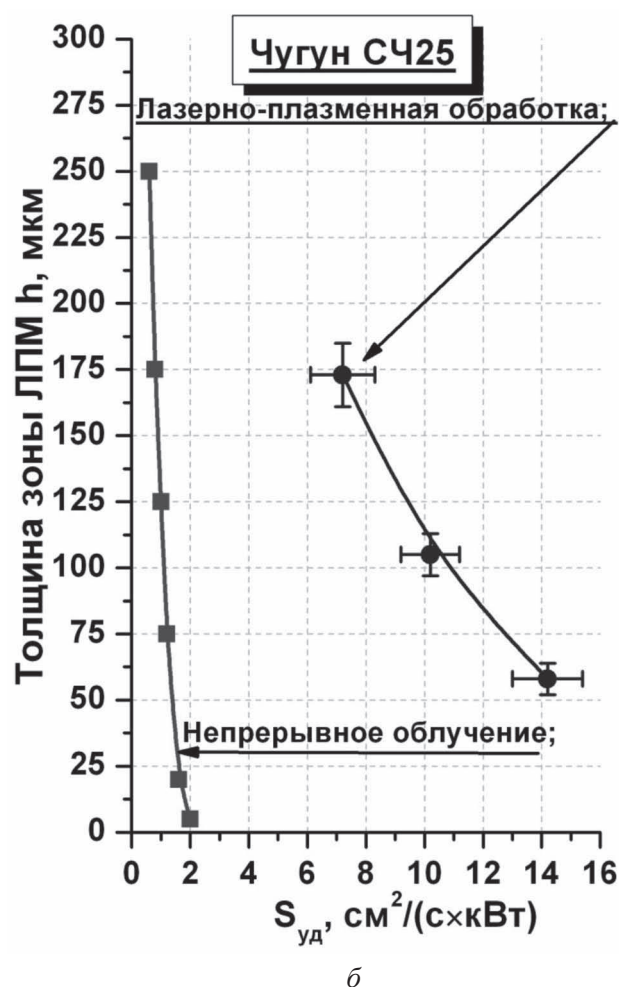
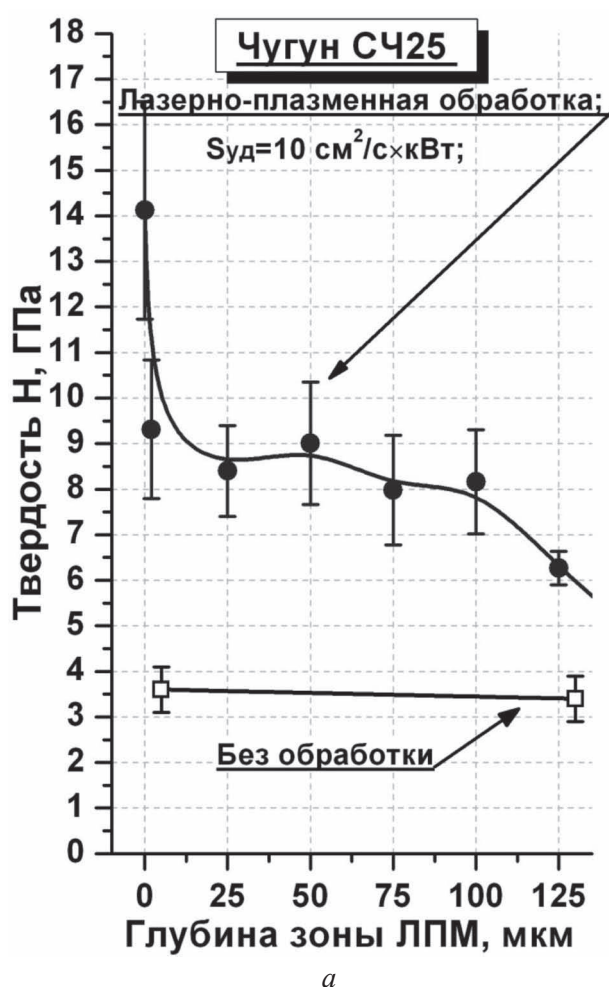
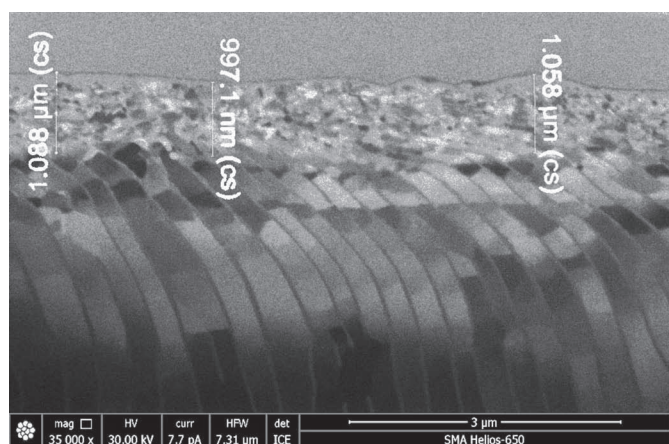
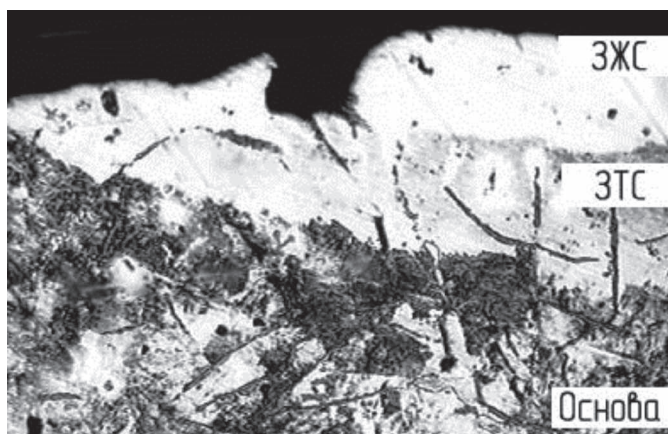


Рис. 6. Микротвердость (а) и глубина зоны (б) лазерно-плазменной модификации поверхности чугуна СЧ25 в зависимости от удельной (на 1 кВт мощности лазера) скорости обработки

[7–10]. Для всех исследованных образцов наблюдалась модификация поверхности с образованием двух слоев. Верхний наноструктурированный слой толщиной сотни нанометров приобретает микротвердость в диапазоне 12...15 ГПа (рис. 6) за счет насыщения азотом и благодаря образованию тонкой микроструктуры (рис. 7, а). К верхнему наноструктурированному слою примыкает слой (рис. 7, б), имеющий участки со структурой ледобурита (закалка из жидкого состояния) и мартенсита (закалка из твердого состояния). Причем фазовые превращения с плавлением металла начинаются вследствие концентрационной неоднородности распределения углерода по фазам сплава закономерно вокруг графитовых включений. В этом слое (между поверхностным нанослоем и основой металла) происходят



а



б

Рис. 7. Микроструктура чугуна СЧ25 после ЛПМ обработки:

а – поперечное сечение поверхностного слоя (измерения на HELIOS NanoLab 650); б – поперечное сечение упрочненного слоя (оптическая микрофотография)

структурные превращения, характерные для лазерной закалки, которые приводят к увеличению микротвердости до уровня 8...10 ГПа (в 3–4 раза тверже основы) на толщине в десятки-сотни микрометров (рис. 6, а и 7, б).

Сравнение удельной производительности лазерно-плазменной обработки чугуна СЧ25 с традиционной лазерной закалкой непрерывным излучением показало, что производительность лазерно-плазменной обработки в 7–10 раз выше, чем у традиционной лазерной закалки [3, 4] (рис. 6, б). Это объясняется 4–5-кратным превышением эффективности энергообмена между лазерной плазмой и металлом над прямым поглощением лазерного излучения и действием гиперинтенсивного ультразвука.

Оценка триботехнических свойств производилась при испытании образцов на машине трения МИ-1 после предварительной взаимной притирки поверхностей диска (закаленная сталь 40) и колодки (образец, вырезанный из цилиндровой втулки двигателя). Удельная нагрузка в условиях жидкостного трения при смазке маслом М-14В2 ГОСТ 12337–84 составляла 1250 МПа. Результаты испытаний представлены на рис. 8.

Обработанные лазером образцы изнашивались в принятых условиях испытаний со скоростью, в 20 раз меньшей по сравнению со скоростью изнашивания исходных (без ЛПМ-модификации) образцов. При этом на треть уменьшился коэффициент трения.

Структура подповерхностных слоев, выявленная травлением в нитале, представлена на рис. 8. Графитовые пластины окружены слоями металла со структурой, полученной закалкой из жидкого (ледобурит) и твердого (двойниковый мартенсит) состояния. Эти твердые участки воспринимают усилие, возникающее в паре трения, обеспечивая износостойкость чугуна. Кроме того, они препятствуют затиранию графитовых частиц, сохраняя маслоудерживающий рельеф поверхности и обеспечивая тем самым низкий коэффициент трения.

При оценке влияния образования жидкой фазы при термической обработке на свойства сплавов авторами работы [11] был сделан вывод о том, что структура, полученная закалкой из жидкого состояния, в деталях машин нежелательна, поскольку усадочные напряжения в сочетании со структурными напряжениями, полученными при закалке,

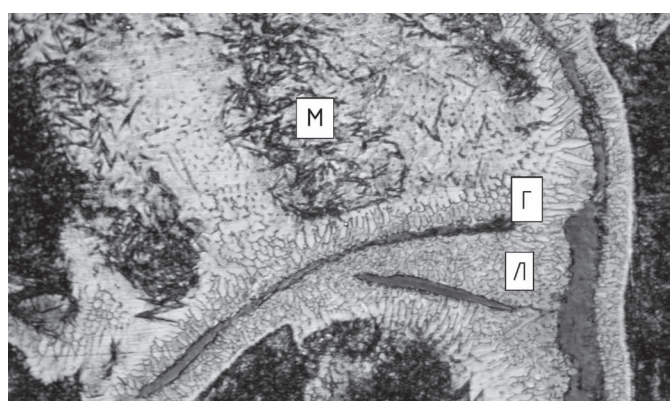
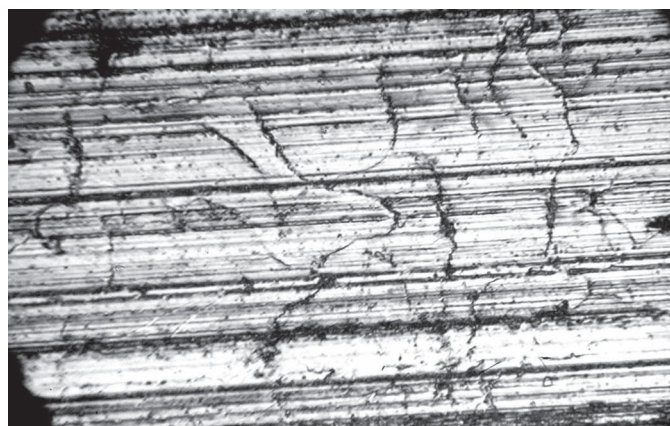
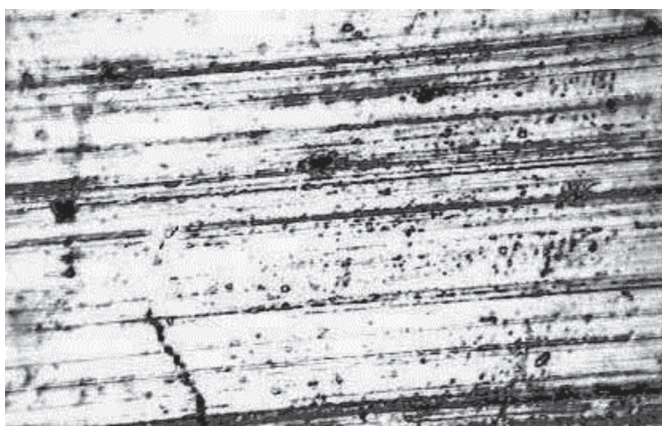
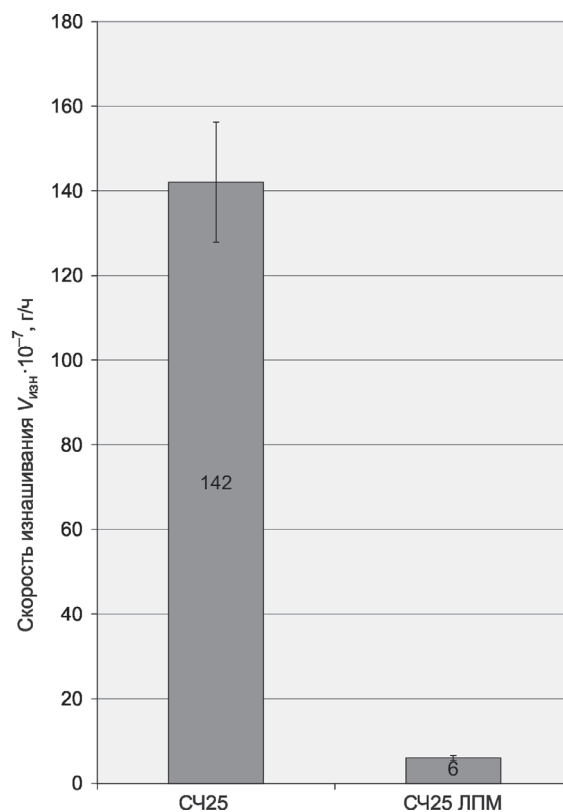
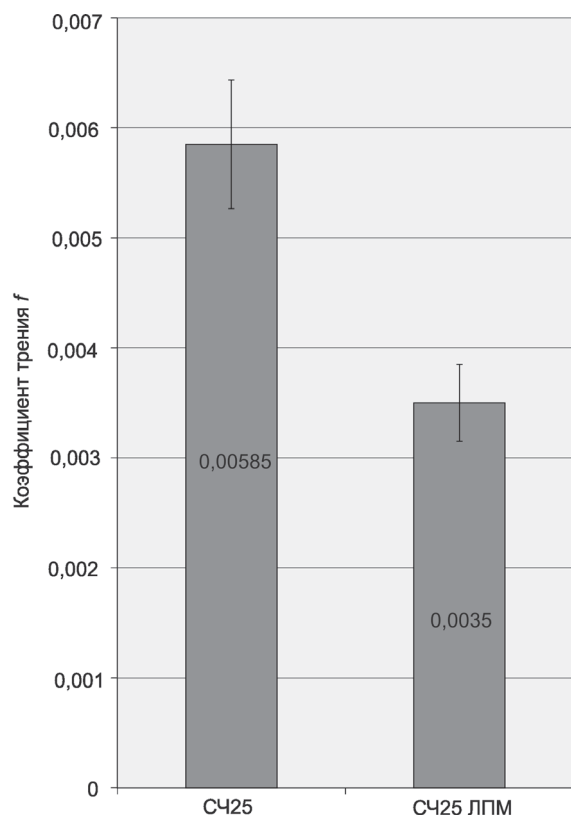


Рис. 8. Влияние лазерной обработки на коэффициент трения и скорость изнашивания образцов из серого чугуна в паре трения «стальной диск – чугунная колодка»:
 верхний ряд фотографий – вид поверхности трения после испытаний, нижний – микроструктура металла в зоне трения; Г – графит; Л – ледебурит; М – мартенсит; П – перлит

способствуют возникновению микротрещин. Для проверки влияния твердых фаз, полученных при лазерно-плазменной обработке чугуна, на прочностные свойства проведены испытания на ста-

тический изгиб $\sigma_{\text{и}}$ и ударную вязкость $a_{\text{н}}$. Полученные результаты (см. таблицу) не показывают заметного снижения прочности на изгиб и ударной вязкости серого чугуна после ЛПМ.

Влияние лазерно-плазменной обработки (ЛПМ) на механические свойства серого антифрикционного чугуна на перлитной основе

Состояние материала	Удельная скорость изнашивания $V_{\text{изн}}$, г/ч $\cdot 10^{-7}$	Коэффициент трения f	$\sigma_{\text{и}}$, МПа	$a_{\text{н}}$, КДж/м ²
СЧ25 без обработки	142	0,0059	400...420	85...90
СЧ25 после ЛПМ	6	0,0035	420...430	80...85

Выводы

Таким образом, с применением уникальной лазерно-плазменной установки, созданной в Институте лазерной физики СО РАН, выполнена высокопроизводительная модификация поверхности серого чугуна, на которой сформирована уникальная композитная структура, состоящая из высокотвердого (12...20 ГПа) поверхностного слоя и закаленного подслоя с микротвердостью 8...10 ГПа и толщиной в десятки-сотни микрон. Испытаниями на образцах из серого чугуна на перлитной основе марки СЧ25 показано, что такая композитная структура может многократно увеличить износостойкость ответственных деталей, определяющих ресурс техники.

Список литературы

1. Багаев С.Н., Грачёв Г.Н., Пономаренко А.Г., Смирнов А.Л., Демин В.Н., Окотруб А.В., Бакланов А.М., Онищук А.А. Лазерный плазмохимический синтез наноматериалов в скоростных потоках газов, первые результаты и перспективы развития метода // Наука и нанотехнологии. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2007. – С. 123–135.
2. Багаев С.Н., Грачёв Г.Н., Демин В.Н., Смирнов А.Л., Смирнов П.Ю., Смирнова Т.П., Хомяков М.Н. О возможности использования технологии упрочнения поверхности металлов с применением лазерно-плазменной установки для наномодификации поверхностей металлов и синтеза сверхтвердых покрытий // Бюллетень ОУС ОАО «РЖД». – 2012. – № 6. – С. 42–52.
3. Bagayev S.N., Grachev G.N., Ponomarenko A.G., Smirnov A.L., Demin V.N., Okotrub A.V., Baklanov A.M., Onischuk A.A. A new method of laser-plasma synthesis of nanomaterials. First results and prospects // Proceedings of SPIE. – Volume 6732. International Conference on Lasers, Applications, and Technologies 2007: Laser-assisted Micro- and Nanotechnologies. Editors: V. Panchenko, O.Louchev, S. Malyshev, 673201 (Jul. 25, 2007). – P. 62–71.

4. Стаценко П.А., Грачёв Г.Н., Смирнов А.Л., Мякушина А.А. Исследование пространственных характеристик излучения мощной CO₂-лазерной системы генератор-усилитель // Сб. докл. 22-й межд. конф. «Лазеры. Измерения. Информация – 2012». – Санкт-Петербург. – 2012. – Т. 2. – С. 168–176.

5. Багаев С.Н., Грачёв Г.Н., Демин В.Н., Смирнов А.Л., Смирнов П.Ю., Смирнова Т.П. Лазерно-плазменный способ синтеза высокотвердых микро- и наноструктурированных покрытий и устройство // Патент № RU 2 416 673 С2. Опубликовано: 20.04.2011. Бюл. № 11.

6. Багаев С.Н., Грачёв Г.Н., Смирнов А.Л., Смирнов П.Ю. Способ модификации металлических поверхностей и устройство // Патент № RU 2 425 907 С2. Опубликовано: 10.08.2011. Бюл. № 22.

7. Макагон Л.Д., Токарев А.О., Грачев Г.Н., Смирнов А.Л. Исследование формирования структуры рабочей поверхности цилиндрических втулок судовых дизелей при лазерной обработке // Научные проблемы транспорта Сибири и дальнего Востока. – 2006. – №1. – С. 194–198.

8. Токарев А.О., Макагон Л.Д. Повышение антифрикционных свойств серого чугуна лазерной обработкой // Сибирский научный вестник / Новосибирский научный центр «Ноосферные знания и технологии» РАЕН. – Вып. X. – Новосибирск: Изд-во НГАСУ, 2007. – С. 50–55.

9. Токарев А.О. Улучшение триботехнических характеристик серого чугуна лазерной обработкой // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – №1 (54). – С. 69–73.

10. Токарев А.О., Иванчик И.С., Иванчик С.Н., Макагон Л.Д., Гурин А.М. Улучшение триботехнических характеристик серого чугуна лазерной обработкой // Научные проблемы транспорта Сибири и Дальнего востока. – 2012. – № 1. – С. 287–291.

11. Тюрин А.Г., Плотникова Н.В., Буров В.Г., Веселов С.В., Головин Е.Д. Влияние поверхностного упрочнения на показатели циклической трещиностойкости // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – №1 (38). – С. 25–27.

ОБРАБОТКА METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 14–23

Application of the method of laser-plasma surface modification of metals to improve tribological characteristics of combustion engines

Bagayev S.N.¹, D.Sc. (Physics and Mathematics), Academician, Russian Academy of Sciences, Director

Grachev G.N.¹, Ph.D. (Physics and Mathematics), Head of Laboratory, e-mail: grachev@laser.nsc.ru

Smirnov A.L.¹, Chief Designer

Khomyakov M.N.¹, Engineer

Tokarev A.O.², D.Sc. (Engineering), Associate Professor

Smirnov P.Yu.³, General Director

¹Institute of Laser Physics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 13/3 Ac. Lavrentyev's pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

²Novosibirsk State Academy of Water Transport, 33 Shhetinkina st., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

³Optogard Nanotech Limited, 100 Novaja st., Moscow region, Odintsovo, Skolkovo, 143025, Russian Federation

Received 19 December 2013

Revised 30 January 2014

Accepted 5 February 2014

Abstract

The results of the development of laser-plasma method for surface hardening of metals in two areas: high-performance surface modification of iron and synthesis of superhard (20 - 30 GPa) nanocomposite coatings are presented. Laser- plasma method is based on pulsed optical plasma discharge. Repetitive discharge is ignited with a high repetition frequency (tens of kHz) by laser pulses at the focus of the CO₂ laser beam. For the formation of the plasma in the processing head, high flow of gas: argon , nitrogen and oxygen is generated. Plasma gas flow in the plasma-chemical chamber has a speed of 500 m / s and pressure up to 0.5 MPa. For the synthesis of coatings a two-channel plasma chemical chamber additionally provides delivery of thealloying gas in the focus area of the laser.

To improve the wear resistance of gray cast iron in friction couples by laser processing, a structure with high-hardness (12-20 GPa) nanostructured surface layer and having thickness of 1 micron, which is adjacent to a layer with a thickness of about 100 microns with a locally hardened regions surrounding the graphite areas . The resulting structure of the surface reduces the coefficient of friction by 30% and twentyfold increase in wear resistance under conditions of hydrodynamic friction. This is due to the creation of micro-relief wear pairs , including capillary channels accumulating grease by location of graphite and solid constituents - ledeburite and martensite surrounding these microgroves.

Keywords: laser plasma, technologies of gray cast iron-surface hardening, synthesis of superhard coatings.

References

1. Bagaev S.N. , Grachev G.N. , Ponomarenko A.G. , Smirnov A.L. , Demin V.N. , Okotrub A.V., Baklanov A.M., Onishhuk A.A. *Lazernyj plazmohimicheskij sintez nanomaterialov v skorostnyh potokah gazov, pervye rezul'taty i perspektivy razvitiya metoda* [Laser plasma chemical synthesis of nanomaterials in high-speed gas flows, the first results and prospects of development of the method]. *Nauka i nanotehnologii: materialy nauchnoj sessii Prezidiuma Sibirskogo otdelenija RAN* [Science and nanotechnology: materials science session of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, December 22, 2006], Novosibirsk, SB RAS Publ., 2007, pp. 123–135.

2. Bagaev S.N., Grachev G.N., Demin V.N., Smirnov A.L., Smirnov P.Ju., Smirnova T.P., Homjakov M.N. *O vozmozhnosti ispol'zovaniya tehnologii uprochnenija poverhnosti metallov s primeneniem lazerno-plazmennoj ustanovki dlja nanomodifikacii poverhnostej metallov i sinteza sverhtverdyh pokrytij* [The possibility of using

the technology of surface hardening of metals using laser-plasma system for nanomodifikatsii metal surfaces and synthesis of superhard coatings]. *Bjulleten' OUS OAO «RZhD»*, Moscow, PTC "Scientific Research Institute of Railway Transport" Publ., 2012, no. 6, pp. 42–52.

3. Bagaev S.N., Grachev G.N., Ponomarenko A.G., Smirnov A.L., Demin V.N., Okotrub A.V., Baklanov A.M., Onischuk A.A. A new method of laser-plasma synthesis of nanomaterials. First results and prospects. Proceedings of SPIE. International Conference on Lasers, Applications, and Technologies 2007. Laser-assisted Micro- and Nanotechnologies. 2007, Vol. 6732, pp.62-71.

4. Stacenko P.A., Grachev G.N., Smirnov A.L., Mjakushina A.A. *Issledovanie prostranstvennykh harakteristik izlucheniya moshhnoj SO₂-lazernoj sistemy generator-usilitel'* [Investigation of spatial characteristics of radiation powerful CO₂ laser oscillator-amplifier system]. *Sbornik dokladov 22-oy mezhdunarodnoj konferencii «Lazery. Izmereniya. Informaciya – 2012»* [Proc. 22th. International Conference "Lasers. Measurement. Information - 2012"]. Saint Petersburg, 2012, Vol. 2, pp. 168–176.

5. Bagaev S.N., Grachev G.N., Demin V.N., Smirnov A.L., Smirnov P.Yu., Smirnova T.P. *Lazerno-plazmennyy sposob sinteza vysokotverdykh mikro i nanostrukturirovannykh pokrytij i ustrojstvo* [Laser-plasma method for the synthesis of highly rigid micro-and nano-structured coatings and device]. Patent RF, no. 2 416 673 C2, 2011.

6. Bagaev S.N., Grachev G.N., Smirnov A.L., Smirnov P.Yu. *Sposob modifikacii metallicheskih poverhnostej i ustrojstvo* [A method of modifying surfaces of metal and the device]. Patent RF 2 425 907 C2, 2011.

7. Makagon L.D., Tokarev A.O., Grachev G.N., Smirnov A.L. *Nauchnye problemy transporta Sibiri i dal'nego Vostoka*, 2006, no. 1, pp. 194–198.

8. Tokarev A.O., Makagon L.D. *Povyshenie antifrikcionnykh svoystv serogo chuguna lazernoj obrabotkoj* [Increasing antifriction properties of gray cast iron laser treatment]. *Sibirskij nauchnyj vestnik*, Novosibirsk, NSAWT, 2007, Issue X, pp. 50–55.

9. Tokarev A.O. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2012, no. 1 (54), pp. 69–73.

10. Tokarev A.O., Ivanchik I.S., Ivanchik S.N., Makagon L.D., Gurin A.M. *Nauchnye problemy transporta Sibiri i Dal'nego vostoka*, 2012, no. 1, pp. 287–291.

11. Tyurin A.G., Plotnikova N.V., Burov V.G., Veselov S.V., Golovin E.D. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2008, no. 1 (38), pp. 25–27.

ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ С УРОВНЕМ ПРОЧНОСТИ 2200...2600 МПа*

В.П. ВЫЛЕЖНЕВ¹, канд. техн. наук, доцент
А.А. СУХИХ², научный сотрудник
Ю.Н. СИМОНОВ¹, доктор техн. наук, профессор
В.Б. ДЕМЕНТЬЕВ², доктор техн. наук
 (¹ПНИПУ, г. Пермь, ²ИМ УрО РАН, г. Ижевск)

Получена 28 октября 2013
 Рецензирование 20 декабря 2013
 Принята к печати 10 января 2014

Симонов Ю.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 e-mail: simonov@pstu.ru

Изучена возможность получения высокочистых сталей 65С2А и 65С2ВА, выплавленных в вакуумной индукционной печи, с уровнем прочности порядка 2500 МПа. Показано, что без применения специальных методов обработки такой уровень прочности не может быть достигнут. Использование высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и обработки сталей на сверхмелкое зерно дает возможность получить в этих сталях предел прочности $\sigma_b \approx 2600$ МПа при $\psi = 20 \dots 35$ % и $KCU = 0,25 \dots 0,4$ МДж/м². При легировании низкоуглеродистой стали карбидообразующими элементами (сталь 65С2ВА) обеспечивается уровень вязкости $KCU = 0,4$ МДж/м², но сравнительно низкая пластичность $\psi < 20$ %. Без карбидообразующих элементов (сталь 65С2А) значение $KCU = 0,25 \dots 0,30$ МДж/м², но значение пластичности составляет $\psi = 35 \dots 40$ %.

Изучение строения изломов показало, что в результате ВТМО уменьшаются размеры поверхностей сколов, исчезают участки межзеренного разрушения, а главное – увеличивается площадь излома, занятая ямками. Можно считать, что это является следствием общего диспергирования структуры при ВТМО.

Ключевые слова: высокочистые низколегированные кремнистые стали, высокопрочное состояние, высокотемпературная термомеханическая обработка, обработка на сверхмелкое зерно.

Введение

Для материалов, применяемых в машиностроении, определенный интерес представляют высокопрочные стали и сплавы, прочность которых близка к 2500 МПа. Известны никель-кобальтовые стали с малым содержанием углерода, у которых прочность обеспечивается за счет закалки на мартенсит и последующего старения, так называемые мартенситностареющие стали (МСС). МСС обладают практически неограниченной прокаливаемостью и сравнительно низ-

кой мартенситной точкой, позволяющей после охлаждения получить в структуре определенное количество остаточного аустенита [1]. Кроме высокого уровня прочности и надежности МСС обладают высокой хладостойкостью. Однако широкое применение МСС ограничивается их чрезвычайно высокой стоимостью.

Предел прочности $\sigma_b \geq 2500$ МПа может быть достигнут на конструкционных легированных сталях, содержащих более 0,45 % углерода, в которых высокий уровень прочности достигается путем закалки и низкого отпуска. Однако

* Работа осуществлена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации Постановления 218 «Развитие кооперации Российских вузов и промышленных предприятий», договор № 02.G25.31.0068 между Минобрнауки РФ и ОАО «Мотовилихинские заводы» и договор № 2013/050 между ОАО «Мотовилихинские заводы» и ФГБОУ ВПО Пермский национальный исследовательский политехнический университет.

такие стали, как правило, обладают значительной хрупкостью, затрудняющей реализацию прочности даже при таком сравнительно мягком виде нагружения, как статическое одноосное растяжение. При одноосном растяжении предел прочности закаленной и низкоотпущенной стали возрастает с увеличением содержания углерода примерно до 0,45 %. При более высоком содержании углерода образцы разрушаются хрупко, наблюдается некоторая тенденция к снижению предела прочности [2].

Применение оптимального легирования, уменьшение содержания вредных примесей серы и фосфора, а также и вредных газов (кислород, водород, азот), термомеханическая и термическая обработка с целью диспергирования структуры, как известно, повышают вязкость и пластичность и тем самым создают условия для реализации высокой прочности. Поэтому можно ожидать, что даже при содержании углерода более 0,45 % разрушению будет предшествовать определенная макропластическая деформация, и, следовательно, будет реализовываться более высокая прочность, чем у стали с 0,45 % С.

Целью настоящей работы является повышение прочности низколегированных сталей 65C2A и 65C2BA до уровня 2500 МПа путем их обработки на сверхмелкое зерно и проведение ВТМО по схеме винтового протягивания [3].

Материалы и методы исследования

Материалами исследования служили кремнистые стали 65C2A и 65C2BA. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Для уменьшения в этих сталях содержания вредных примесей (серы и фосфора, а также вредных газов – водорода, азота и кислорода) выплавку осуществляли в 200-килограммовой вакуумной индукционной печи с последующим рафинированием методом электрошла-

кового переплава. Слитки ковали при температуре 1150...950 °С на заготовки размером 100×100×1000 мм, подвергали отпуску при 650 °С 10 ч. Затем полученные заготовки прокатывали при температуре 1150...950 °С на прутки диаметром 18...22 мм. После прокатки стали подвергали отжигу при 720 °С 20 ч.

Упрочняющая обработка сталей 65C2A и 65C2BA состоит в следующем.

1. Закалка с 860 °С в масло и отпуск в интервале температур 150...500 °С.

2. ВТМО. При ВТМО заготовку с припуском под обжиг нагревали в индукторе от лампового генератора ЛЗ-67В, протягивали через деформирующий узел, где она обжималась до требуемой степени деформации в деформирующих рамках. При выходе из зоны деформации заготовка в натянутом состоянии охлаждалась (закаливалась) водой в спрейере, установленном за деформирующим узлом. Учитывая накопленный опыт, литературные данные и ограничения по силовым параметрам установки, ВТМО проводили со степенью деформации 20 %.

3. Обработка на сверхмелкое зерно: быстрый нагрев под закалку с кратковременной выдержкой выше A_{c3} и низким отпуском. Быстрый нагрев под закалку осуществляли погружением в расплавленную соль при обработке в интервале температур 830...900 °С и проведении закалки ТВЧ при температурах 870...950 °С. При закалке ТВЧ деформирующие ролики разводили.

Контроль температур нагрева, деформации осуществляли с помощью оптического пирометра ОППИР-017. В качестве заготовок под ВТМО и закалку ТВЧ использовали прутки диаметром 18...22 мм и длиной 700 мм с подготовленным под захват хвостовиком.

Стандартные механические характеристики при растяжении (σ_b , $\sigma_{0,2}$, σ , Ψ) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

№ п/п	Марка стали	Содержание элементов, % (масс.)									
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	W
1	65C2A	0,64	0,81	1,63	0,018	0,020	0,22	0,21	0,19	–	–
2	65C2BA	0,69	0,87	1,67	0,014	0,016	0,22	0,23	0,20	0,02	0,96

Instron-SATEC 300 LX. Ударную вязкость (КСУ) определяли на образцах тип 1 (ГОСТ 9454–78) на маятниковом копре МК-30. Значение характеристики в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–4 образцов.

Изучение строения изломов осуществляли на сканирующем электронном микроскопе HITACHI S-3400N при увеличении от 500 до 1500 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ. Микроструктурные исследования проводили с помощью микроскопа Olympus GX-51. Структуру выявляли путем травления 4 %-м раствором HNO_3 в этиловом спирте. Границы зерен бывшего аустенита выявляли в соответствии с методикой, описанной в [4]. Размер зерна оценивали методом секущих.

Рентгеноструктурные исследования осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 в излучении от Co -анода. Содержание аустенита определяли по отношению интегральных интенсивностей рентгеновских дифракционных линий (200) – аустенита и (200) – мартенсита. Изменение содержания углерода оценивали по положению центра тяжести линий (211) мартенсита.

Результаты и обсуждение

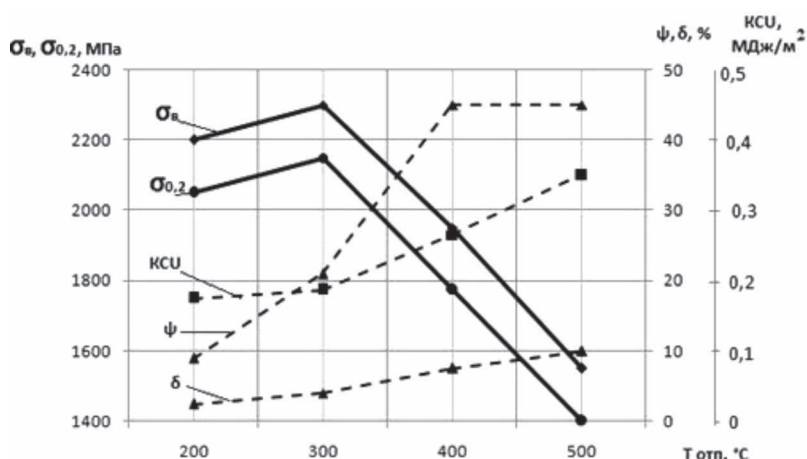
Исследование свойств сталей 65C2A и 65C2BA после закалки и отпуска

Свойства стали 65C2A после закалки и низкого отпуска представлены на рис. 1, а. Сталь 65C2A после низкого отпуска обладает низкой пластичностью, и, по-видимому, в связи с этим после отпуска при 200 °С эта сталь имеет более низкую прочность, чем после отпуска при 300 °С. Предел прочности для этой стали не превышает 2300 МПа. Повышение предела текучести при изменении температуры отпуска с 200 до 300 °С очевидно связано с релаксацией локальных микронапряжений [5]. Уже после отпуска выше 350 °С уровень прочности стали 65C2A падает ниже 2000 МПа, и поэтому исследование свойств после более высоких температур отпуска с точки зрения получения

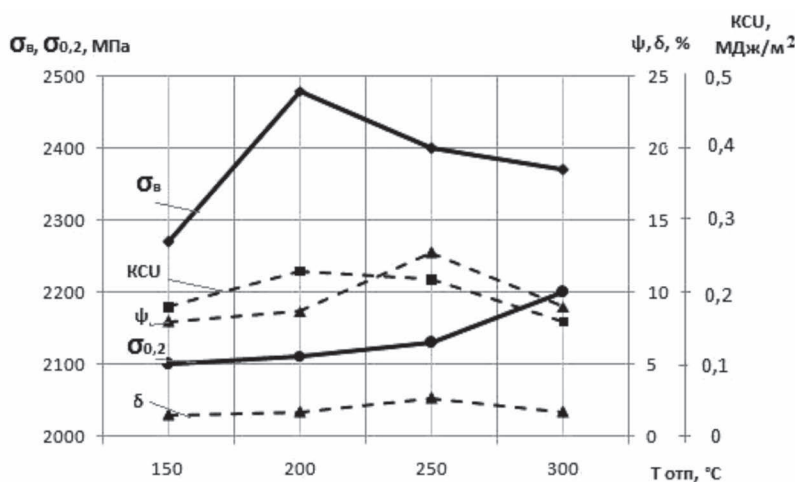
сверхвысокого уровня прочности представляется бесперспективным.

Изучение строения изломов стали 65C2A (рис. 2, а, б) позволяет заключить, что трещина в основном распространялась по хрупким механизмам: наблюдаются обширные участки, занятые фасетками квазискола, а также отдельные фасетки межзеренного скола. Размер фасеток составляет примерно 15...20 мкм и соизмерим с размерами исходного зерна аустенита. Наряду с фасетками можно наблюдать небольшие участки с маленькими неглубокими ямками. Форма и размеры ямок свидетельствуют о малой пластической деформации, развивающейся при распространении трещины.

После отпуска при 300 °С (рис. 2, б) число ямок уменьшается, а на поверхности сколов появляются отдельные гребешки, затрудняющие

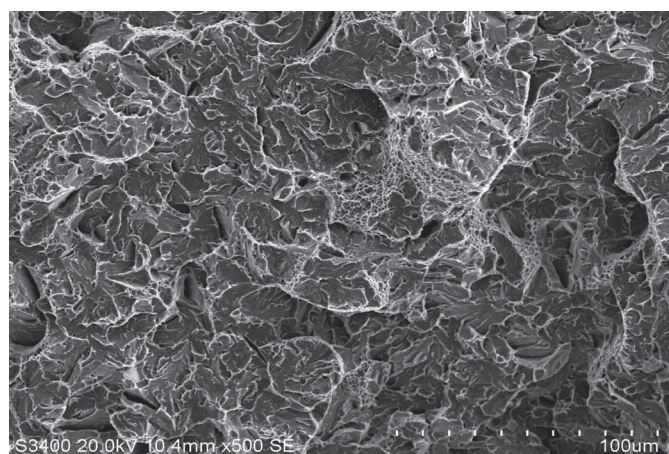


а

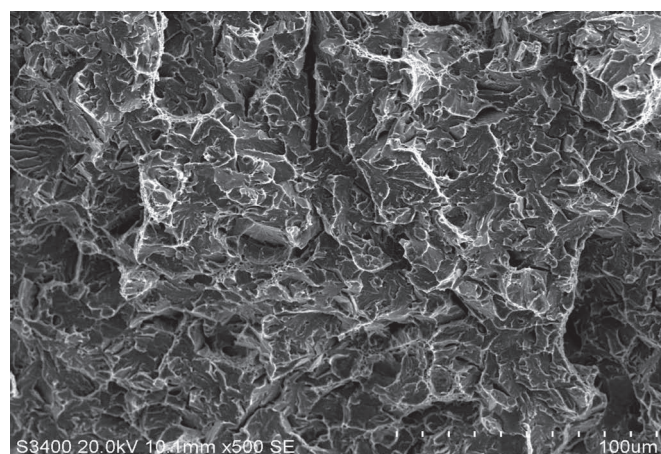


б

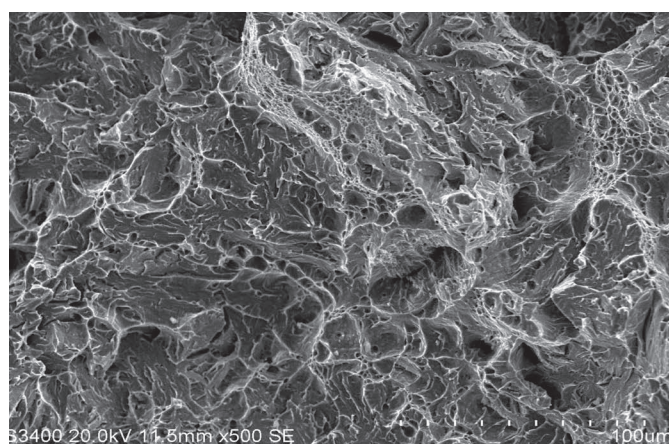
Рис. 1. Зависимость характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости сталей 65C2A (а) и 65C2BA (б) от температуры отпуска



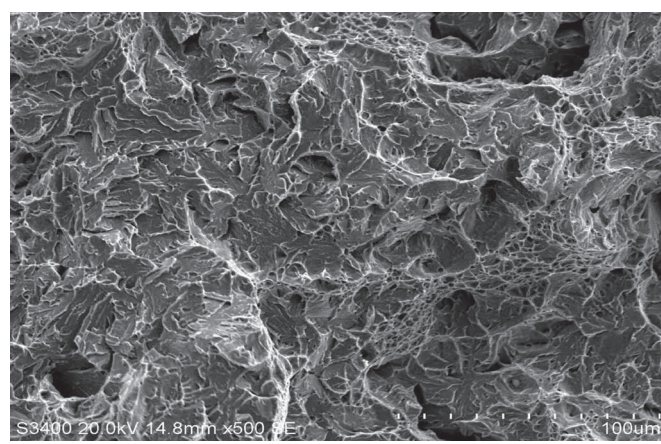
а



б



в



г

Рис. 2. Поверхность разрушения ударных образцов сталей 65C2A (а, б) и 65C2BA (в, г) после отпуска при 200 °C (а, в) и 300 °C (б, г)

развитие трещины. Уменьшение числа ямок может быть объяснено увеличением сцепления включений с матрицей за счет релаксации микронапряжений на границе раздела «матрица–включение».

Прочность стали 65C2BA выше, чем стали 65C2A (рис. 1, б). Предел прочности $\sigma_b \geq 2500$ МПа реализуется после отпуска при температуре 200 °C. Более высокая вязкость и пластичность этой стали возможно связана с более низким содержанием углерода в твердом растворе, чем у стали 65C2A. Об этом свидетельствует меньший параметр решетки α -фазы в стали 65C2BA (2,892 Å у стали с вольфрамом; 2,900 Å у стали без вольфрама). Это объясняется тем, что часть углерода связана в карбиды вольфрама. Видимо наличием нерастворимых при аустенитизации карбидов вольфрама объясняет более высокую вязкость и меньшую пластичность стали 65C2BA по сравнению со сталью 65C2A.

Действительно, как показывает изучение строения изломов, в пределах поверхности сколов содержится значительно большее число ямок (рис. 2, в, г). Причем поверхности скола содержат большое число перемычек и гребней, т. е. поверхность излома значительно более развита, чем у стали 65C2A.

Таким образом, используя в качестве метода упрочнения закалку и низкий отпуск низколегированной стали, содержащей ~ 0,65 % С, можно достигнуть прочности 2500 МПа. Полагаем, что наличие труднорастворимых карбидов и пониженное содержание углерода в твердом растворе способствует повышению вязкости и, как следствие, реализации высокой прочности.

Влияние ВТМО на свойства низколегированных сталей

С целью повышения комплекса свойств сталей 65C2A и 65C2BA проводили ВТМО по схеме винтового протягивания. Как следует из данных,

приведенных в табл. 2, наиболее значительный прирост прочности стали 65С2А наблюдается после низкого отпуска. Так, после отпуска

Микроструктурные и электронно-микроскопические исследования показывают, что в результате ВТМО в стали 65С2ВА происходит общее измельчение структуры и фрагментация кристаллов мартенсита. Эти наблюдения согласуются с общепринятыми представлениями о влиянии ВТМО на структуру сталей [6]. Из всех исследованных температур деформации наилучшие свойства достигаются после деформации при 1000 °С. Вследствие легирования карбидообразующим элементом – вольфрамом при температуре 1000 °С огрубления структуры не наступает противоположно тому, как это имеет место в стали 65С2А.

Изучение строения изломов (рис. 3, а, б) показывает, что в результате ВТМО уменьшаются размеры поверхностей сколов (с 20 до 10 мкм), не наблюдается межзеренного разрушения, а главное, увеличивается

Таблица 2

Влияние ВТМО на свойства стали 65С2А

Режим обработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, МДж/м ²
Отпуск 200 °С					
Закалка 860 °С	2200	2050	4	8	0,18
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 900$ °С	2540	2280	8	31	0,21
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 950$ °С	2500	2220	9	35	0,22
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 1000$ °С	2530	2290	7	25	0,16
Отпуск 300 °С					
Закалка 860 °С	2300	2150	4,6	20	0,19
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 900$ °С	2460	2290	7,5	36	0,26
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 950$ °С	2440	2250	9,2	40	0,26
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 1000$ °С	2450	2300	7,5	35	0,19

при 200 °С сталь 65С2А, подвергнутая ВТМО, имеет $\sigma_{\text{в}} \geq 2500$, в то время как после контрольной обработки 2200 МПа. Увеличение вследствие ВТМО вязкости и относительного сужения наблюдается практически во всем исследованном интервале температур отпуска.

Необходимо отметить, что свойства, полученные в результате ВТМО, зависят от температуры горячей деформации. Оптимальной температурой деформации является 950 °С. При более низкой температуре (900 °С) получается несколько более высокая прочность и меньшая пластичность. При температуре 1000 °С происходит укрупнение структуры, что приводит к уменьшению ударной вязкости исследуемой стали.

Свойства стали 65С2ВА, подвергнутой ВТМО, приведены в табл. 3. В этой стали прочность $\sigma_{\text{в}} \geq 2500$ МПа обеспечивается после отпуска при 150 и 200 °С, и в ней применение ВТМО приводит к повышению вязкости, хотя пластические свойства меняются не очень значительно.

Влияние ВТМО на свойства стали 65С2ВА

Режим обработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, МДж/м ²
Отпуск 150°С					
Закалка 860 °С	2270	2100	1,4	8,3	0,18
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 870$ °С	2510	2130	3,0	6,0	0,17
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 910$ °С	2400	2200	4,0	12,6	0,21
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 950$ °С	2550	2230	5,0	8,5	0,26
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 1000$ °С	2600	2070	5,3	9,0	0,31
Отпуск 200 °С					
Закалка 860 °С	2480	2110	1,6	9,2	0,22
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 870$ °С	2460	2230	3,0	7,5	0,19
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 910$ °С	2500	2240	4,6	11,5	0,28
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 950$ °С	2500	2240	5,3	11,5	0,36
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 1000$ °С	2550	2180	6,0	14,5	0,40
Отпуск 300 °С					
Закалка 860 °С	2370	2200	1,2	9,5	0,19
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 870$ °С	2400	2250	3,3	11,0	0,21
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 910$ °С	2440	2300	3,0	6,5	0,25
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 950$ °С	2420	2260	6,2	22	0,34
ВТМО, $T_{\text{деф}} = 1000$ °С	2450	2300	7,0	27	0,38

Таблица 3

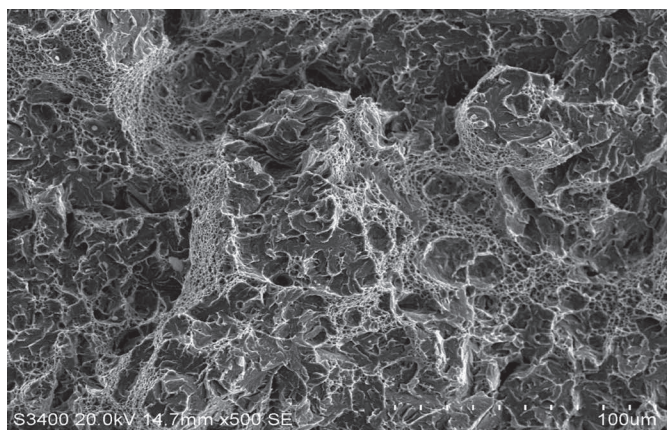
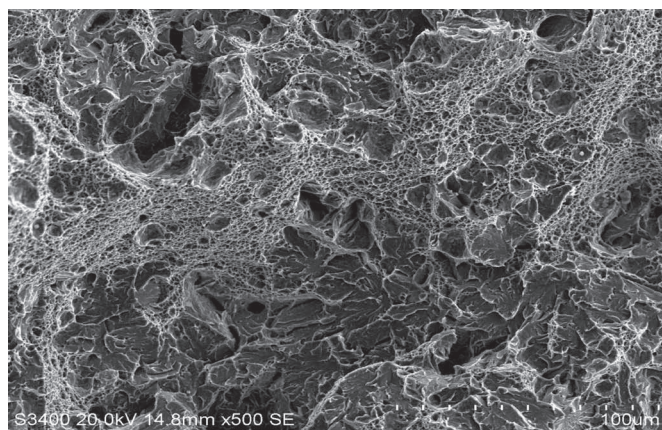
*a**б*

Рис. 3. Поверхность разрушения ударных образцов сталей 65C2BA после VTMO при температуре 1000 °C и отпуска при 200 (а) и 300 (б) °C

площадь излома, занятая ямками. Можно считать, что это является следствием общего измельчения структуры при VTMO.

Изучение влияния скоростного нагрева на прочность стали 65C2BA

Скоростной нагрев под закалку с ограничением времени выдержки в высокотемпературной области рассматривается как способ получения мелкозернистой структуры и, как следствие, повышения комплекса свойств сталей [7]. В настоящей работе скоростной нагрев проводили путем погружения в расплавленную соль и с помощью нагрева ТВЧ. Продолжительность нагрева в соляной ванне составляла 3 мин, при индукционном нагреве 14...17 с.

Перед быстрым нагревом сталь обрабатывали по следующему режиму: нагрев в электропечи до 860 °C, выдержка 40 мин, охлаждение в масле + отпуск 650 °C 2 ч.

При нагреве в соляной ванне и в результате закалки ТВЧ происходит измельчение структуры, но также очевидно, что индукционный нагрев приводит к более сильному измельчению структуры стали 65C2BA (табл. 4).

Свойства стали 65C2BA, подвергнутой закалке с быстрым нагревом, приведены в табл. 4. Из представленных в табл. 4 результатов следует, что применение быстрого нагрева под закалку существенно повышает не только прочность, но и пластичность и ударную вязкость.

Таким образом, применение быстрого нагрева под закалку с использованием стали 65C2BA

Таблица 4

Влияние скоростного нагрева на свойства стали 65C2BA

Режим термообработки	d_3 , мкм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, МДж/м ²
Закалка 860 °C (печь) + отпуск 200 °C	15–25	2490	2100	2,0	17,4	0,22
Закалка 860 °C (печь) + отпуск 300 °C	15–25	2380	2180	5,0	21	0,22
Закалка 860 °C (соль ванна) + 200 °C	10–14	2580	2130	6,0	19,5	0,25
Закалка 860 °C (соль ванна) + 300 °C	10–14	2420	2230	6,1	36	0,25
Закалка ТВЧ + отпуск 200 °C						
$T_{\text{нагр.}} = 910$ °C	7–11	2640	2520	5,5	12,0	0,26
$T_{\text{нагр.}} = 950$ °C	7–12	2630	2370	6,5	18,5	0,27
$T_{\text{нагр.}} = 1000$ °C	8–12	2600	2320	7,5	25,0	0,34
Примечание: d_3 –размер зерен бывшего аустенита						

позволяет получить $\sigma_B \geq 2500$ МПа при хорошей пластичности и вязкости. Следует отметить, однако, что такой способ обработки применим только для изделий небольших сечений.

Выводы

Исследование возможности обеспечения $\sigma_B \geq 2500$ МПа показало, что на низколегированных сталях без применения специальных методов обработки этот уровень прочности не может быть достигнут. Использование ВТМО и обработки с целью измельчения зерна дает возможность получить $\sigma_B \approx 2600$ МПа при $\psi = 20...35$ % и KCU = 0,25... 0,4 МДж/м².

При легировании низкоуглеродистой стали карбидообразующими элементами (сталь 65С2ВА) обеспечивается уровень вязкости KCU = 0,4 МДж/м², но сравнительно низкая пластичность $\psi < 20$ %. Без карбидообразующих элементов (сталь 65С2А) значение KCU = 0,25... 0,30 МДж/м², но уровень локальной пластичности составляет $\psi = 35...40$ %.

Безусловно, высокий комплекс стандартных механических свойств еще не гарантирует высокую конструкционную прочность изделия, для определения которой необходимы натурные испытания или корреляционные зависимости, выражающие связь конструкционной прочности изделия со стандартными механическими свойствами материала. Тем не менее сравнение свойств материалов, полученных в настоящей работе, со свойствами стали 55ХМ, из которой в настоящее время изготавливают соответствую-

щие изделия, дает определенные основания полагать, что исследованные материалы при режимах обработки, изученных в настоящей работе, обеспечат и более высокую конструкционную прочность изделий.

Список литературы

1. Вылежнев В.П., Коковьякина С.А., Симонов Ю.Н., Сухих А.А. Повышение характеристик надежности мартенситно-стареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «Нанотриплекс» // МИТОМ. – 2010. – №11. – С. 39–47.
2. Antolovich S., Saxena A., Chanani G.R. Increased Fracture Toughness in a 300 Grade Maraging Steel as Result of Thermal Cycling // Metallurgical Transactions. – 1974. – Vol 5. – P. 623–632.
3. Дементьев В.Б. Перспективы применения совмещенных процессов деформации и термической обработки для обеспечения эксплуатационной надежности деталей // Сб. науч. труд. ОКБ «Восход», г. Ижевск, Ижевский Механич. ин-т. – 1989. – № 1. – С. 3–16.
4. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – № 6. – С. 42–45.
5. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
6. Берштейн М.Л., Займовский В.А., Капусткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
7. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1969. – 375 с.

OBRAOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 24–31

Economically alloyed steels with a strength level of 2200-2600 MPa

Vylezhnev V.P.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Suchyh A.A.², Scientific Associate

Simonov Y.N.¹, D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: simonov@pstu.ru

Dementev V.B.², D.Sc. (Engineering)

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

²Institute of Mechanics Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 T. Baramzinoy st., Izhevsk, 426067, Russian Federation

Received 28 October 2013

Revised 20 December 2013

Accepted 10 January 2014

Abstract

The possibility of obtaining high-purity steels 65C2A and 65C2BA melted in a vacuum induction furnace, with the level of strength of about 2500 MPa is studied. It is shown that without the use of special processing methods this level of strength can't be achieved. Using high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) and treatment to ultrafine grain gives the opportunity to get tensile strength $\sigma_B \approx 2600$ MPa, $\psi = 20-35\%$ and KCU = 0.25-0.4 MJ/m². Upon alloying mild steel by carbide-forming elements (65C2A steel) the ductility KCU = 0.4 MJ/m² is provided, but plasticity is relatively low $\psi < 20\%$. Without the carbide-forming elements (65C2A steel) value of KCU is 0.25-0.30 MJ/m², but the value of plasticity is $\psi = 35-40\%$.

Study of the fracture structure showed that due to HTMT the dimensions of the chipping surfaces are reduced, intergranular fracture sites are disappeared and the most important thing is that the area of the fracture occupied pits is increased. It can be assumed, that this is a consequence of the general dispersion structure in HTMT.

Keywords: high-purity low-alloy siliceous steel, high-strength state, HTMT, treatment to ultrafine grain.

References

1. Vylezhnev V.P., Kokovjakina S.A., Simonov Yu.N., Suhil A.A. Povyshenie harakteristik nadezhnosti marten-sitno-starejushhej stali 03N18K9M5T putem sozdaniya struktury tipa «Nanotripleks» [Elevation of reliability characteristics of maraging steel 03N18K9M5T by creating a “nanotriplex” – type structure]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov - Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 11, pp. 39–47.
2. Antolovich S., Saxena A., Chanani G.R. Increased Fracture Toughness in a 300 Grade Maraging Steel as Result of Thermal Cycling. *Metallurgical Transactions*. 1974, Vol. 5, pp. 623–632.
3. Dement'ev V.B. *Perspektivy primeneniya sovmeshhennykh processov deformacii i termicheskoy obrabotki dlja obespecheniya jekspluatacionnoj nadezhnosti detalej* [Prospects of application of the combined processes of deformation and heat treatment to ensure the operational reliability of parts]. *Sbornik nauchnykh trudov OKTB «Voshod»* [Proceedings of the Experimental - Design and Technological Bureau “Voshod”]. Izhevsk, Izhevskij Mehanicheskij institute, 1989, no.1, pp. 3–16.
4. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.
5. Kurdjumov G.V., Utevskij L.M., Jentin R.I. *Prevrashhenija v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Nauka, 1977. 236 p.
6. Bernshtejn M.L., Zajmovskij V.A., Kaputkina L.M. *Termomehanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgija, 1983. 480 p.
7. Kidin I.N. *Fizicheskie osnovy jelektrotermicheskoy obrabotki metallov* [Physical basis of electrothermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgija, 1969. 375 p.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ

*А.С. ПЕРЦЕВ, аспирант,
 Д.О. ПАНОВ, старший преподаватель,
 Ю.Н. СИМОНОВ, доктор техн. наук, профессор
 (ПНИПУ, г. Пермь)
 А.И. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент
 (НГТУ, г. Новосибирск)*

Получена 23 декабря 2013
 Рецензирование 25 января 2014
 Принята к печати 30 января 2014

Панов Д.О. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 e-mail: dimmak-panov@mail.ru

Исследуются закономерности формирования структуры и свойств конструкционной стали 35Х при холодной пластической деформации методом радиальнойковки (РК). Трубные заготовки из стали 35Х перед холодной радиальной ковкой подвергали термическому улучшению. В работе использовали методы металлографического анализа, просвечивающей электронной микроскопии, испытания на одноосное растяжение с определением характеристик прочности и пластичности, а также испытания на ударную вязкость КСЧ и КСТ. Для количественной оценки размеров элементов субструктуры стали 35Х применяли методы статистического анализа. В результате исследований установлено, что холодная РК трубных заготовок из стали 35Х вызывает фрагментацию структуры, растворение сформированной при термическом улучшении карбидной фазы и развитие динамической рекристаллизации. При этом после первого прохода холодной РК средний размер субзерен α -фазы уменьшается с 1500 до 730 нм, а после второго и третьего прохода происходит дальнейшее измельчение субструктуры исследуемой стали до размера субзерен α -фазы 640 и 525 нм соответственно. В результате деформации конструкционной стали 35Х со степенью 55 % предел текучести ($\sigma_{0,2}$) возрастает практически на 50 %, а предел прочности (σ_b) – на 25 % по сравнению с исходно-термоулучшенным состоянием. При этом характеристики надежности (δ , ψ , КСЧ, КСТ) трубных заготовок из конструкционной стали 35Х незначительно снижаются и остаются на достаточно высоком уровне.

Ключевые слова: радиальная ковка, холодная пластическая деформация, субструктура, предел прочности, предел текучести, ударная вязкость.

Введение

Наиболее перспективным из всех механизмов упрочнения металлических материалов является зернограницно-субструктурный механизм, который заключается в измельчении характерного структурного элемента [1]. Данный механизм вызывает одновременное повышение уровня характеристик прочности и сопротивления хрупкому разрушению.

Существует много способов измельчения структуры металлических материалов – от металлургических до материаловедческих, которые позволяют повысить характеристики механических свойств недорогих сплавов, например углеродистых и низколегированных сталей [2]. Однако получение заготовок с ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структурой этими методами в промышленных масштабах не всегда представляется возможным. В связи с

этим разработка подходов к получению таких материалов в промышленных условиях является важной и актуальной задачей.

Измельчение структуры конструкционных сталей с помощью метода холодной пластической деформации возможно при реализации процессов наклепа, повышении плотности дислокаций в исходной структуре металла и последующей первичной рекристаллизации с целью образования зерен с большеугловыми границами. Совмещение этих процессов во время деформации возможно при реализации мегапластической (интенсивной) пластической деформации [3].

Одной из технологий, которые позволяют получить большие степени деформации в промышленных условиях, является радиальная ковка (РК), которая применяется для изготовления высокоточных длинномерных поковок различного сечения и профиля. Высокая дробность деформации при РК достигается за счет применения специальной конструкции инструмента: вырезные фасонные бойки с радиусом выреза, близким к радиусу поперечного сечения исходной заготовки. При ковке происходит многократное перекрытие очагов деформации, а действительная степень деформации существенно превышает расчетную [4].

Таким образом, целью данной работы является исследование закономерностей формирования структуры и свойств конструкционной стали в зависимости от режима обработки при холодной пластической деформации методом РК.

Материалы и методики исследования

В качестве материала исследования выбрана конструкционная сталь 35Х следующего химического состава, % (масс.): 0,38 С; 0,25 Si; 0,57 Mn; 0,82 Cr; 0,17 Ni; 0,14 Mo; 0,008 S; 0,006 P.

Трубные заготовки из исследуемой стали подвергали предварительному термическому улучшению. В шахтной печи СШЦМ 6.12/9 осуществляли закалку в воде от температуры 860 °С, время выдержки 30 мин. Далее проводили отпуск в шахтной печи СШО 6.6/700 при 570 °С в течение одного часа с ускоренным охлаждением в воде. Холодное деформирование трубных заготовок реализовывали в три прохода на радиально-ковочной машине SXP-16 с частотой 1000 ударов в минуту, заготовку при этом вра-

щали вокруг своей оси со скоростью 25 оборотов в минуту с суммарной степенью деформации 54 %.

Микроструктуру исследуемых сталей изучали на микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX51 с программно-аппаратным комплексом SIAMS700. Число просмотренных полей для одного структурного состояния стали – не менее 5. Для выявления микроструктуры поверхность микрошлифов подвергали травлению в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты. Тонкую структуру сталей изучали на трансмиссионном электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Характеристики прочности и пластичности определяли на коротких цилиндрических образцах с начальным диаметром 5 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-73 [72] на универсальной гидравлической системе для статических испытаний «INSTRON-SATEC 300 LX».

Испытания для оценки ударной вязкости проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78. Использовали копер КМ-30, испытания проводили при комнатной температуре, испытывали образцы типа 3 и типа 17 по ГОСТ 9454-78. Для выращивания трещины на образцах типа 17 использовали вибратор Дроздовского; испытания проводили при температуре 20 °С.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Для исследования влияния комплексной механотермической обработки стали 35Х трубные заготовки подвергали термическому улучшению для получения структуры сорбита отпуска, которая обладает хорошей пластичностью при комнатной температуре.

Структуру стали 35Х, полученную в трубных заготовках после термического улучшения, можно идентифицировать как высокоотпущенный мартенсит с присутствием избыточной ферритной фазы. Результаты металлографического анализа показали, что вблизи наружной и внутренней поверхностей структура стали несколько отличается. Так, вблизи внутренней поверхности трубы наблюдаются участки феррита в количестве около 25 %, выделившиеся преимущественно по границам бывших аустенитных зерен (рис. 1, а). Это можно объяснить низкой

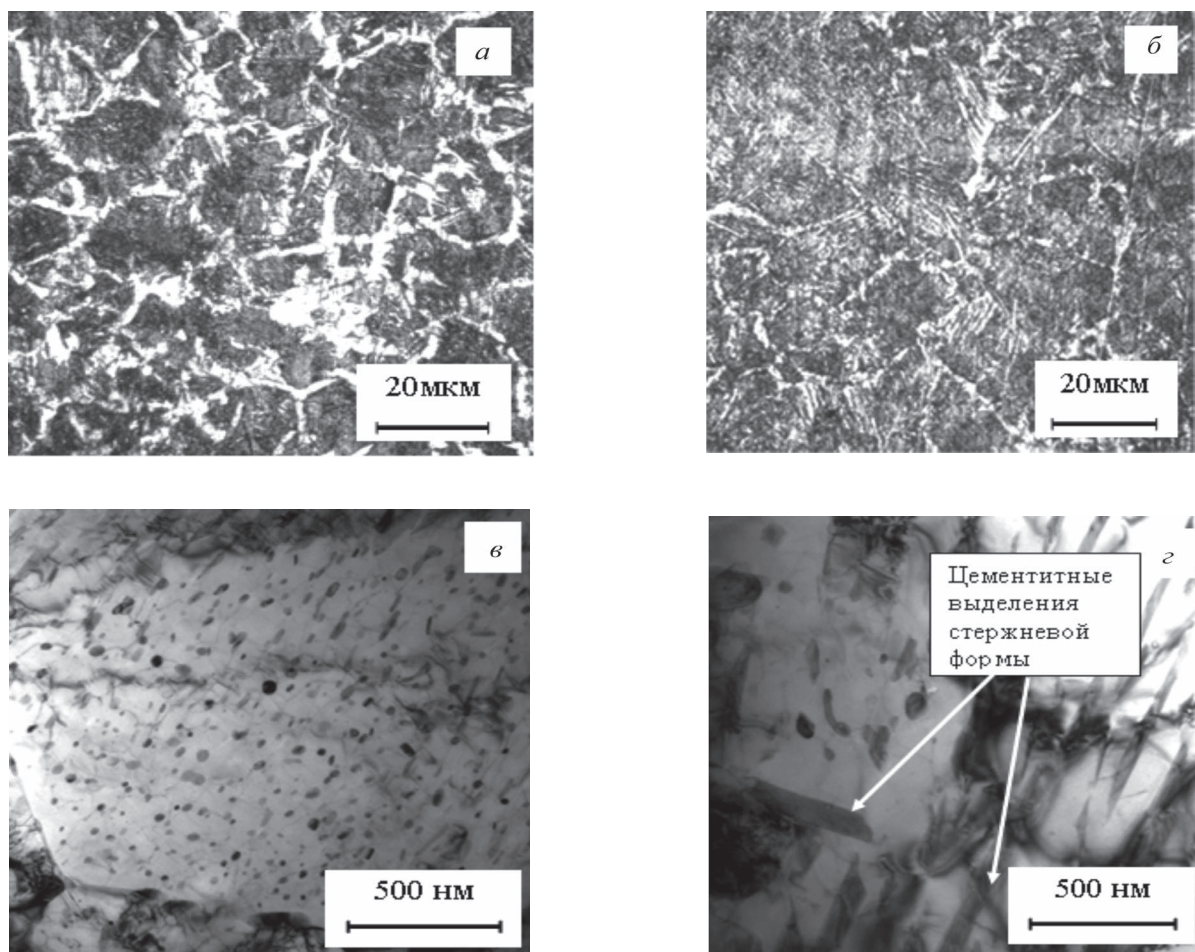


Рис. 1. Микроструктура (а, б) и тонкая структура (в, з) стали 35Х после термического улучшения

прокаливаемостью исследуемой стали. Вблизи наружной поверхности трубы структура более однородна и представляет собой также высокоотпущенный мартенсит и феррит в количестве 10 % (рис. 1, б).

В тонкой структуре трубной заготовки из стали 35Х после закалки и высокого отпуска присутствует матричная α -фаза и равномерно распределенные сферические частицы цементитного типа (рис. 1, в). Вследствие низкой устойчивости переохлажденного аустенита стали 35Х наряду с дисперсной α -фазой в структуре наблюдаются участки избыточного феррита, а также некоторое небольшое количество квазиэвтектоида – сорбита или троостита (рис. 1, з). Цементитные выделения в участках квазиэвтектоида имеют не пластинчатую, а стержневую форму.

Был проведен количественный анализ основных структурных элементов и определены следующие характеристики структуры: средний размер субзерна α -фазы сорбита отпуска составил 1,4 мкм, средний размер карбидной фазы ра-

вен 55 нм, толщина ферритных и цементитных прослоек в квазиэвтектоиде – 115 и 50 нм соответственно.

В структуре стали 35Х после холодной радиальнойковки стали 35Х со степенью деформации 20 % местами сохраняется реечная субструктура пакетного мартенсита (рис. 2, а), а внутри межреечных границ формируются деформационные ячейки, которые дополнительно фрагментируют структуру. Во время первого прохода холодной РК происходит растворение карбидной фазы, выделившейся при отпуске после закалки, и развитие процессов фрагментации как матрицы сорбита отпуска, так и структурно свободного феррита (рис. 2, б). Другими словами, происходит фрагментация исходного субзерна на более дисперсные области с широкими границами и малоугловой разориентировкой. Следует отметить, что в структуре стали 35Х после проведения одного прохода холодной РК сохраняются области α -матрицы, в которых признаки фрагментации и образования деформационных полюсов отсутствуют.

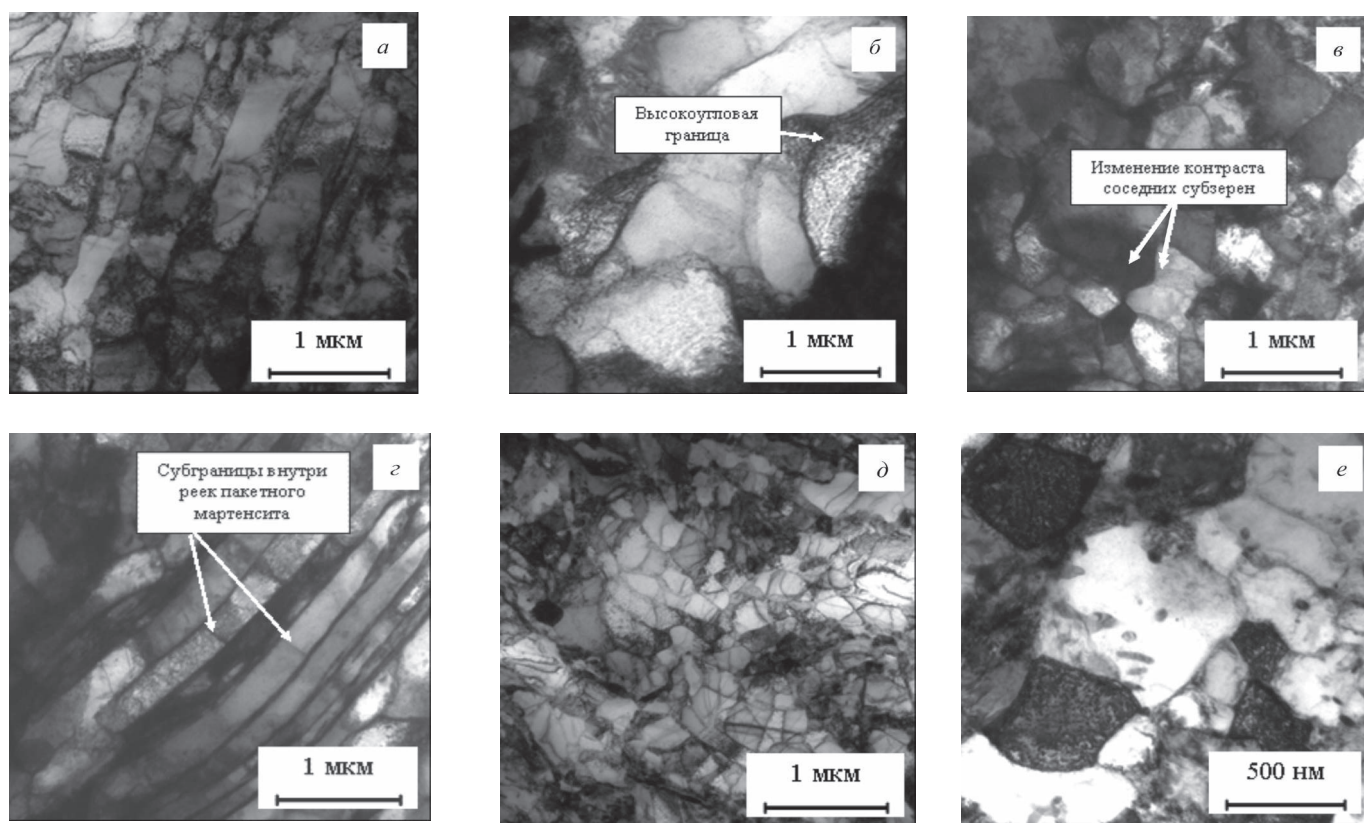


Рис. 2. Тонкая структура стали 35Х после первого (а, б), второго (в, г) и третьего (д, е) прохода холодной радиальной ковкой

В структуре стали 35Х после термического улучшения и одного прохода холодной РК местами также встречаются тонкие границы с характерными толщинными экстинкционными контурами (рис. 2, б), что свидетельствует о формировании ультрамелких ферритных зерен с большеугловыми границами при развитии динамической рекристаллизации.

Анализ тонкой структуры стали 35Х после проведения второго прохода холодной РК с общей степенью деформации 40 % показал, что при деформации происходит дальнейшая фрагментация субзеренной структуры, однако стенки ячеек остаются еще достаточно размытыми. Вместе с тем внутри ячеек плотность дислокаций повышается, внутри уже имеющихся ячеек наблюдается формирование еще более мелких субструктурных образований с размытыми субграницами (рис. 2, в). Следует отметить, что в структуре стали 35Х после проведения второго прохода холодной РК во всех областях сорбита отпуска наблюдается фрагментация α -фазы. При этом происходит практически полное растворение дисперсной карбидной фазы, выделившейся при отпуске после закалки.

В тонкой структуре после второго прохода холодной РК также встречаются места, где со-

хранилась субструктура пакетного мартенсита (рис. 2, г). В этих местах в результате обработки сформирована полигонизованная структура, что говорит о развитии процессов динамической полигонизации при холодной пластической деформации.

Третий проход холодной РК с общей степенью деформации 55 % вызывает дальнейшую фрагментацию субзеренной структуры, границы ячеек становятся в основном тонкими, четкими, плотность дислокаций внутри ячеек (субзерен) падает (рис. 2, д), а областей матрицы, не затронутых фрагментацией, не наблюдается. В тонкой структуре стали 35Х после такой обработки становится больше областей с резким изменением контраста соседних субзерен, т. е. происходит увеличение углов разориентировки между ними (рис. 2, е) и продолжают развиваться процессы динамической рекристаллизации.

Статистический анализ структур, полученных с помощью просвечивающего электронного микроскопа, позволил построить гистограммы распределения субзерен по размерам (рис. 3) после различных режимов холодной пластической деформации.

Распределение для всех представленных режимов – с левой асимметрией. Наибольшая

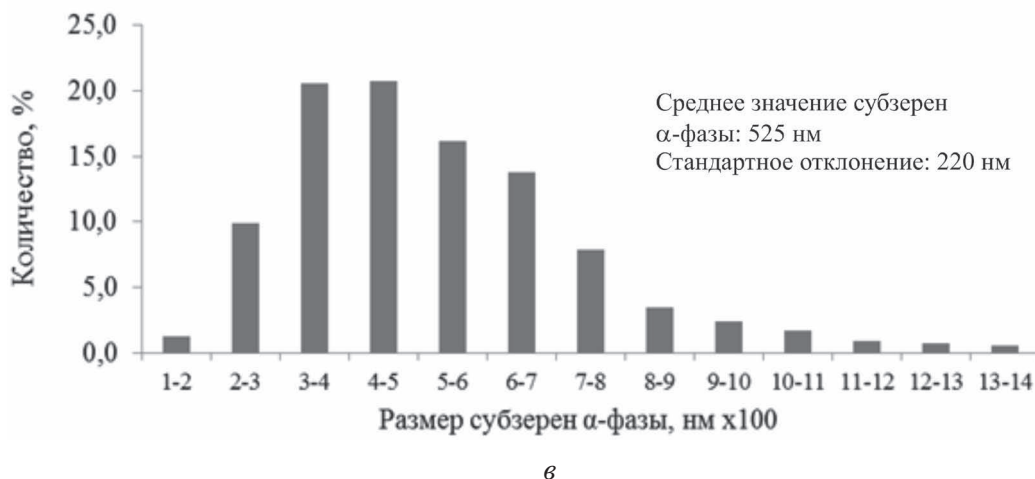
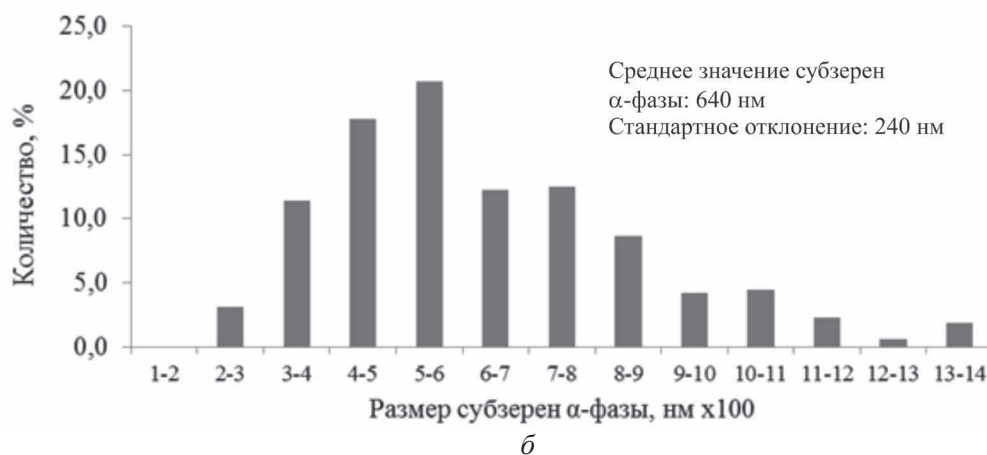
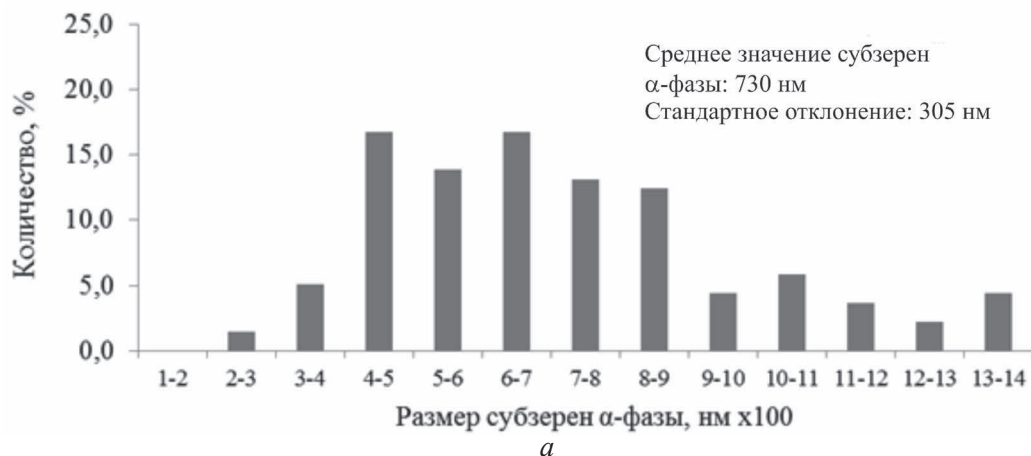


Рис. 3. Гистограммы распределения субзерен α -фазы по размерам стали 35X после термического улучшения и последующей холодной РК со степенями деформации 20 % (а), 40 % (б) и 55 % (в)

степень измельчения субструктуры наблюдается после первого прохода холодной РК, так как средний размер субзерен α -фазы уменьшается более чем в два раза – с 1500 до 730 нм по сравнению с исходным термоулучшенным состоянием. Из гистограмм распределения субзерен α -фазы по размерам следует, что увеличение степени деформации приводит к уменьшению среднего

размера субзерен α -фазы и уменьшению стандартного отклонения от этого значения, т. е. на втором и третьем проходе холодной РК происходит дальнейшее измельчение субзерен α -фазы до 640 и 525 нм соответственно.

Механические свойства трубных заготовок из стали 35X после проведения холодной пластической деформации методом радиальнойковки

Холодная пластическая деформация методом радиальнойковки

№ п/п	Режим обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCU	KCT
		МПа		%		МДж/м ²	
1	Улучшение	580	780	24	70	1,67	1,05
2	Один проход РК ($\epsilon = 20\%$)	710	820	26	67	1,63	0,94
3	Два прохода РК ($\epsilon = 40\%$)	810	905	22	65	1,45	0,88
4	Три прохода РК ($\epsilon = 55\%$)	865	965	21	65	1,43	0,87

с различными степенями деформации представлены в таблице.

Холодная пластическая деформация методом радиальнойковки приводит к увеличению характеристик прочности конструкционной стали 35Х. Так, за три прохода холодной радиальнойковки с суммарной степенью деформации 55 % предел текучести $\sigma_{0,2}$ стали 35Х возрастает практически на 50 %, а предел прочности σ_B – на 25 % по сравнению с исходно-термоулучшенным состоянием (см. таблицу).

Характеристики пластичности (δ , ψ) при холодной радиальнойковке со степенью 55 % трубных заготовок из конструкционной стали 35Х практически не изменяются. Ударная вязкость KCU и KCT стали 35Х после трех проходов со степенью 55 % снижается в среднем на 15 %, что сохраняет эти характеристики на достаточно высоком уровне (см. таблицу).

Выводы

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Холодная радиальнаяковка трубных заготовок из конструкционной стали 35Х со степенью деформации 20 % вызывает фрагментацию структуры, растворение сформированной при термическом улучшении карбидной фазы и появление тонких границ с характерными толщинными экстинкционными контурами, что свидетельствует о развитии динамической рекристаллизации. Увеличение степени холодной деформации приводит к фрагментации всего объема исследуемой заготовки и дальнейшему развитию процессов динамической рекристаллизации.

2. При количественном анализе тонкой структуры исходно-термоулучшенной стали 35Х после различных режимов деформации установлено, что после первого прохода холодной РК средний размер субзерен α -фазы уменьшается с 1500 до 730 нм. После второго и третьего проходов происходит дальнейшее измельчение субструктуры исследуемой стали до размера субзерен α -фазы 640 и 525 нм соответственно.

3. Холодная пластическая деформация методом радиальнойковки приводит к существенному увеличению характеристик прочности конструкционной стали 35Х: в результате деформации 55 % предел текучести $\sigma_{0,2}$ стали 35Х возрастает практически на 50 %, а предел прочности σ_B – на 25 % по сравнению с исходно-термоулучшенным состоянием. При этом характеристики надежности (δ , ψ , KCU, KCT) трубных заготовок из конструкционной стали 35Х незначительно снижаются и остаются на достаточно высоком уровне.

Список литературы

1. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
3. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52, № 6. – С. 1090–1097.
4. Тюрин В.А., Лазоркин В.А., Поспелов И.А. Ковка на радиально-обжимных машинах. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 32–38

The formation of the structure and mechanical properties of the structural steel during cold plastic deformation by radial forging

Pertsev A.S.¹, Post-graduate Student

Panov D.O.¹, Senior Lecturer, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

Simonov Y.N.¹, D.Sc. (Engineering), Professor

Smirnov A.I.², Ph.D. (Engineering), Associate Professor

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

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

Received 23 December 2013

Revised 25 January 2014

Accepted 30 January 2014

Abstract

The laws of formation of the structure and properties of structural steel 35X during cold plastic deformation by radial forging (RF) are discussed. Tubular billets were subjected to toughening before cold radial forging. Methods of metallographic analysis, transmission electron microscopy, a uniaxial tension tests with determination of the strength and ductility, as well as the impact tests KCU and KCT were used in the work. Methods of statistical analysis were used to quantitative evaluation the size of the elements of the subgrain structure of steel 35X. The studies found out that the cold RF of steel 35X tubular billets causes structure fragmentation, dissolution of the carbide phase formed by toughening and development of dynamic recrystallization. In this case the average size of α -phase subgrains reduced from 1500 nm to 730 nm after the first pass of cold RF and there is a further refinement of subgrain structure of investigated steel to the size of subgrains α -phase, 640 and 525 nm, after a second and third pass, respectively. The deformation of the structural steel 35X with deformation ratio 55 % results in incensing of the offset yield strenght ($\sigma_{0.2}$) by almost 50 %, and the ultimate tensile strength (σ_B) – 25 %, compared with the initial condition after the toughening. In this case, the reliability behavior (δ , ψ , KCU, KCT) of tubular billets of structural steel 35X are reduced insignificantly and remained at a high level.

Keywords: radial forging, cold plastic deformation, subgrain structure, strength, yield point, impact toughness.

References

1. Gol'dshtejn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal Physics high-strength alloys]. Moscow, Metallurgija, 1986. 312 p.
2. Kajbyshev O. A. *Sverhplastichnost' promyshlennykh splavov* [Superplasticity industrial alloys]. Moscow, Metallurgija, 1984. 264 p.
3. Glezer A.M., Metlov L.S. Fizika megaplasticheskoy (intensivnoy) deformatsii tverdykh tel [Physics of megaplastic (Severe) deformation in solids]. *Fizika tverdogo tela – Physics of the Solid State*, 2010, Vol. 52, no. 6, pp. 1090–1097.
4. Tjurin V.A., Lazorkin V.A., Pospelov I.A. *Kovka na radial'no-obzhimnykh mashinakh* [Forging on the radial-pressing machines]. Moscow, Mashinostroenie, 1990. 256 p.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

*Д.О. ПАНОВ, старший преподаватель,
Е.Н. ОРЛОВА, аспирант, А.С. ПЕРЦЕВ, аспирант,
Р.А. ВАГИН, студент
Ю.Н. СИМОНОВ, доктор техн. наук, профессор
(ПНИПУ, г. Пермь)
А.И. СМЕРНОВ, канд. техн. наук, доцент
А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 23 декабря 2013
Рецензирование 30 января 2014
Принята к печати 3 февраля 2014

Панов Д.О. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: dimmak-panov@mail.ru

Исследуется взаимосвязь размеров элементов структуры, направления волокон и уровня характеристик прочности и надежности закаленной листовой низкоуглеродистой стали 12Х2Г2НМФТ. Используются методы металлографического анализа, просвечивающей и растровой микроскопии, испытания на одноосное растяжение и трехточечный ударный изгиб. Установлено, что при достижении наноструктурного состояния пакетного мартенсита исследуемой стали наблюдается отклонение от закона Холла–Петча. Зависимость ударной вязкости (КСТ) и строение излома от дисперсности структуры исследуемой стали в значительной степени определяются направлением волокон по отношению к прилагаемой нагрузке. На образцах, вырезанных в продольном направлении относительно направления прокатки, в которых разрушение при испытаниях проходило поперек волокон, ударная вязкость (КСТ) начинает возрастать при диспергировании аустенитного зерна менее 40 мкм, а при получении наноструктурного состояния с размером рейки 96 нм микромеханизм разрушения меняется с квазискола на вязкий. На поперечных образцах дисперсность структуры практически не оказывает влияния на уровень ударной вязкости (КСТ), а существенное влияние оказывает волокнистое строение.

Ключевые слова: низкоуглеродистая мартенситная сталь, пакетный мартенсит, дисперсность структуры, ударная вязкость, микромеханизм разрушения.

Введение

В работах [1, 2] показано, что повышение уровня характеристик прочности и надежности сталей со структурой пакетного мартенсита возможно за счет измельчения аустенитного зерна при термическом воздействии. При этом также диспергируется субструктура пакетного мартенсита [3]. Помимо этого на уровень механических свойств листовых низкоуглеродистых сталей существенное влияние оказывает направление во-

локон относительно прилагаемой нагрузки, так как при такой обработке в стали формируется волокнистое строение [4].

Наиболее широкие температурно-временные условия получения структуры пакетного мартенсита реализуются в системно-легированных низкоуглеродистых сталях, одной из которых является сталь 12Х2Г2НМФТ [5].

Целью данной работы является установление взаимосвязи размера элементов структуры и субструктуры, ориентировки волокон и уров-

на характеристик прочности и надежности закаленной листовой низкоуглеродистой стали 12Х2Г2НМФТ.

Материалы и методика исследования

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системно-легированная сталь 12Х2Г2НМФТ [6] следующего химического состава, % (масс.): 0,12 С; 0,19 Si; 2,23 Mn; 2,38 Cr; 1,38 Ni; 0,43 Mo; 0,09 V; 0,02 Ti; 0,005 S; 0,008 P.

Размер зерна аустенита в исследуемой стали варьировали методами термоциклической обработки (ТЦО) и полной закалкой из аустенитной области. При термоциклической обработке проводили пятикратный нагрев на 900 и 1000 °С с выдержкой 25 с и последующим охлаждением в воде. При полной закалке образцы исследованной стали нагревали посадкой в горячую печь до температур 900, 1100 и 1200 °С с выдержкой 30 мин и последующим охлаждением в воде.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 при увеличениях до $\times 1000$. Зеренную структуру выявляли комбинированным методом окисления-травления [7]. Размер зерен определяли методом секущих по ГОСТ 5639–82. Балл загрязненности неметаллическими включениями (ОС) оценивали по ГОСТ 1778–70 по методу Ш.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сталей проводили путем просмотра металлических фольг в электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Определение характеристик механических свойств осуществляли на образцах, вырезанных из листа стали 12Х2Г2НМФТ толщиной 5,5 мм в продольном и поперечном направлениях относительно направления прокатки (рис. 1).

Характеристики прочности (σ_b , $\sigma_{0,2}$) определяли по ГОСТ 1497–84 при испытаниях на одноосное растяжение на разрывной машине Instron 8801.

Испытания на ударную вязкость КСЧ и КСТ проводили на маятниковом копре МК-30 по ГОСТ 9454–78. Усталостную трещину наносили на вибраторе Дроздовского.

Микромеханизмы разрушения исследовали на участках излома, где трещина распростра-

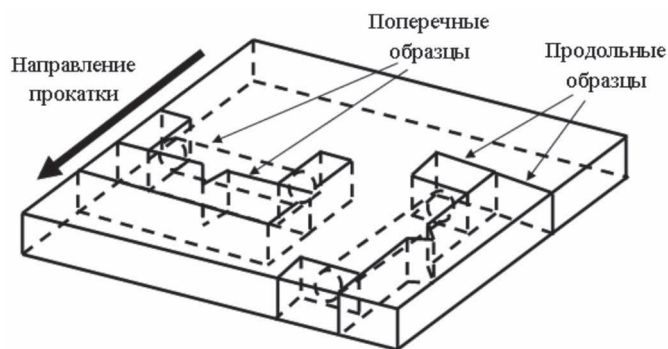


Рис. 1. Схема вырезки образцов из листовой заготовки стали 12Х2Г2НМФТ

нялась в условиях плоской деформации – центральная часть изломов вблизи усталостной трещины. Исследования проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 при увеличениях до $\times 15\,000$ и ускоряющем напряжении 20 кВ.

Результаты исследования и обсуждение

Изучение тонкой структуры стали 12Х2Г2НМФТ после исследуемых режимов термической обработки выявило реечное строение пакетного мартенсита разной степени дисперсности (см. таблицу). Так, средний поперечный размер рейки в плоскости фольги при варьировании размера аустенитного зерна от 2,5 до 65 мкм изменяется от 96 до 341 нм. При этом наблюдается прямопропорциональная зависимость среднего поперечного размера рейки b_p в плоскости фольги от размера аустенитного зерна d_a (рис. 2), что согласуется с результатами работы [8]. Следует отметить, что степень достоверности аппроксимации такой зависимости линейной функцией составляет 99 %.

Металлографический анализ загрязненности стали 12Х2Г2НМФТ неметаллическими включениями после различных режимов термической обработки показал, что при прокатке листа сформированы вытянутые в направлении деформации частицы оксидов. Эти частицы сохраняются в большом количестве после термической обработки на 900 и на 1000 °С, о чем свидетельствует большой балл загрязненности стали (см. таблицу). Увеличение температуры термической обработки до 1100 и 1200 °С приводит к растворению неметаллических включений и к уменьшению балла загрязненности стали оксидами (см. таблицу).

Расчетное строение пакетного мартенсита после термической обработки

№ п/п	Термическая обработка	Средний размер аустенитного зерна (d_a), мкм	Средняя толщина рейки (b_p), нм	Балл загрязненности оксидами строчечными
1	ТЦО на 900 °С, 5 циклов, выдержка 25 с, охлаждение в воде	2,5	96	5
2	ТЦО на 1000 °С, 5 циклов, выдержка 25 с, охлаждение в воде	10	206	3,5
3	Закалка с 900 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	18	230	3,5
4	Закалка с 1100 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	40	271	2
5	Закалка с 1200 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	65	341	0,5

Результаты исследования характеристик прочности представлены на рис. 2. Из приведенных зависимостей видно, что направление вырезки образцов из листовой заготовки не оказывает влияния на уровень характеристик прочности, а зависимость характеристик прочности от размера аустенитного зерна имеет сложный характер (рис. 2). Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ от размера зерна аустенита и среднего поперечного размера рейки подчиняется закону Холла–Петча ($\sigma_{0,2} = 899 + 751d_a^{-1/2}$) при размере аустенитного зерна d_a от 65 до 10 мкм и рейки мартенсита b_p от 341 до 206 нм. При дальнейшем диспергировании структуры до наноуровня наблюда-

ется отклонение от установленной линейной зависимости. С ростом характеристик прочности разница между пределом прочности и пределом текучести уменьшается, что вызвано снижением коэффициента деформационного упрочнения при диспергировании структуры. Данный факт обусловлен снижением получаемой при деформировании плотности дислокаций из-за наличия большого количества их стоков – границ и субграниц [9].

Следует отметить, что при диспергировании структуры закаленной системно-легированной стали 12Х2Г2НМФТ наилучшие характеристики прочности наблюдаются в состоянии с самым мелким аустенитным зерном и с наименьшим размером пакетов и реек мартенсита.

Исследование влияния дисперсности структуры закаленной стали 12Х2Г2НМФТ и направления волокон листовой заготовки на ударную вязкость (КСТ) (рис. 3) показало, что измельчение аустенитного зерна от 65 до 40 мкм на продольных образцах (см. рис. 1) не влияет на уровень КСТ. Разрушение в этом случае происходит поперек направления прокатки листа в условиях плоскодеформированного состояния (рис. 4, а), а уменьшение размера аустенитного зерна менее 40 мкм вызывает рост уровня КСТ и реализацию условий плосконапряженного состояния с образованием боковой утяжки (рис. 4, б) [10].

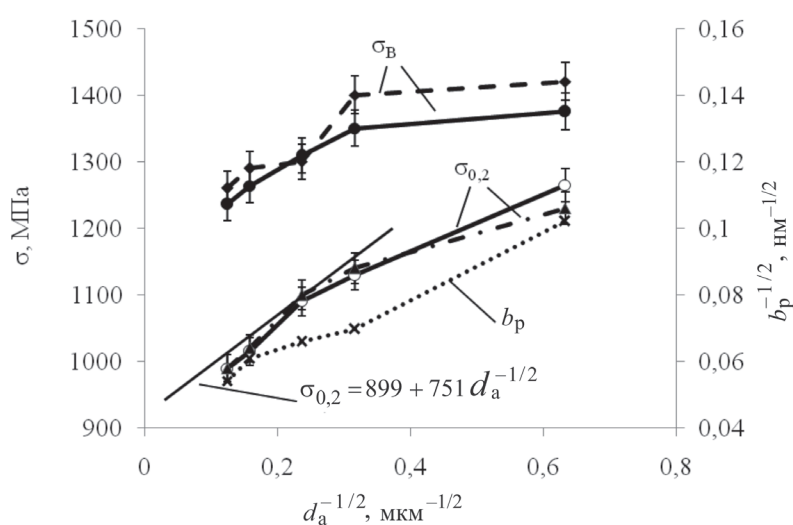


Рис. 2. Зависимость характеристик прочности σ_b , $\sigma_{0,2}$ и среднего поперечного размера рейки b_p закаленной стали 12Х2Г2НМФТ от размера аустенитного зерна d_a :

сплошные линии – свойства, определенные на поперечных образцах; штриховые линии – свойства, определенные на продольных образцах

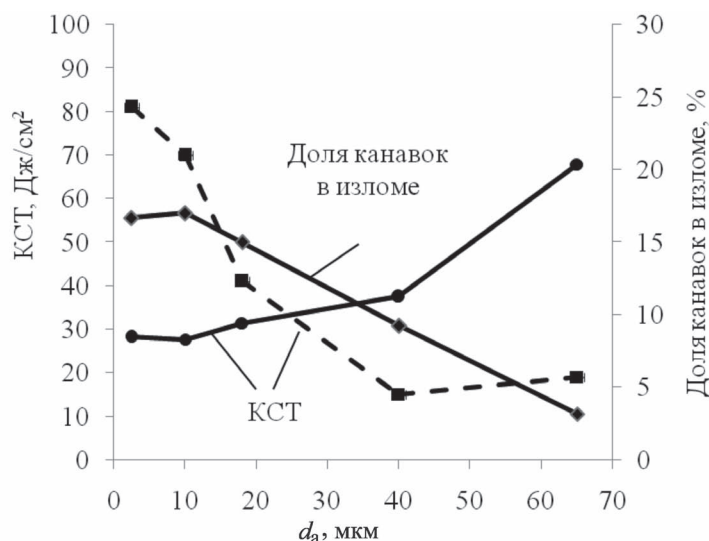


Рис. 3. Зависимость характеристик ударной вязкости (КСТ) и доли продольных канавок в изломе стали 12Х2Г2НМФТ в зависимости от размера аустенитного зерна d_a :

сплошные линии — свойства, определенные на поперечных образцах; штриховые линии — свойства, определенные на продольных образцах

Исследование микромеханизмов разрушения продольных образцов после испытаний на КСТ исследуемой стали выявило, что основным элементом структуры излома стали с размером аустенитного зерна от 65 до 10 мкм и размером рейки от 341 до 206 нм является фасетка квазискола (рис. 5, а). При получении наноструктурного состояния пакетного мартенсита с размером аустенитного зерна 2,5 мкм и размером рейки 96 нм происходит смена микромеханизма разрушения с квазискола на вязкий (рис. 5, б).

Уровень КСТ закаленной стали 12Х2Г2НМФТ, полученной на поперечных образцах (рис. 1), на которых разрушение при испытаниях проходило вдоль волокна листа, при диспергировании структуры снижается (рис. 3, б).

Микрофрактографический анализ показал, что в состоянии после закалки с 1200 °С стали 12Х2Г2НМФТ, где наблюдается высокий уровень КСТ, в структуре плоской части излома обнаруживается небольшое количество канавок — 3 % площади (рис. 5, в), которые вытянуты вдоль направления разрушения. В состоянии после термоциклической обработки на 900 °С, где низкий уровень КСТ, доля продольных канавок в изломе составляет уже 17 % площади излома (рис. 5, г). По-видимому, обнаруженные канавки сформированы при разрушении на месте вытянутых при прокатке в строчки неметаллических включений (преимущественно оксидов). Доля канавок в изломе увеличивается при диспергировании структуры, что хорошо соотносится с изменением уровня ударной вязкости КСТ: уменьшение доли канавок в изломе сопровождается снижением уровня ударной вязкости КСТ (рис. 3).

Обнаруженная тенденция изменения значений ударной вязкости КСТ поперечных образцов вызвана тем, что методика получения аустенитного зерна различного размера связана с термической обработкой при различных температурах (см. таблицу), причем аустенитное зерно выращивали путем увеличения температуры обработки, что сопровождается растворением

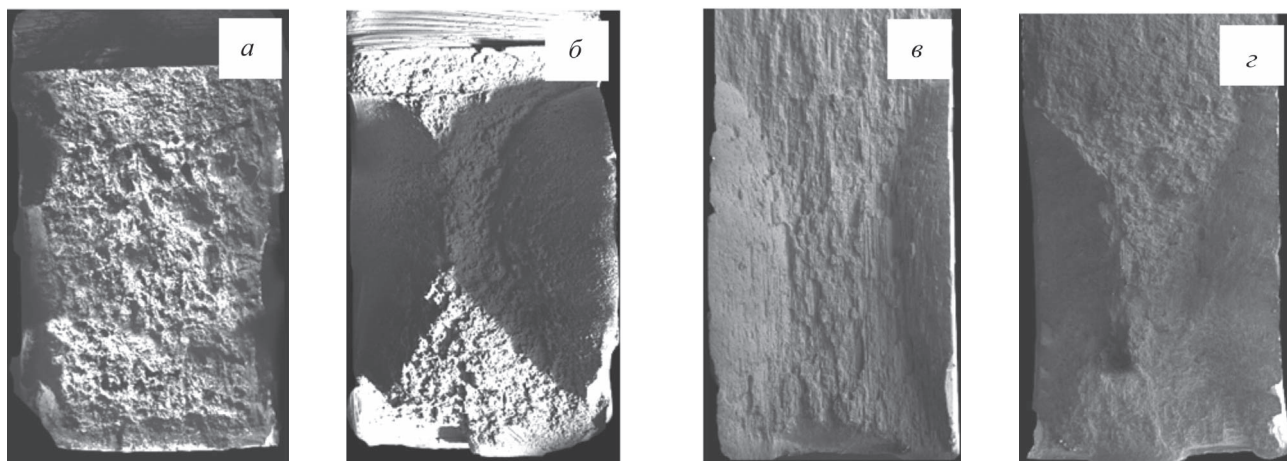


Рис. 4. Макростроение изломов стали 12Х2Г2НМФТ после испытаний на ударную вязкость (КСТ) продольных (а, б) и поперечных (в, г) образцов, $\times 5$:

а, в — $d_a = 65$ мкм; б, г — $d_a = 2,5$ мкм

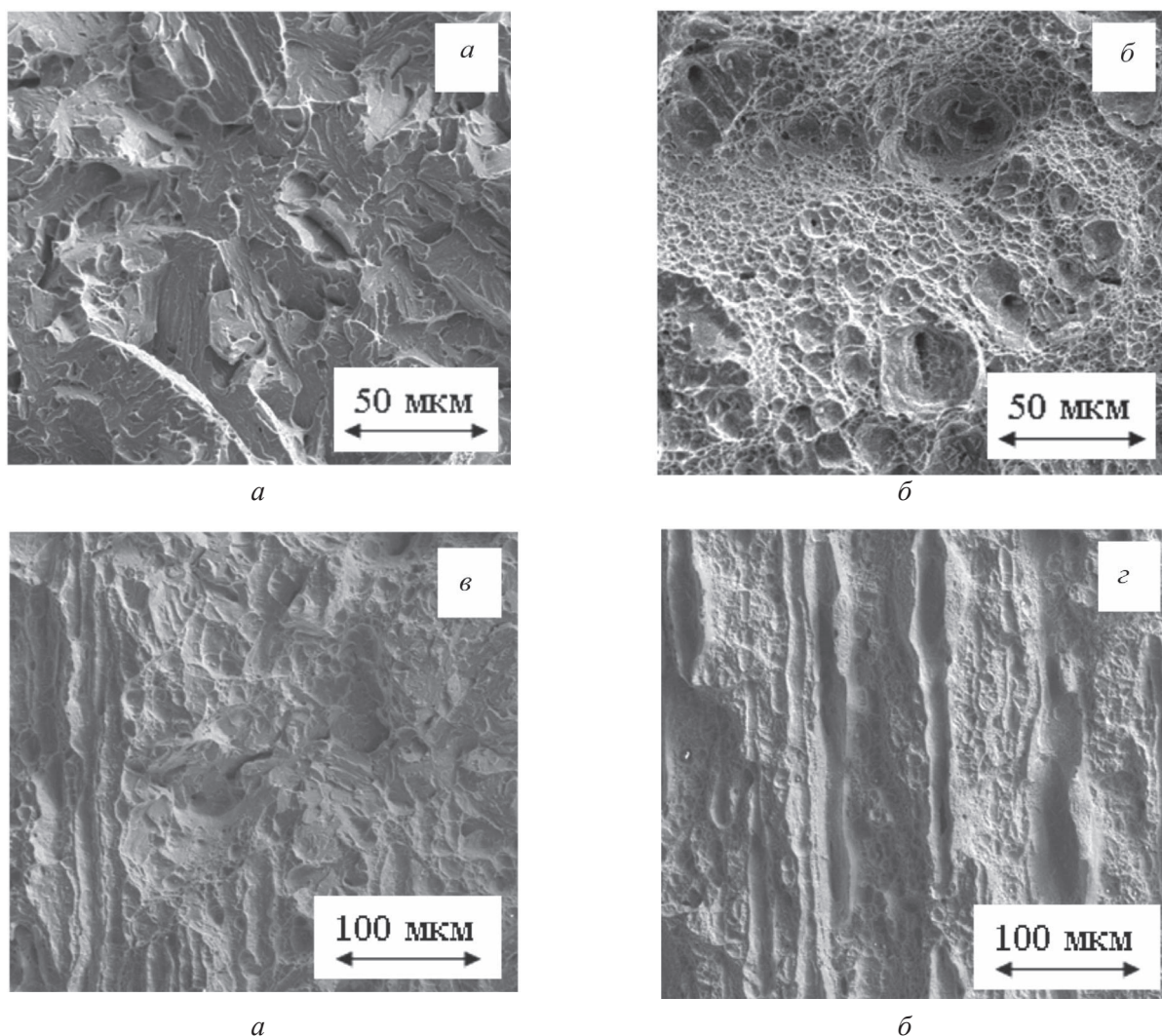


Рис. 5. Микрофрактография изломов закаленной стали 12Х2Г2НМФТ после испытаний на ударную вязкость (КСТ) продольных (а, б) и поперечных (в, г) образцов:

а, в – $d_a = 65$ мкм; б, г – $d_a = 2,5$ мкм

неметаллических включений, в том числе строчечных оксидов. Расположенные вдоль прокатки неметаллические включения (преимущественно оксиды) уменьшают энергоемкость распространения трещины при испытаниях на ударную вязкость в случае, если они находятся вдоль направления развития трещины, поскольку выступают при этом в качестве готовых микротрещин [4], количество которых зависит от температуры последней аустенитизации перед закалкой (см. таблицу).

Микромеханизм разрушения поперечных образцов (см. рис. 1) в областях между канавками определяется дисперсностью структуры и схож с продольными образцами: в крупнозернистом состоянии основным элементом излома являются фасетки транскристаллитного скола (рис. 5, в), в наноструктурном состоянии – ямки (рис. 5, г).

Выводы

Характеристики прочности закаленной листовой системно-легированной стали 12Х2Г2НМФТ подчиняются закону Холла–Петча при размере аустенитного зерна от 65 до 10 мкм и среднего поперечного размера рейки мартенсита в плоскости фольги от 341 до 206 нм. При получении наноструктурного состояния мартенсита с размером аустенитного зерна 2,5 мкм и размером рейки 96 нм установленные линейные зависимости нарушаются.

Зависимость ударной вязкости КСТ от дисперсности структуры исследуемой стали определяется направлением волокон горячекатаного листа по отношению к прилагаемой нагрузке. На образцах, вырезанных в продольном направлении относительно направления прокатки, ударная вязкость КСТ начинает возрастать при дис-

пергировании аустенитного зерна менее 40 мкм, а разрушение при этом переходит от условий плосконапряженного к плоскодеформированному состоянию. При получении наноструктурного состояния с размером рейки порядка 95 нм микромеханизм разрушения меняется с квази-скола на вязкий.

На поперечных образцах дисперсность структуры не оказывает заметного влияния на уровень ударной вязкости КСТ, а существенное влияние оказывает волокнистое строение, т. е. балл загрязненности строчечными оксидами, что определяется температурой последней термической обработки. Увеличение температуры аустенитизации стали 12Х2Г2НМФТ приводит к растворению неметаллических включений, формирующих волокнистое строение, и, как следствие, вызывает рост уровня КСТ. В микроструктуре излома это проявляется в уменьшении доли продольных канавок, которые сформированы на месте неметаллических включений.

Список литературы

1. *Grange R.A.* Strengthening steel by austenite grain refinement // *Trans. Quart. ASM.* 1966. – Vol. 59. – P. 26–47.
2. *Портер Л.Ф., Дабковски Д.С.* Регулирование размера зерна путем термоциклирования // *Сверхмелкое зерно в металлах / пер. с англ.* – М.: Металлургия, 1973. – С. 135–164.

3. *Morito S., Yoshida H., Makic T., Huang X.* Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels // *Materials Science and Engineering A.* 2006. – Vol. 438–440. – P. 237–240.

4. *Георгиев М.Н.* Вязкость малоуглеродистых сталей. – М.: Металлургия, 1973. – 234 с.

5. *Симонов Ю.Н.* Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // *ФММ.* – 2004. – Т. 97, № 5. – С. 77–81.

6. *Патент 1790622 СССР.* С 22 С 38/50 / Л.М. Клейнер, И.В. Толчина, В.М. Архипов, Л.И. Эфрон, С.И. Тишаев, М.П. Усиков, В.К. Некрасов, Л.Д. Пиликина // *Сталь. БИ.* – 1993. – № 3.

7. *Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О.* Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2008. – № 6. – С. 42–45.

8. *Иванов Ю.Ф.* Влияние технологических параметров на размерную однородность пакетного мартенсита // *Физика металлов и материаловедение.* – 1992. – № 9. – С. 57–63.

9. *Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А.* Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2010. – Т. 7, № 1. – С. 64–70.

10. *Орлова Е.Н., Панов Д.О.* Ударная вязкость закаленной стали с различным размером зерна аустенита // *Научное обозрение.* – 2012. – № 5. – С. 51–55.

OBRAOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 39–45

The effect of structure dispersion on mechanical properties of low-carbon structural steel

Panov D.O.¹, Senior Lecturer, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

Orlova E.N.¹, Post-graduate Student

Pertsev A.S.¹, Post-graduate Student

Vagin R.A.¹, Student

Simonov Y.N.¹, D.Sc. (Engineering), Professor

Smirnov A.I.², Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Nikulina A.A.², Ph.D. (Engineering), Associate Professor

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

²Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksа, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Received 23 December 2013

Revised 30 January 2014

Accepted 3 February 2014

Abstract

The relationship between the size of structural elements, the grain direction and the level of the strength and reliability of hardened low-carbon sheet steel 12X2Г2НМФТ is investigated. Methods of metallographic analysis, transmission and scanning microscopy, a uniaxial tension tests and three-point bending impact were used. It is established that there is a deviation from the Hall-Petch relationship with the achievement of the nanocrystalline state of lath martensite in the steel under consideration. The dependence of fracture toughness (KCT) and the fracture structure on the structure dispersion of the steel under consideration is largely determined by the fiber direction with respect to the applied load. The grain direction relative to the applied load largely determines the dependence of the impact toughness (KCT) and the structure of the fracture on the dispersion of the structure of investigated steel. The impact toughness (KCT) began to increase with the dispersed austenite grain less than 40 microns on samples cut lengthwise to the rolling direction, at the same time the destruction took across the fiber in the tests. And the micromechanism of destruction varies from quasi-chip to tough in the preparation of nanostructured state with the size of the lath of 96 nm. In transverse samples dispersion of structure has almost no effect on the level of impact toughness (KCT), but the fibrous structure significantly influence the level of impact toughness (KCT).

Keywords: impact toughness, low-carbon martensite steel, lath martensite, structure of dispersion, micromechanism of destruction.

References

1. Grange R.A. Strengthening steel by austenite grain refinement. ASM Transactions Quarterly. 1966, Vol. 59, pp. 26–47.
2. Porter L.F., Dabkowski D.S. *Grain-size control by thermal cycling*. In: Burke J.J., Weiss V. (eds) *Ultra-fine Grain Metals*. Syracuse University Press, New York, 1970 (Russ. ed.: Porter L.F., Dabkowski D.S. *Regulirovanie razmera zerna putem termociklirovanija. Sverhmelkoe zerno v metallah*. Moscow, Metallurgija, 1973. pp. 135–164.)
3. Morito S., Yoshida H., Makic T., Huang X. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. Materials Science and Engineering A. 2006, Vol. 438–440, pp. 237–240.
4. Georgiev M.N. *Vjazkost' malouglerodistykh stalej* [The viscosity of low-carbon steels]. Moscow, Metallurgija, 1973. 234 p.
5. Simonov Yu.N. Uslovija poluchenija struktury paketnogo martensita pri zamedlennom ohlazhdenii nizkouglerodistogo austenita [Conditions of the formation of lath martensite from low-carbon austenite upon slow cooling]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2004, Vol. 97, no. 5, pp. 77–81.
6. Klejner L.M., Tolchina I.V., Arhipov V.M., Jefron L.I., Tishaev S.I., Usikov M.P., Nekrasov V.K., Pilikina L.D. *Stal'* [A steel]. Patent USSR, no. 1790622, 1993.
7. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.
8. Ivanov Yu. F. Vlijanie tehnologicheskikh parametrov na razmernuju odnorodnost' paketnogo martensita [Influence of technological parameters on size homogeneity of packet martensite]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 1992, no. 9, pp. 57–63.
9. Koneva N.A., Kozlov Je.V., Popova N.A. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenija*, 2010, Vol. 7, no. 1, pp. 64–70.
10. Orlova E.N., Panov D.O. *Nauchnoe obozrenie*, 2012, no. 5, pp. 51–55.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ОСНОВЫ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ*

Н.Б. ПУГАЧЕВА, доктор техн. наук, доцент

Т.М. БЫКОВА, аспирант

(ИМАШ УрО РАН г. Екатеринбург)

Получена 4 декабря 2013

Рецензирование 10 января 2014

Принята к печати 15 января 2014

Быкова Т.М. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская 34,
Институт машиноведения УрО РАН,
e-mail: tatiana_8801@mail.ru

Установлено, что характер влияния легирующего элемента основы на химический и фазовый состав диффузионных боридных покрытий определяется его растворимостью в бориде железа. Хорошо растворимый в бориде FeB и Fe₂B хром способствует повышению способности покрытия пластически деформироваться в условиях сухого трения. Нерастворимые в бориде элементы оттесняются на границу с основой, тормозя диффузионные процессы и формируя переходный слой с дисперсными боридными тугоплавких элементов в мягкой прослойке кремнистого феррита. Такое строение покрытия обеспечивает однородное распределение значений контактного нормального модуля упругости, повышает стойкость защитного слоя в условиях термоциклирования и линейный износ.

Ключевые слова: сталь, покрытие, бориды, диффузия, запас пластичности, износ, термоциклирование, микроиндентирование.

Введение

Диффузионные боридные покрытия достаточно хорошо известны и весьма успешно используются для защиты поверхностей тяжело нагруженных деталей, эксплуатируемых в условиях циклически меняющихся температур и механических нагрузок [1–3]. Многообразие исследований и технологических разработок методов нанесения таких покрытий позволяет выбирать оптимальную технологию нанесения для конкретных деталей. Многие исследователи обращали внимание на механизм влияния элементов основы на структуру и свойства диффузионных покрытий [2, 4, 5 и др.], однако до сих пор не сформулированы четкие представления о влиянии легирующих элементов на комплекс физико-механических свойств именно борид-

ных покрытий, а также на механизмы их разрушения при термомеханическом воздействии. В настоящее время широко известны работы школы физической мезомеханики под руководством академика РАН В.Е. Панина, посвященные самоорганизации структуры деформированного материала на разных масштабных уровнях, в том числе и боридных покрытий [6]. Однако в этих работах не уделено внимания влиянию легирующих элементов основы на свойства покрытия, т.е. не рассмотрены отличительные особенности этих покрытий на разных марках сталей и сплавов, а внешнее механическое воздействие ограничивается только статическим растяжением или сжатием.

В связи с вышесказанным научный и практический интерес представляют исследования влияния легирующих элементов основы на

* Работа выполнена при частичной поддержке проекта Президиума УрО РАН № 12-Т-1-1010 «Комплексное исследование и диагностика на разных масштабных уровнях физико-механических свойств и процессов разрушения функциональных материалов и покрытий для тяжело нагруженных узлов трения».

строение и свойства отдельных зон диффузионных боридных покрытий, а также на характер деградации борированного слоя при термоциклировании и износе.

Материалы и методика проведения исследований

Диффузионные боридные покрытия наносили в порошковых смесях на основе карбида бора с галоидным активатором [4]. В качестве основы выбраны штамповые стали 4Х5МФС и 7ХМФС, углеродистая сталь Ст3, не содержащая легирующих элементов, и аустенитная сталь 12Х18Н10Т с максимальным количеством легирующих элементов. Микроструктуру покрытий исследовали методами оптической металлографии на оптическом микроскопе Neophot 21 и растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU, оборудованном персональным компьютером и программным обеспечением VEGA TC. Локальный химический состав разных зон покрытий определяли с помощью системы рентгеновского волнодисперсионного (ВДС) микроанализа INCA WAVE 700 с программным обеспечением INCA. Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-700 в монохроматизированном k_α -излучении хромового анода.

Микротвердость покрытий измеряли микротвердомером FISHERSCOPE 2000хут с системой кинетического микроиндентирования, что позволило определить значения микротвердости контактного нормального модуля упругости, полной работы вдавливания индентора A , работ сил упругого последействия $A_{\text{рел}}$ и остаточного формоизменения $A_{\text{о.ф}}$ [7]. Полная работа, затраченная на вдавливание индентора, определяется площадью под кривой нагружения, работа сил упругого последействия – площадью под кривой разгрузки, а работа, затраченная на остаточное формоизменение материала при вдавливании индентора, – площадью, ограниченной кривыми нагружения и разгрузки (рис. 1). Запас пластичности ϕ каждой зоны покрытий оценивали по формуле

$$\phi = \frac{A_{\text{о.ф}}}{A} 100 \, \%.$$

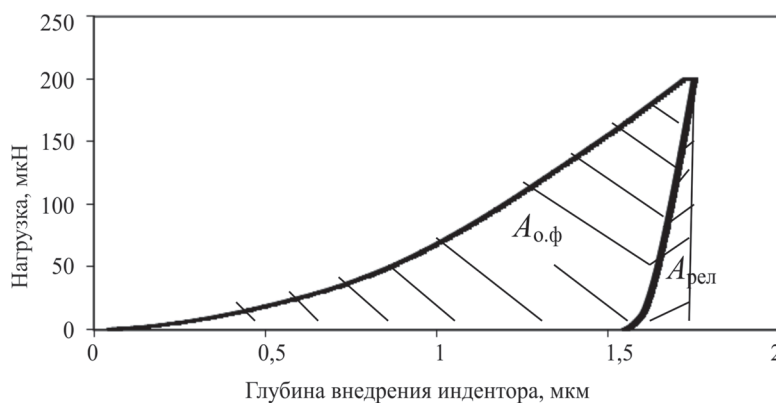


Рис. 1. Схема расчетов работы остаточного формоизменения $A_{\text{о.ф}}$ и работы сил последействия $A_{\text{рел}}$

Сравнительную оценку износостойкости покрытий проводили по глубине износа в результате возвратно-поступательного движения по поверхности со средней скоростью 0,006 м/с полусферического индентора из твердого сплава ВК8, к которому прикладывали нагрузки 196, 392 и 588 Н. Параметры шероховатости поверхности после испытаний (60 проходов при каждой нагрузке) определяли на оптическом интерферометре Veeco. Термоциклирование образцов с покрытиями осуществляли путем нагрева до температуры 900 °С, выдержке 30 мин и охлаждения на воздухе. Рельеф поверхности после испытаний исследовали на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU.

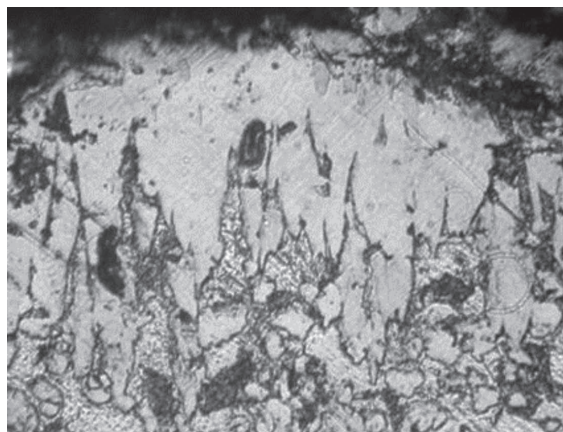
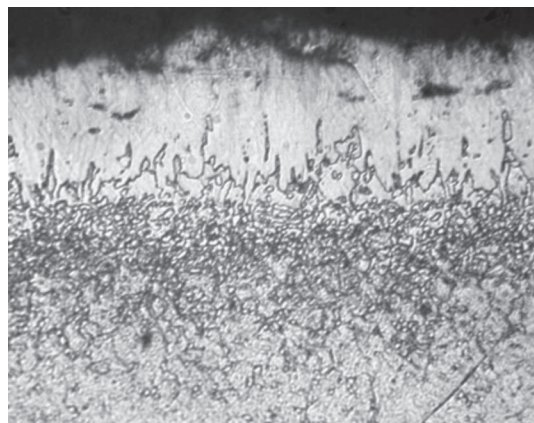
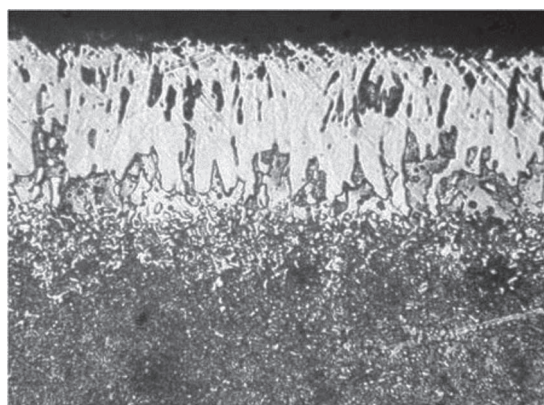
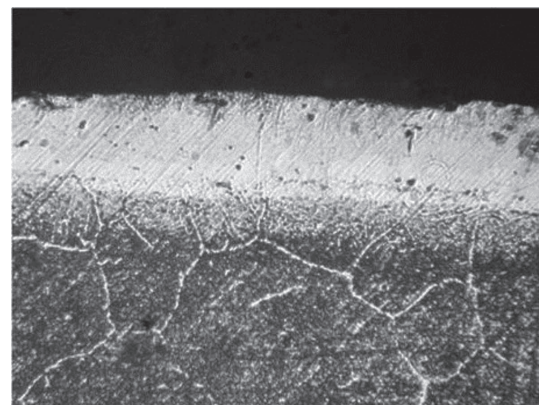
Результаты исследований и обсуждение

При одинаковых режимах борирования покрытия на исследованных сталях отличаются по строению, химическому и фазовому составу (табл. 1). Легирующие элементы основы влияют на процесс формирования диффузионных покрытий, их химический состав и строение [2]. На углеродистой стали марки Ст3 покрытие представляет собой трехслойную композицию: внешний слой боридов FeB в виде вытянутых зерен (на металлографическом шлифе после травления они имеют более темную окраску, рис. 2, а); основу покрытия составляет борид Fe₂B (светлые иглы, рис 2, а); на границе со сталью образуется переходная зона твердого раствора бора в феррите (концентрация бора плавно уменьшается от 4 масс. % до нуля в стали-основе). Характерной особенностью покрытия на стали марки Ст3 является глубокое внедрение конусообразных

Таблица 1

Параметры боридных покрытий на исследованных сталях

Марка стали	Содержание бора, масс. %	Толщина, мкм	HV 0,05			Фазовый состав
			Зона FeB	Зона Fe ₂ B	Переходная зона	
Ст3	13–15	100	1600	700	300	FeB, Fe ₂ B
4X5МФС	15–17	100	1550	600	400	(Fe,Cr)B, (Fe,Cr) ₂ B, CrB ₂
7ХМФС	14–18	100	1800	600	400	(Fe,Cr)B, W ₂ B, Mo ₂ B, Cr ₅ B ₃
12X18H10T	18–21	60	2000	1200	500	(Fe,Cr,Ni)B, Ti ₂ B ₅ , Ti ₂ B, Cr ₅ B ₃


a

б

в

г
Рис. 2. Микроструктура боридных покрытий:
a – сталь марки Ст3; *б* – 4X5МФС; *в* – 7ХМФС; *г* – 12X18H10T

зерен боридов в сталь, что многие авторы считают причиной прочного сцепления покрытий с основой [1, 2, 4, 9]. Действительно, в условиях термоциклирования под нагрузкой зерна боридов продемонстрировали прочную связь с углеродистой сталью марки Ст3 и друг с другом [8].

На легированных сталях боридные иглы фазы Fe₂B скругляются, более выражена переходная зона на границе с основой (рис. 2, *б–г*). Фазы FeB и Fe₂B содержат хром в количествах, близких его содержанию в стали-основе, т. е., по сути, являются легированными боридами (Fe,Cr)B

и $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, а на стали марки 12X18H10T – $(\text{Fe,Cr,Ni})\text{B}$ и $(\text{Fe,Cr,Ni})_2\text{B}$, поэтому в дальнейшем эти бориды обозначены в общем виде как MB и M_2B (M – металлы Fe, Cr, Ni). Переходная зона на границе с основой представляет механическую смесь борированного феррита, в котором содержание бора плавно убывает до нуля, и глобулярных частиц боридов хрома, вольфрама, молибдена и титана (рис. 2, б–г и табл. 1).

Следует отметить, что содержание бора в виде твердого раствора в феррите (или аустените на стали 12X18H10T) в переходной зоне на легированных сталях заметно меньше, чем на углеродистой стали марки Ст3. Это связано с оттеснением легирующих элементов на границу «покрытие-сталь», что тормозит процесс диффузионного насыщения поверхности. Кроме того, бор, сосредоточенный в переходной зоне, соединяется с легирующими элементами (кроме кремния) и образует глобулярные дисперсные частицы боридов (см. табл. 1), обедняя твердый раствор вокруг этих частиц.

Кремний, как и углерод, не растворяется в бориде железа и практически весь оттесняется в переходную зону под слой фазы M_2B . Причем если углерод, как элемент внедрения, довольно быстро проникает в глубь стали, то кремний, как элемент замещения, перемещается довольно медленно при температуре насыщения и тормозит фронт развития боридной фазы. Вытесненный кремний сосредоточивается между кристаллами M_2B , где резко повышается его концентрация: на сталях 4X5MФC и 7XMФC при среднем содержании кремния в основе на уровне ~ 0,8 масс. % после борирования концентрация этого элемента в довольно узком, толщиной 20...25 мкм, подслое на границе с покрытием может достигать 3,5 масс. %. Микротвердость зоны кремнистого феррита немного ниже, чем твердость стали-основы. Образование относительно мягкой прослойки кремнистого феррита на границе «покрытие-основа» может играть роль своеобразного демпфера, тормозящего возникновение и рост усталостных трещин при больших контактных нагрузках, характерных для штампов горячего деформирования [4].

Никель при борировании стали 12X18H10T, так же как и кремний

в штамповых сталях, оттесняется при диффузионном борировании в переходную зону на границе «покрытие-сталь», где его концентрация достигает 13 масс. %. Однако никель входит и в состав боридов в покрытии в количествах от 3 до 5 масс. %. Следует отметить, что при борировании стали 12X18H10T легирующие элементы в максимальной степени оказывают тормозящее действие на процесс формирования покрытия. Это проявляется не только в заметном уменьшении толщины борированного слоя, но и в максимально высоких значениях концентрации бора в покрытии и, как следствие, увеличении количества боридов MB и более высоких значениях микротвердости (см. табл. 1), а также в изменении структуры покрытия. Бориды $(\text{Fe,Cr,Ni})\text{B}$ и $(\text{Fe,Cr,Ni})_2\text{B}$ не имеют выраженного игольчатого строения, как на углеродистой или штамповых сталях (см. рис. 2, г), граница между покрытием и сталью 12X18H10T ровная, на границах аустенитного зерна под покрытием наблюдаются мелкие бориды хрома, идентифицированные как Cr_5B_3 .

По результатам кинетического микроиндентирования каждой зоны покрытий очевидно, что легирование элементами основы повлияло на их запас пластичности. Если сталь марки Ст3 характеризуется максимальной пластичностью из четырех исследованных сталей, а сталь 4X5MФC – минимальной, то кривые индентирования всех зон боридного покрытия на стали 4X5MФC находятся в положении максимальной пластичности. Максимально пластичной оказалась переходная зона на стали марки 12X18H10T, чуть ниже показатель пластичности ϕ на сталях марок 4X5MФC и Ст3, заметно ниже – на стали 7XMФC (табл. 2). В последнем случае в переходной зоне содержится такое количество углерода, что возможно образование избыточного цементита, который содер-

Таблица 2

**Изменение значений модуля упругости E
и запаса пластичности ϕ каждой зоны боридных покрытий**

Марка стали	E , ГПа/ ϕ			
	Зона MB	Зона M_2B	Переходная зона	Основа
Ст3	266/ 0,56	224/ 0,59	212/ 0,76	–/ 0,94
4X5MФC	238/ 0,52	223/ 0,73	210/ 0,78	–/ 0,75
12X18H10T	328/ 0,53	278/ 0,44	245/ 0,79	–/ 0,86
7XMФC	280/ 0,56	215/ 0,57	184/ 0,56	–/ 0,77

жит некоторое количество бора, т. е. имеет формулу $Fe_3(C,B)$ [2], и охрупчивает эту зону.

Основная рабочая зона покрытий – зона боридов M_2B – на стали 4Х5МФС максимально пластична, за ней следует такая же зона на стали марки Ст3, затем 7ХМФС и 12Х18Н10Т (см. табл. 2). Внешняя зона боридов FeB характеризуется максимальной пластичностью на стали 7ХМФС. Значения контактного нормального модуля упругости всех зон покрытия на стали 12Х18Н10Т намного превышают соответствующие значения на других сталях. Наименьшие различия между зонами по этому показателю, что является предпочтительным при эксплуатации, отмечено в покрытии на стали 4Х5МФС, а максимальные – на стали 7ХМФС.

Характер повреждения борированных слоев на исследованных сталях существенно отличается. При малых нагрузках (196 Н) минимальный износ характерен для покрытия на штамповой стали 7ХМФС (табл. 3), а максимальный – на углеродистой стали Ст3. При увеличении нагрузки вдоль дорожки износа покрытия на стали 7ХМФС образуется магистральная трещина, проникающая в основу, за счет которой общая глубина износа становится значительной. При нагружении 392 и 588 Н максимальной износостойкостью обладает покрытие на стали 4Х5МФС. Боридное покрытие на стали 12Х18Н10Т в большей степени сохранилось на участке износа – практически по всей площади дорожки присутствует зона $(Fe,Cr,Ni)_2B$.

Результаты испытаний износостойкости согласуются с данными, полученными при микроиндентировании покрытий. Минимальный линейный износ наблюдали у покрытия на стали 4Х5МФС (см. табл. 3), причем отмечена пластическая деформация зерен M_2B под действием индентора. Зафиксирован массоперенос и диффузионное схватывание боридов M_2B на поверхность твердосплавного индентора.

Легирующие элементы основы оказали влияние и на характер разрушения боридных покрытий при термоциклировании. В большей степени покрытие сохранилось на стали 4Х5МФС, лишь на отдельных локальных участках наблюдали отслаивание внешней зоны покрытия $(Fe,Cr)B$. На участках локализации пластической деформации в поверхностном слое отмечено «разрыхление» покрытия (рис. 3, а): иглы боридов раздвигаются на некоторое расстояние друг от друга, образуя микротрещины. Следует отметить, что отслаивание внешней зоны покрытия, состоящей из боридов MB , характерно для покрытий на всех исследованных сталях. После 20 циклов нагрева до 900 °С и охлаждения до комнатной температуры на поверхности образца из стали 7ХМФС наблюдали растрескивание боридного покрытия во взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 3, б). В большей степени отслаивание внешней зоны боридов FeB проявилось на углеродистой и аустенитной сталях (рис. 3, в). Иглы боридов Fe_2B в покрытии на углеродистой стали в процессе термоциклирования выталкивались оксидами железа (рис. 3, г) по механизму, рассмотренному ранее в статье [8].

Таблица 3

Результаты испытаний износостойкости боридных покрытий

Марка стали	Нагрузка, Н	Глубина дорожки износа, мкм	Средняя шероховатость поверхности Ra , мкм	Максимальная высота профиля Rt , мкм
4Х5МФС	196	69,8	3,9	21,7
	392	90	0*	20
	588	110	0	20
7ХМФС	196	21,3	1,2	6,6
	392	130	10	20
	588	140	0	20
12Х18Н10Т	196	64,3	0,3	1,6
	392	100	0	0
	588	280	10	30
Ст3	196	100	0	0
	392	220	0	0
	588	330	0	10

* Нулевое значение шероховатости соответствует сильно притертой поверхности в центре дорожки износа.

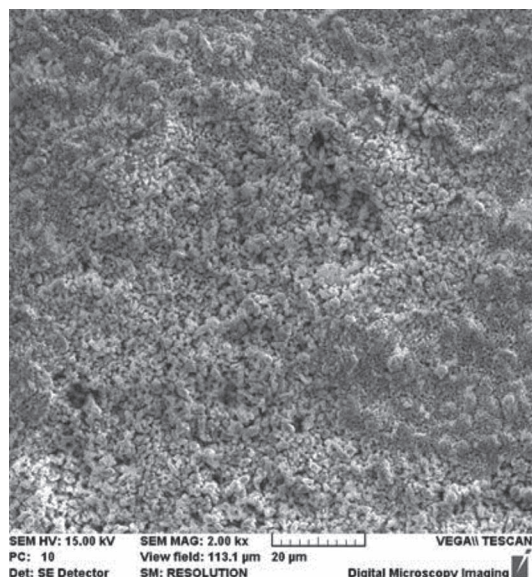
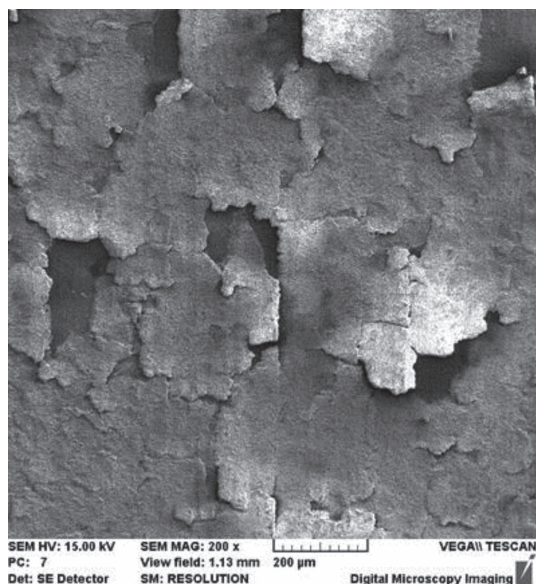
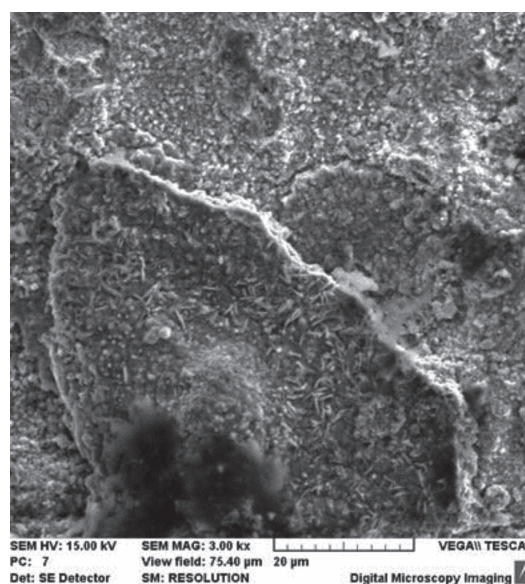
*a**б**в**г*

Рис. 3. Рельеф поверхности образцов с боридными покрытиями после 20 циклов нагревов до 900 °С с охлаждением на воздухе до комнатной температуры:

a – сталь марки 4Х5МФС; *б* – 7ХМФС; *в* – 12Х18Н10Т; *г* – Ст3

Таким образом, диффузионное боридное покрытие на стали марки 4Х5МФС показало более высокие защитные свойства в условиях испытаний на износ и термоциклирование.

Выводы

Установлены следующие закономерности влияния элементов стали-основы на химический и фазовый состав и свойства диффузионных защитных покрытий:

1) углерод, содержащийся в основе, оказывает охрупчивающее действие на покрытие за

счет увеличения в нем концентрации бора (увеличивается количество фазы FeB) и оттеснения углерода на границу с основой, что приводит к образованию хрупкого избыточного борированного цементита;

2) хром в борированном слое способствует снижению его хрупкости и повышает стойкость к окислению при повышенных температурах, способствует повышению износостойкости и термостойкости;

3) кремний, как и углерод, оттесняется из поверхностных слоев на границу с основой,

образуя прослойку мягкого кремнистого феррита, играющего роль демпфирующей прослойки при внешнем нагружении, которая способна релаксировать возникающие внутренние напряжения;

4) никель частично легирует бориды железа, но главным образом оттесняется на границу с основой, тормозя диффузионный рост покрытия, что способствует увеличению в нем количества фазы FeB, износостойкость и термостойкость покрытия снижаются;

5) титан, вольфрам, ванадий, молибден, ниобий не растворяются в бориде железа, оттесняются от поверхности на границу с основой и образуют в переходной зоне глобулярные дисперсные бориды.

Список литературы

1. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
2. *Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндарчук М.В.* Износостойкие боридные покрытия. – Киев: Техника, 1989. – 253 с.
3. *Чернов Я.Б., Анфиногенов А.И., Шуруп Н.И.* Борирование сталей в ионных расплавах. – Екатеринбург: УрО РАН, 2001. – 224 с.

4. *Гузанов Б.Н., Косицын С.В., Пугачева Н.Б.* Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 244 с.

5. *Пугачева Н.Б.* Влияние химического состава и технологии нанесения алюминидных покрытий на характер повреждений при эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 11. – С. 37–48.

6. *Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В.* Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 254 с.

7. *Федосов С.А., Пешек Л.* Определение механических свойств материалов микроиндентированием: Современные зарубежные методики. – М.: Физический факультет МГУ, 2004. – 100 с.

8. *Пугачева Н.Б., Замараев Л.М., Трушина Е.Б., Быкова (Гурченко) Т.М., Замятин А.Н.* Особенности разрушения диффузионного боридного покрытия на углеродистой стали в условиях термоциклирования под нагрузкой // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 3. – С. 24–30.

9. *Кайдаш Н.Г., Четверикова Л.Н.* Структура и свойства боросилицидных покрытий на железе и стали // Вестник Черкасского национального университета. Серия физико-математических наук. – 2007. – Вып. 114. – С. 89–114.

OBRAVOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 46–53

Influence of a basic structure on the structure and properties of diffusion boride coatings

Pugacheva N.B., D.Sc. (Engineering), Associate Professor

Bykova T.M., Post-graduate Student, e-mail: tatiana_8801@mail.ru

Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation

Received 4 December 2013

Revised 10 January 2014

Accepted 15 January 2014

Abstract

It is found that the effect of base alloying elements on the chemical and phase composition of diffusion boride coatings is determined by its solubility in iron borides. Chrome which is well-soluble in FeB and Fe₂B borides enhances the coating ability to deform plastically under dry friction. Insoluble in borides elements are pushed to the border with the base material, slowdown diffusion processes and forming a transition layer with dispersed borides

of high-melting elements in the soft interlayer of siliceous ferrite. This structure of the coating provides a uniform distribution of the normal modulus of elasticity, increases the resistance of the protective layer in the thermal cycling conditions and linear wear.

Keywords: steel, coating, borides, diffusion, plasticity stock, wear, thermo cycling, microindenting.

References

1. Lahtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Himiko-termicheskaia obrabotka metallov* [Chemical heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985. 256 p.
2. Labunec V.F., Voroshnin L.G., Kindarchuk M.V. *Iznosostojkie boridnye pokrytija* [Wear boride coating]. Kiev, Tehnika Publ., 1989. 253 p.
3. Chernov Ya.B., Anfinogenov A.I., Shurov N.I. *Borirovanie stalej v ionnyh rasplavah* [Boriding steels in ionic melts]. Yekaterinburg, Ural Branch of Russian Academy of Sciences Publ., 2001. 224 p.
4. Guzanov B.N., Kosicyn S.V., Pugacheva N.B. *Uprochnjajushhie zashhitnye pokrytija v mashinostroenii* [Strengthening sheetings in engineering]. Yekaterinburg, Ural Branch of Russian Academy of Sciences Publ., 2004. 244 p.
5. Pugacheva N.B. *Uprochnjajushhie tehnologii i pokrytija*, 2009, no. 11, pp. 37–48.
6. Panin V.E., Sergeev V.P., Panin A.V. *Nanostrukturirovanie poverhnostnyh sloev konstrukcionnyh materialov i nanesenie nanostrukturnykh pokrytij* [Nanostructuring of the surface layers of materials of construction and application of nanostructured coatings]. Tomsk, Tomsk Polytechnic University Publ., 2010. 254 p.
7. Fedosov S.A., Peshek L. *Opredelenie mehanicheskikh svojstv materialov mikroindentirovaniem: Sovremennye zarubezhnye metodiki* [Determination of mechanical properties of materials Microindentation: Modern foreign methods]. Moscow, Faculty of Physics, Moscow State University, 2004. 100 p.
8. Pugacheva N.B., Zamaraev L.M., Trushina E.B., Bykova (Gurchenko) T.M., Zamjatin A.N. *Uprochnjajushhie tehnologii i pokrytija*, 2011, no. 3, pp. 24 – 30.
9. Kajdash N.G., Chetverikova L.N. *Struktura i svojstva borosilicidnykh pokrytij na zheleze i stali* [Structure and properties of coatings borosilicide on iron and steel]. *Vestnik Cherkasskogo nacional'nogo universiteta. Serija fiziko-matematicheskikh nauk*. Cherkasy, Cherkasy National University Publ., 2007, Issue. 114, pp. 89–114.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ КОМПОНЕНТОВ СИСТЕМЫ Cu-Mo ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

Д.А. РОМАНОВ¹, канд. техн. наук, доцент

О.В. ОЛЕСЮК¹, доцент

Е.А. БУДОВСКИХ¹, доктор техн. наук, профессор

В.Е. ГРОМОВ¹, доктор физ.-мат. наук, профессор

Ю.Ф. ИВАНОВ², доктор физ.-мат. наук, профессор

А.Д. ТЕРЕСОВ², м.н.с.

(¹СибГИУ, г. Новокузнецк, ²ИСЭ СО РАН, ТПУ, г. Томск)

Получена 12 ноября 2013

Рецензирование 15 января 2014

Принята к печати 20 января 2014

Романов Д.А. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
Сибирский государственный индустриальный университет,
e-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Иванов Ю.Ф. – 634055 г. Томск, проспект Академический, 2/3,
Институт сильноточной электроники СО РАН,
634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, Национальный исследовательский
Томский политехнический университет,
e-mail: yufi55@mail.ru

Перспективным направлением развития способов электровзрывного напыления композиционных материалов является модифицирование этих покрытий электронными пучками. В последние годы разрабатывается способ обработки поверхности многофазными плазменными струями продуктов электрического взрыва проводников. В настоящей работе показано, что импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка поверхности электровзрывных покрытий системы Cu-Mo приводит к сглаживанию рельефа поверхности покрытий и формированию их двухслойного строения. Поверхностный слой толщиной 30...50 мкм после электронно-пучкового переплавления характеризуется бездефектной структурой и образован молибденовыми ячейками со средним размером 1,3 мкм, которые объединены в зерна с размерами 10...22 мкм. Размеры медных прослоек в нем составляют 0,1...0,2 мкм. Содержание молибдена и меди в них составляет 70 и 30 ат. % соответственно.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, псевдосплав, молибден, медь, структура.

Введение

Композиционные материалы системы молибден-медь обладают стойкостью к электрической эрозии, на порядок более высокой по сравнению

с контактной медью [1]. Известны способы получения объемных материалов этой системы [2]. Для ряда практических применений, например упрочнения контактных поверхностей средне- и тяжелонагруженных выключателей и коммута-

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ционных аппаратов, перспективно формирование молибден-медных поверхностных слоев, поскольку в этом случае важна электроэрозионная стойкость поверхности контакта, а не всего объема [3,4]. В настоящее время разработаны физические основы электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий системы молибден-медь [5]. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных материалов является модифицирование этих покрытий электронными пучками [6]. В последние годы разрабатывается способ обработки поверхности многофазными плазменными струями продуктов электрического взрыва проводников. Путем изменения параметров воздействия этот способ позволяет как наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, так и осуществлять формирование поверхностных слоев, легированных продуктами взрыва [7, 8].

Цель настоящей работы заключается в изучении особенностей структуры электровзрывных композиционных покрытий из несмешивающихся компонентов системы Cu-Mo после электронно-пучковой обработки с оплавлением поверхности.

Материалы и методы исследования

Электровзрывное напыление покрытий проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М, которая описана в работе [5]. Установка включает в себя емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Покрытия наносили на электрические контакты из электротехнической меди марки М00 с размерами 20×30×2 мм. Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки, по которому рассчитывали поглощаемую плотность мощности [9]. Электровзрывное напыление проводили с использованием композиционного электрически

взрывающегося материала для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двухслойную медную фольгу с заключенной в ней навеской порошка молибдена. Поглощаемая плотность мощности при напылении составляла 4,1 ГВт/м², диаметр молибденового сопла – 20 мм, расстояние образца от среза сопла – 20 мм. Массы фольги и порошковой навески составляли 238 и 272 мг соответственно.

Модифицирование покрытий осуществляли при импульсно-периодической электронно-пучковой обработке (ЭПО) в режимах, вызывающих оплавление поверхностного слоя покрытий с последующим высокоскоростным охлаждением за счет отвода тепла в объем материала (см. таблицу). Использовали установку «СОЛО», разработанную и созданную в Институте сильноточной электроники СО РАН [10].

Режимы ЭПО

Номер режима	Параметры ЭПО		
	E_s , Дж/см ²	t , мкс	N , имп
1	45	100	10
2	50	100	10
3	55	100	10
4	60	100	10
5	60	200	20

Примечание. E_s – поверхностная плотность энергии; t – длительность импульсов; N – количество импульсов. Частота следования импульсов составляла 0,3 Гц.

Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50, оснащенного приставкой для рентгеноспектрального анализа. Перед микроскопическими исследованиями шлифы подвергали химическому травлению раствором следующего состава: FeCl₃ – 3 г, HCl – 2,5 мл, C₂H₅OH – 100 мл.

Результаты и обсуждение

Исследования поверхности облучения, осуществленные методами СЭМ, показали, что обработка образца электронным пучком при всех режимах обработки приводит к существенным преобразованиям поверхности образца. В центральной части зоны воздействия пучка электро-

нов (область, размеры которой увеличиваются от 10 мм при плотности энергии пучка электронов 45 Дж/см² до 18 мм при 60 Дж/см²) исчезают микрокапли, микрократеры и микротрещины, описанные ранее в [10]. Рельеф поверхности выравнивается (рис. 1). За пределами центральной зоны ЭПО рельеф поверхности электровзрывного покрытия также сглаживается и характеризуется различной степенью однородности.

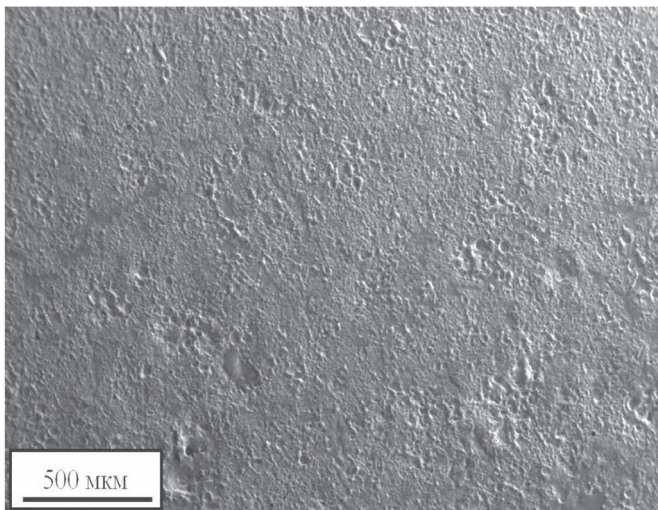


Рис. 1. Рельеф поверхности электровзрывного композиционного покрытия системы Cu-Mo, модифицированного высокоинтенсивным электронным пучком. Сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах

На поверхности покрытий после ЭПО выявляется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов от 10 мкм при 45 Дж/см² до 22 мкм при 50 Дж/см². В зернах выявляется ячеистая структура, характерная для скоростной кристаллизации [11]. Средний поперечный размер ячеек составляет 1,3 мкм (рис. 2).

Соответственно эволюции морфологии поверхности облучения изменяется и распределение элементов в структуре поверхностного слоя. В центральной зоне фиксируется композиционное покрытие с однородным распределением молибдена и меди в количестве 70 и 30 ат. % соответственно. На границе центральной зоны и за ее пределами наблюдаются более крупные области структурно-свободных молибдена или меди. Таким образом, все использованные режимы ЭПО позволяют формировать однородные и гладкие поверхностные слои, обладающие микроструктурной двухфазной структурой.



Рис. 2. Ячеистая структура поверхности электровзрывного композиционного покрытия системы Cu-Mo, модифицированного высокоинтенсивным электронным пучком. Сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах

После ЭВН толщина покрытий изменяется в пределах от 100 до 125 мкм. После ЭПО в структуре покрытия выделяются три слоя (рис. 3): I – поверхностный слой покрытия, переплавленный при ЭПО; II – промежуточный слой, структурные изменения в котором происходили в твердом состоянии; III – слой термического влияния основы, в котором химическим травлением границы зерен выявляются хуже, чем в глубине.

Электронно-пучковая обработка поверхности покрытия сопровождается не только выгла-

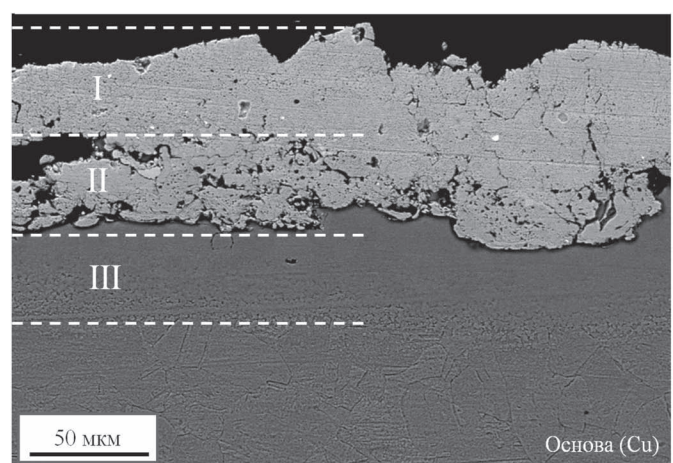


Рис. 3. Структура поперечного сечения электровзрывного композиционного покрытия системы Cu-Mo и последующей обработки электронным пучком: I – слой покрытия после ЭПО; II – слой покрытия, не затронутый ЭПО; III – слой термического влияния. Сканирующая электронная микроскопия в обратноотраженных электронах

живанием рельефа поверхности, но и приводит к выравниванию толщины модифицированного слоя I (рис. 3). Толщина модифицированных слоев после ЭПО изменяется в пределах от 30 до 50 мкм и незначительно уменьшается с ростом плотности энергии пучка электронов.

Электронно-пучковая обработка, сопровождающаяся переплавлением слоя I электровзрывного покрытия, приводит к формированию композиционной дисперсно-упрочненной [12] структуры

по всему сечению слоя (рис. 4, а, слой I на рис. 3). Дефектов в виде микропор и микротрещин в нем не наблюдается. Размеры включений меди в молибденовой матрице изменяются в пределах от 0,1 до 0,2 мкм, при этом размеры включений меди в слое II изменяются в пределах от 0,1 до 2,0 мкм (слой II на рис. 3, рис. 4, б). Таким образом, импульсно-периодическое переплавление поверхностного слоя I приводит к формированию в нем более дисперсной и однородной структуры.

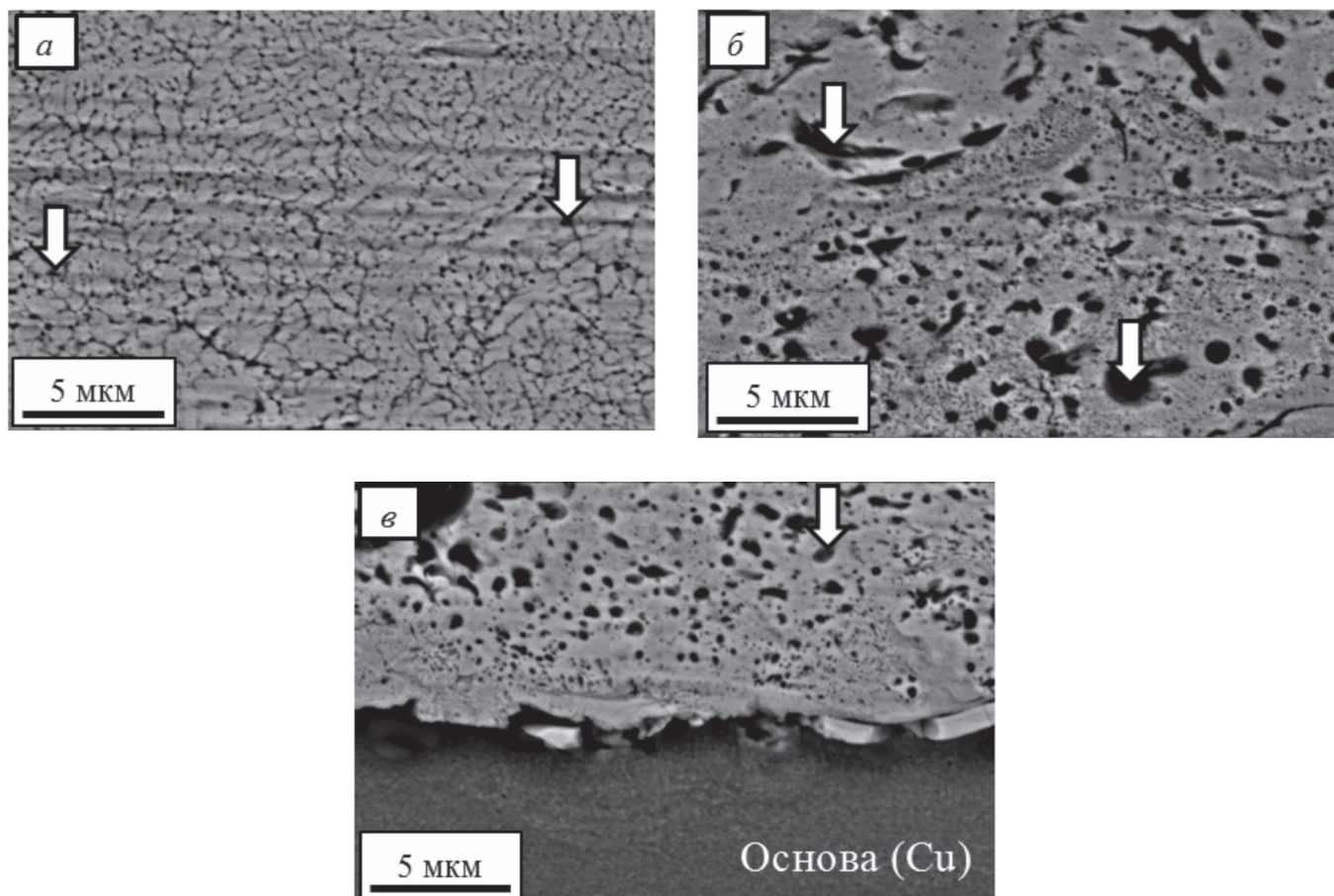


Рис. 4. Структура поперечного сечения медного электрического контакта, подвергнутого ЭВН композиционного покрытия системы Cu-Mo и последующей обработке электронным пучком:

а – слой покрытия и последующей ЭПО; б – слой покрытия, не затронутый ЭПО; в – граница электровзрывного покрытия с основой. Стрелками показаны частицы меди. Сканирующая электронная микроскопия в обратноотраженных электронах

Выводы

Электровзрывным методом сформированы покрытия из несмешивающихся компонентов системы Cu-Mo толщиной 100...125 мкм. Содержание молибдена и меди в них составляет 70 и 30 ат. % соответственно. Проведена электронно-пучковая обработка поверхности покрытий, приведшая к выплаживанию рельефа поверхно-

сти покрытий и формированию их двухслойного строения. Поверхностный слой толщиной 30...50 мкм после электронно-пучкового переплавления характеризуется бездефектной структурой и образован молибденовыми ячейками со средним размером 1,3 мкм, которые объединены в зерна с размерами 10...22 мкм. Размеры медных прослоек в нем составляют 0,1...0,2 мкм. В нижележащем слое структура более грубая. Размеры

медных прослоек в нем изменяются в пределах от 0,1 до 2,0 мкм. Четкой границы между первым и вторым слоем не наблюдается.

Список литературы

1. Анисимов А.Г., Мали В.И. Исследование возможности электроимпульсного спекания порошковых наноструктурных композитов // Физика горения и взрыва. – 2010. – № 2. – С. 135–139.
2. Способ получения молибден-медного композиционного материала. Пат. 2292988 Рос. Федерация. № 2005121106/02; заявл. 05.07.2005; опубл. 10.02.2007. – Бюл. № 4. – 5 с.
3. Конденсированные из паровой фазы композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов. Структура, свойства, технология. Современное состояние и перспективы применения технологии электронно-лучевого высокоскоростного испарения-конденсации для получения материалов электрических контактов. Сообщение 1 / Н.И. Гречанюк, В.А. Осокин, И.Н. Гречанюк, Р.В. Минакова // Современ. электрометаллургия. – 2005. – № 2. – С. 28–35.
4. Основы электронно-лучевой технологии получения материалов для электрических контактов. Их структура, свойства. Сообщение 2 / Н.И. Гречанюк, И.Н. Гречанюк, В.А. Осокин и др. // Современ. электрометаллургия. – 2006. – № 2. – С. 9–19.
5. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Электровзрывное напыление электроэрозионностойких покрытий: формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий методом электровзрывного напыления. –

Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2012. – 170 с.

6. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Chapter 6 in Book “Materials surface processing by directed energy techniques” p. 205-240. / Ed. by Y. Pauleau, Elsevier, 2006, 736 p.

7. Будовских Е.А., Карпий С.В., Громов В.Е. Формирование поверхностных слоев металлов и сплавов при электровзрывном легировании // Известия РАН. Серия физическая – 2009. – Т. 73. – № 9. – С. 1324–1327.

8. Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2010. – 218 с.

9. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2007. – 301 с.

10. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения // Структура и свойства перспективных металлических материалов» / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 580 с. – Гл. 13. – С. 345–382.

11. Глезер А.М., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шаркеев Ю.П. Наноматериалы: структура, свойства, применение. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2010. – 423 с.

12. Мэттьюз М., Ролингс Р. Композиционные материалы. Механика и технология. – М.: Техносфера, 2004. – 408 с.

OBRAOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 54–60

Structure of electroexplosive composite coatings, consisting of incompatible components of Cu-Mo-system, after electron-beam treatment

Romanov D.A.¹ Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Olesyuk O.V.¹, Associate Professor

Budovskikh E.A.¹, D.Sc. (Engineering), Professor

Gromov V.E.¹, D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor

Ivanov Yu.F.^{2,3}, D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, e-mail: yufi55@mail.ru

Teresov A.D.^{2,3}, Research Assistant

¹Siberian State Industrial University, 42 Kirov st., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

²Institute of High Current Electronics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation

³National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Received 12 November 2013

Revised 15 January 2014

Accepted 20 January 2014

Abstract

Modification of the electroexplosive composite coatings by electron beam is the perspective direction in the development of methods of electroexplosive spattering of composite materials. In recent years the method of the surface treatment by the multiphase plasma jets of electrical conductors explosion has been developed. In this paper it is showed, that repetitively-pulsed electron-beam treatment of the electroexplosive coatings of the Cu-Mo-system leads to a smoothing of the coatings surface relief and formation of its' two-layer structure. Surface layer with a thickness of 30-50 μm after electron-beam refusion is characterized by a defect-free structure and is formed by molybdenum cells with an average size of 1.3 μm , which is combined in grains with the size of 10-22 μm . Thickness of the copper layers in it is 0.1-0.2 μm . Molybdenum and copper content in it is 70 and 30 at. % respectively.

Keywords: electroexplosive spattering, electron beam treatment, pseudoalloy, molybdenum, copper, structure.

References

1. Anisimov A.G., Mali V.I. Issledovanie vozmozhnosti jelekthroimpul'snogo spekanija poroshkovyh nanostrukturnyh kompozitov [Possibility of electric-pulse sintering of powder nanostructural composites]. *Fizika gorenija i vzryva - Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2010, no. 2, pp. 135–139.
2. Tihij G.A., e.a. *Sposob poluchenija molibden-mednogo kompozicionnogo materiala* [A method for producing a molybdenum-copper composite material]. Patent RF, no. 2005121106/02, 2007.
3. Grechanjuk N.I., Osokin V.A., Grechanjuk I.N., Minakova R.V. Kondensirovannye iz parovoj fazy kompozicionnye materialy na osnove medi i molibdena dlja jelektricheskikh kontaktov. Struktura, svojstva, tehnologija. Sovremennoe sostojanie i perspektivy primenenija tehnologii jelektronno-luchevogo vysokoskorostnogo isparenija-kondensacii dlja poluchenija materialov jelektricheskikh kontaktov. Soobshhenie 1 [The condensed vapor from composite materials based on copper and molybdenum, for electrical contacts. The structure, properties and technology. Current state and prospects of technology of high-speed electron-beam evaporation-condensation materials for electrical contacts. Report 1]. *Sovremennaja jelektrometallurgija*, Kiev, Publishing house "Paton", 2005, no. 2, pp. 28–35.
4. Grechanjuk N.I., Grechanjuk I.N., Osokin V.A. e.a. Osnovy jelektronno-luchevoj tehnologii poluchenija materialov dlja jelektricheskikh kontaktov. Ih struktura, svojstva. Soobshhenie 2 [Fundamentals of electron beam technology to obtain materials for electrical contacts. Their structures and properties. Report 2]. *Sovremennaja jelektrometallurgija*, Kiev, Publishing house "Paton", 2006, no. 2, pp. 9–19.
5. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E. *Jeletrovzryvnoe napylenie jelekthro-jezozionnostojkikh pokrytij: formirovanie struktury, fazovogo sostava i svojstv jelekthrojezozionnostojkikh pokrytij metodom jeletrovzryvnogo napylenija* [Electro-detonation spraying of electro-erosion-resistant coatings: structure formation, phase composition and properties of electro-erosion-resistant coatings by electro-detonation spraying], Saarbrücken, LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2012. 170 p.
6. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Chapter 6 in Book "Materials surface processing by directed energy techniques". Ed. by Y. Pauleau. Elsevier, 2006, pp. 205-240.
7. Budovskikh E.A., Karpij S.V., Gromov V.E. Formirovanie poverhnostnyh sloev metallov i splavov pri jeletrovzryvnom legirovanii [Formation of metal and alloy surface layers at electroexplosive alloying]. *Izvestija RAN. Serija fizicheskaja – Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2009, Vol. 73, no. 9, pp. 1324–1327.
8. *Prochnost' i plastichnost' materialov pri vneshnih jenergeticheskikh vozdeystvijah* [Strength and ductility of materials under external influences energy]. Edited by V.E. Gromov. Novokuznetsk, Inter-Kuzbass Publ., 2010. 218 p.
9. Bagautdinov A.Ja., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. *Fizicheskie osnovy jeletrovzryvnogo legirovanija metallov i splavov* [Physical basis of Electro-detonation doping metals and alloys]. Novokuznetsk, SibSIU, 2007. 301 p.

10. Ivanov Yu.F., Koval' N.N. *Nizkoenergeticheskie elektronnye puchki submillisekundnoj dlitel'nosti: poluchenie i nekotorye aspekty primeneniya v oblasti materialovedeniya* [Low-energy electron beams submillisekundnoy duration: Preparation and some aspects of the application in the field of materials]. *Glava 13 v knige «Struktura i svojstva perspektivnyh metallicheskih materialov»*. S.345–382. *Pod obshh. red. A.I. Potekaeva* [Chapter 13 in the book “Structure and properties of advanced metallic materials.” pp. 345-382. Under total. Ed. A.I. Potekaev]. Tomsk, NTL Publ., 2007. 580 p.

11. Glezer A.M., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sharkeev Yu.P. *Nanomaterialy: struktura, svojstva, primeneniye* [Nanomaterials: Structure, properties and application]. Novokuznetsk, Inter-Kuzbass Publ., 2010. 423 p.

12. Matthews F.L., Rawlings R.D. *Composite Materials: Engineering and Science*. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering Ser., Woodhead Publishing Limited, 1999. 480 p. (Russ. ed.: Mjett'juz F.L., Rolings R.D *Kompozicionnye materialy. Mehanika i tehnologija*. Moscow, Tehnosfera Publ., 2004. 408 p.).

МЕТОД ДЕКОМПОЗИЦИИ В ПРОЕКТИРОВАНИИ МНОГОЦЕЛЕВЫХ СТАНКОВ

*В.Г. АТАПИН, доктор техн. наук, профессор
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 10 сентября 2013

Рецензирование 25 января 2014

Принята 15 февраля 2014

Атапин В.Г. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: metal_working@mail.ru

Основной целью при проектировании базовых деталей тяжелых многоцелевых станков является снижение массы при заданной точности и производительности механической обработки. Для достижения этой цели предлагаемая нами технология расчетного проектирования базовых деталей использует принцип декомпозиции и интегрированную работу метода конечных элементов с методами оптимизации. Вследствие большой размерности расчетной модели несущей системы станка, состоящей из последовательного набора соединенных между собой базовых деталей, предлагается на этапе проектирования использовать подконструкции, выделенные из базовых деталей. На примере проектирования стойки тяжелого многоцелевого станка показано, что применение подконструкции существенно снижает размерность модели и время проектирования реальной компоновки базовой детали. Поле деформаций оптимальной подконструкции стойки согласуется с полем деформации стойки, которое получено при расчете несущей системы станка, состоящей из базовых деталей упрощенной компоновки при удовлетворении норм точности механической обработки. Угол поворота оптимальной стойки с реальным поперечным сечением меньше, чем стойки в составе несущей системы с упрощенными по геометрии базовыми деталями, 0,0778 и 0,1495 рад соответственно, т. е. крутильная жесткость оптимальной стойки выше.

Ключевые слова: многоцелевой станок, проектирование, базовые детали, метод конечных элементов, методы оптимизации.

Введение

Стремление к повышению эффективности механической обработки вызывает необходимость в создании новых моделей станков. Продолжение этого процесса в настоящее время и в ближайшем будущем обусловлено:

- необходимостью обеспечения основных потребительских свойств станков – точности, производительности, надежности, удельного энергопотребления и удельной занимаемой площади;
- добавлением в конструкцию станка других, помимо резания, рабочих процессов (лазерных, плазменных и др.), требующих специальных конструктивных решений и обуславливающих поиск и разработку новых конструкций;

- разработкой проектов стандартных станков, предназначенных к крупносерийному выпуску и требующих вследствие этого максимально достижимой степени экономической эффективности.

В связи с этим в последние десятилетия происходит коренное изменение теории и практики проектирования базовых деталей (несущих конструкций) металлорежущих станков. На смену техническому расчету на основе расчетных моделей сопротивления материалов [1] пришли методы, сочетающие интегрированную работу метода конечных элементов (МКЭ) и методов оптимизации [2–5] с широким привлечением ЭВМ. Однако их применение приводит к большой размерности системы, экспоненциальному росту объема вычислений при увеличении числа

переменных проектирования, длительному времени счета при применении методов оптимизации вследствие итерационного характера процедур и, следовательно, к увеличению сроков проектирования.

Современный металлорежущий станок, как объект проектирования, является относительно большой и сложной системой с развитой иерархической структурой. Работоспособность такой системы обеспечивают несколько подсистем, таких как главный привод, привод подач и позиционирования и др. Несущую систему станка можно рассматривать как подсистему, обеспечивающую физическое объединение других подсистем, а также составляющую основу для их функционирования. Несущая система состоит из последовательного набора соединенных между собой базовых деталей (несущих конструкций), которые могут рассматриваться как подсистемы несущей системы станка, и т. д. При классическом методе проектирования станок разбивают на отдельные узлы (например, базовые детали) по конструктивной зависимости. Однако разбиение станка на отдельные узлы дает возможность лишь распределить работу между разработчиками узлов станка, при этом внутренние взаимосвязи (силовые, деформационные) на границах контакта узлов остаются неизвестными. В результате разработка отдельных узлов идет методом бесконечного приближения взаимных требований. При проектировании новых узлов станков, особенно тяжелых и уникальных, доминирует эмпирический подход, основанный на интуиции и опыте конструктора, а также широкое применение заимствованных унифицированных и стандартных решений. Расчеты на основе норм жесткости ГОСТа применимы лишь для станков основных типов, тогда как для новых станков с ЧПУ, в частности тяжелых и уникальных многоцелевых станков, нормы жесткости отсутствуют.

Сложность современных металлорежущих станков и требование высокого уровня их потребительских свойств (точности, производительности, надежности и др.) делают необходимой разработку научно обоснованной технологии проектирования базовых деталей станков.

Целью работы является апробирование в рамках такой технологии метода декомпозиции применительно к проектированию крупногабаритных базовых деталей тяжелого многоцелевого станка.

Теория

Как известно, базовые детали составляют 75...80 % от массы станка, поэтому технико-экономические показатели станка в большой мере определяются качеством их проектирования. Конфигурация базовых деталей выявляется в процессе разработки общей компоновки станка. В дальнейшем их проектирование связано с поиском компромиссного решения между противоречивыми требованиями: создание конструкций жестких, но имеющих малую массу; простых по конфигурации, но обеспечивающих высокую точность; дающих экономию металла, но учитывающих возможности литейной технологии при проектировании литых конструкций и возможности технологии сварных конструкций.

Сформулируем следующую задачу проектирования. Пусть заданы компоновка многоцелевого станка (МС), ограничения внешних размеров несущей системы станка, внешняя нагрузка и условия опирания. Требуется найти распределение материала по базовым деталям, удовлетворяющее условиям прочностной надежности и минимально возможной массе, а несущая система, состоящая из этих конструкций, должна обеспечить заданные нормы точности и производительности механической обработки.

Поставленная задача решается в рамках технологии проектирования базовых деталей, рассмотренной нами в работе [5] на примере МС для обработки корпусных деталей массой до 200 т (рис. 1) и дополненной в настоящее время [7, 8]. Технология проектирования включает в себя четыре этапа (рис. 2).

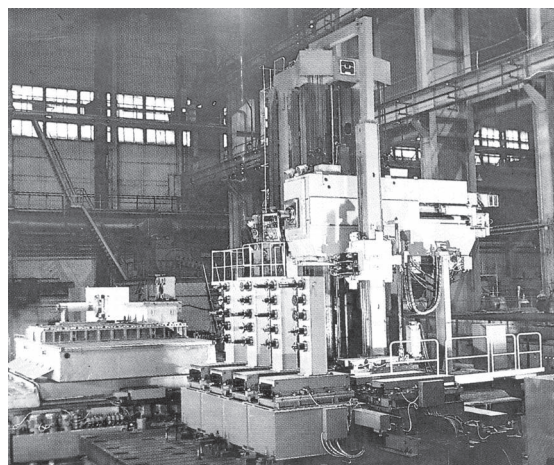


Рис. 1. Тяжелый многоцелевой станок сверлильно-фрезерно-расточной группы с поворотным подвижным столом для обработки корпусных деталей массой до 200 т

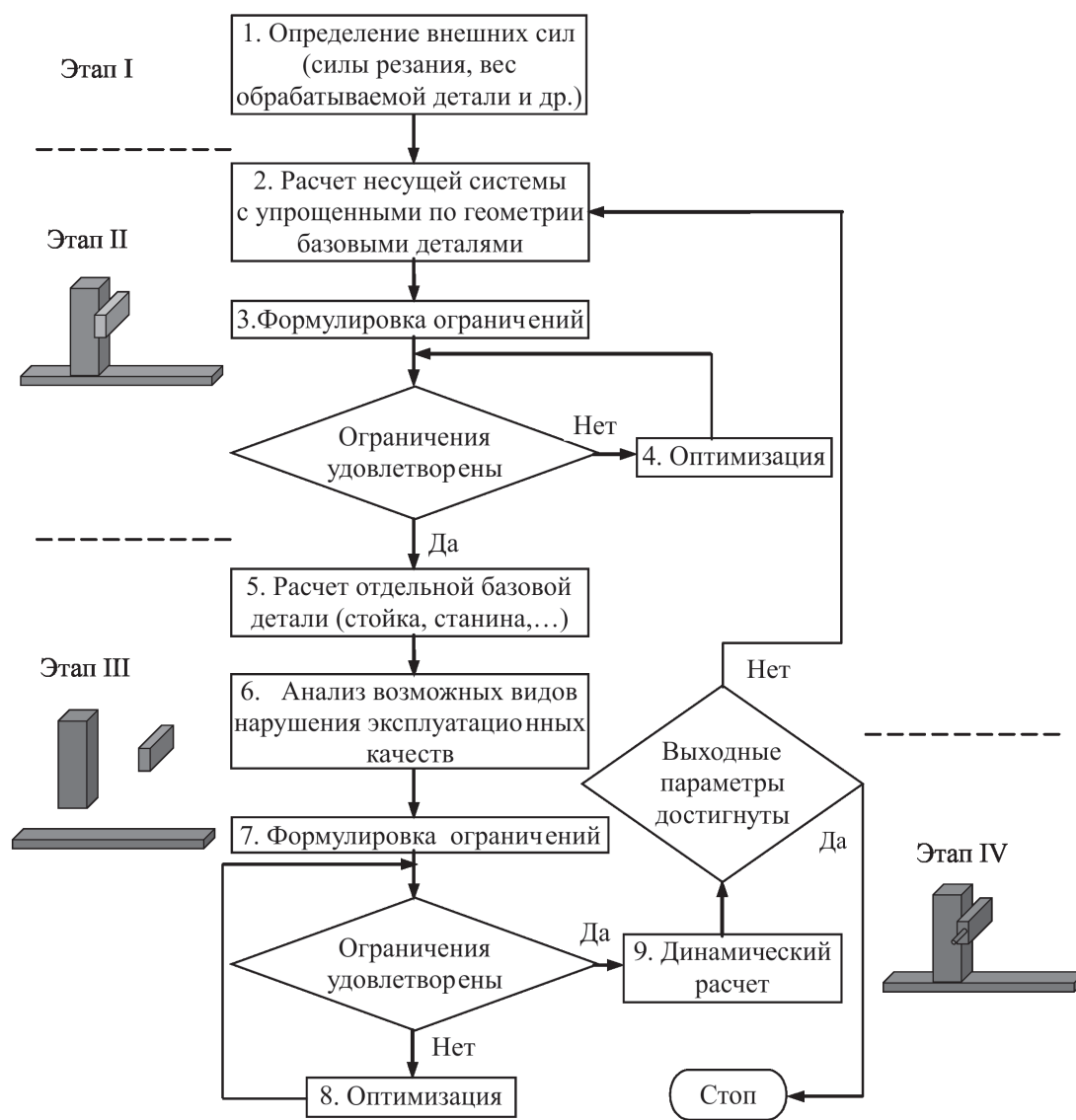


Рис. 2. Блок-схема проектирования базовых деталей МС

Этап I (рис. 2, блок 1). Определяются внешние нагрузки на основе детерминированных или вероятностных моделей внешнего нагружения. Внешние нагрузки представляют собой статические и динамические воздействия на несущую систему со стороны окружающей среды. Так, основной внешней нагрузкой на несущую систему станка являются силы резания. Внешней нагрузкой для несущей системы стола здесь является вес обрабатываемой детали (до 2 МН).

Этап II (рис. 2, блоки 2–4). Расчет несущей системы с упрощенными по геометрии базовыми деталями. Базовые детали моделируются пространственными структурами с упрощенной геометрией поперечного сечения (стержень, коробчатый профиль, пластина и т. д.). Решается задача о предварительном распределении мате-

риала по базовым деталям как задача математического программирования:

минимизировать

$$f(X) = \sum_{i=1}^n \rho_i V_i \quad (1)$$

при ограничениях:

на прочность (черновая обработка)

$$g_1(X) = 1 - \sigma_{\text{экв}} / [\sigma] \geq 0 \quad (2)$$

на жесткость (чистовая обработка)

$$g_2(X) = 1 - \Delta / [\Delta] \geq 0 \quad (3)$$

переменные проектирования

$$g_3(X) = V_i \geq 0, \quad i = 1, 2, \dots, n, \quad (4)$$

где ρ – плотность материала; V – объем материала конструкции; $\sigma_{\text{экв}}$, $[\sigma]$ – эквивалентное и

допускаемое напряжения; Δ , $[\Delta]$ – расчетные и допускаемые перемещения инструмента в зоне резания (нормы точности на механическую обработку).

За целевую функцию (1) принимается масса конструкции, так как рассматривается проектирование тяжелых станков массой 300...400 т. Производительность обработки учитывается через силы резания, которые являются внешней нагрузкой для несущей системы. В качестве переменных проектирования принимаются геометрические размеры поперечного сечения базовых деталей, например, толщина стенки. Расчет проводится с учетом контактных и собственных деформаций в несущей системе. Задача (1)–(4) решается методом штрафных функций в форме

$$\varphi(X, r) = f(X) + r \sum_{j=1}^J [1 / g_j(X)]$$

с использованием метода Давидона–Флетчера–Пауэлла для решения задачи безусловной оптимизации [6].

В результате решения задачи устанавливается полный набор граничных условий (силовых, кинематических) для отдельной базовой детали. Это позволяет в отличие от классического метода проектирования далее рассматривать базовые детали независимо друг от друга. Вследствие трехмерного характера действующих нагрузок и большой степени статической неопределимости системы невозможно найти указанные граничные условия иным путем.

Этап III (рис. 2, блоки 5–8). Проводится расчет для каждой базовой детали. Решается задача об окончательном распределении материала по отдельным базовым деталям при удовлетворении граничных условий, полученных на предыдущем этапе. На основе принципа декомпозиции (рис. 3) несущая система станка разбивается на конструктивно независимые подконструкции, между которыми взаимодействие локализовано и легко определимо:

- нулевому уровню (0) подконструкции соответствует элементарный конечный элемент, из которого собираются типовые структуры уровня I (макроэлементы);

- из макроэлементов формируются укрупненные подконструкции 1–6 уровня II, имеющие законченные конструктивные формы (базовые детали – стойка, шпиндельная бабка и т. д.);

- из подконструкций уровня II формируется уровень III сборки, представляющий собой несущую систему станка.

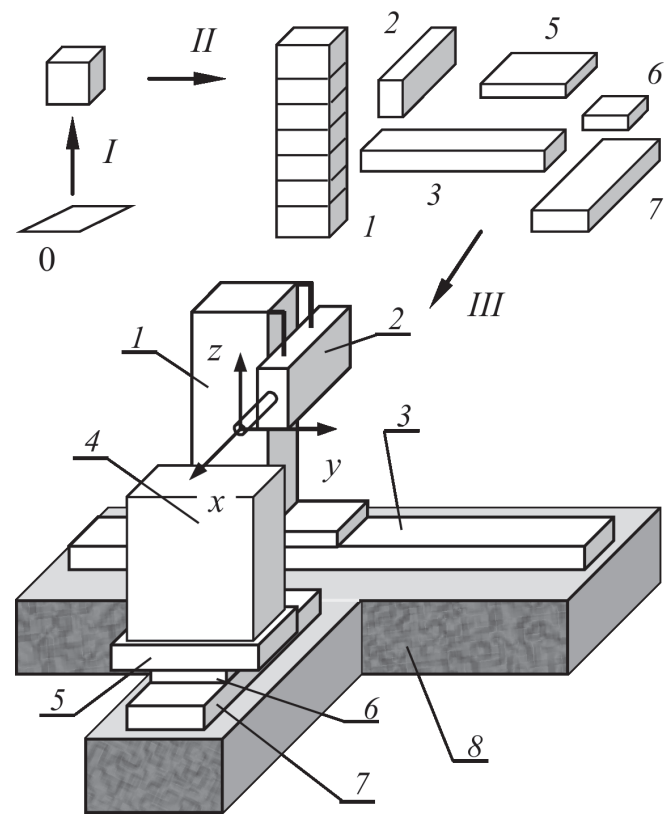


Рис. 3. Компоновка тяжелого многоцелевого станка и уровни декомпозиции:

1 – стойка; 2 – шпиндельная бабка; 3 – станина; 4 – обрабатываемая деталь; 5 – паллета; 6 – сани стола; 7 – станина стола; 8 – фундамент

В соответствии с блоками 5–8 (см. рис. 2) рассматривается проектирование отдельной базовой детали. С учетом конструктивных и технологических требований разрабатывается компоновка конструкции с реальной геометрией поперечного сечения. Ограничения задачи проектирования формулируются на основе анализа возможных видов нарушения эксплуатационных качеств отдельной базовой детали, в частности, нарушения условий прочности и жесткости, потери устойчивости и др.

В результате решения задачи на этапе III формируется конструкция с реальной геометрией поперечного сечения и минимально возможной массой при удовлетворении требуемых норм производительности и точности механической обработки для несущей системы (этап II).

Этап IV (рис. 2, блок 9). Проводится динамический анализ или имитационное моделирова-

ние для типовых условий эксплуатации несущей системы с оптимальными базовыми деталями.

Таким образом, используя набор уровней проектирования, мы на каждом уровне имеем дело с задачей гораздо меньшей размерности. При расчете сложной конструкции увеличение числа уровней декомпозиции, как известно, в целом более экономичнее, чем непосредственное решение сложных алгебраических систем.

Результаты и обсуждение

Расчеты показали, что данная технология проектирования позволяет получать оптимальные по массе базовые детали при заданной точности и производительности механической обработки. Однако при этом установлено, что с увеличением габаритных размеров базовой детали, подробным описанием ее реальной компоновки (учет ребер жесткости, вырезов и др.), ростом числа конечных элементов и узлов при измельчении конечноэлементной сетки оптимальное проектирование такой конструкции становится трудоемкой задачей в связи с большой размерностью модели и итерационными процедурами методов оптимизации. В таких условиях целесообразно использовать уровень декомпозиции I (рис. 3) для снижения размерности модели, а полученный результат далее обобщить на конструкцию в целом (уровень II).

Рассмотрим на примере стойки МС (рис. 4) использование подконструкции при проектировании. Выделенная подконструкция должна включать достаточное число связей (обеспечивается равновесие и кинематическая неизменяемость конструкции) и обладать свойством полноты с позиции оптимизации (учет возможных видов нарушения работоспособности, характерных для конструкции). В нашем случае выделим подконструкцию стойки в несущей системе на уровне шпиндельной бабки, состоящую из двух поясов серийной стойки общей высотой 1 м (рис. 4). При расчете несущей системы (рис. 5) на этапе I для стойки получены расчетные усилия (здесь не приводятся) в местах контакта шпиндельной бабки со стойкой и поле перемещений. Для выделенной подконструкции поле перемещений приведено в табл. 1. Допускаемая деформация $[\delta]$ назначается для точек 1–3 и 7–9 передней стенки стойки, положение которой

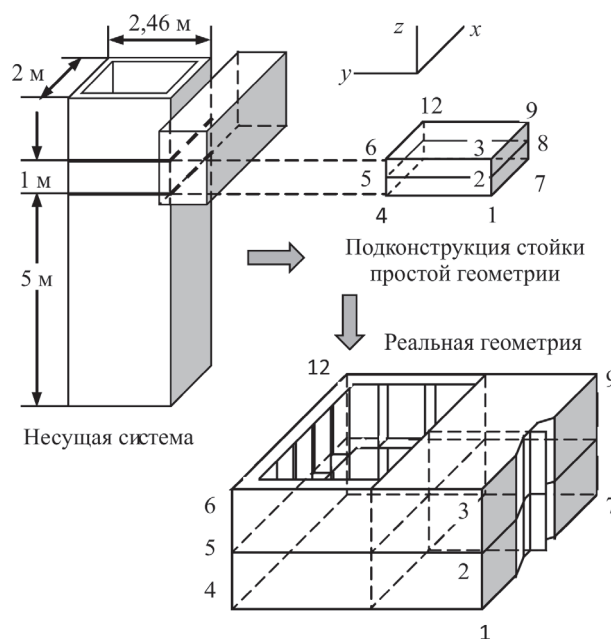


Рис. 4. Выделение подконструкции и ее реальная геометрия

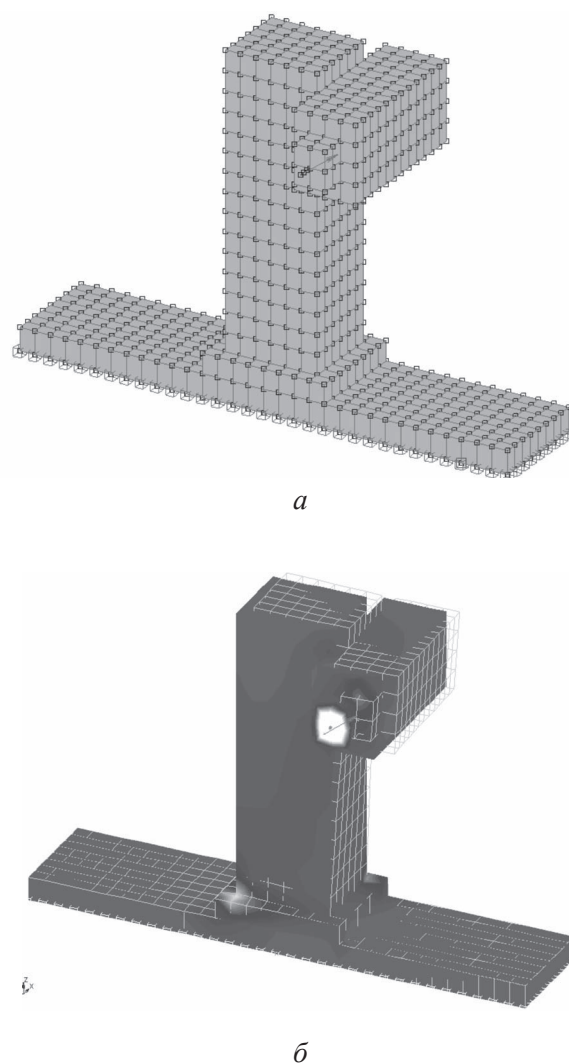


Рис. 5. Исходное (а) и деформированное (б) состояния несущей системы станка

определяет точность обработки. Значения $[\delta]$ приведены в табл. 2. Определение $[\delta]$ проводится по формуле $[\delta] = (\delta_i - \delta_j)/L_{ij}$, где i, j – номер узла.

Т а б л и ц а 1

Поле перемещений узлов подконструкции стойки (запас по жесткости $n = 1,5$)

Узел	Перемещение по оси, м, 10^{-5}		
	x	y	z
1	0,340	–0,394	0,0265
2	0,396	–0,421	0,0360
3	0,432	–0,439	0,0400
4	0,189	–0,378	0,1300
5	0,218	–0,416	0,1240
6	0,236	–0,435	0,1220
7	0,335	–0,095	–0,1034
8	0,392	–0,122	–0,1090
9	0,428	–0,141	–0,1110
10	0,186	–0,097	0,0080
11	0,217	–0,123	0,0140
12	0,235	–0,142	0,0160

Т а б л и ц а 2

Допускаемая деформация для подконструкции

Узлы	Деформация по оси, 10^{-6}		
	x	y	z
1–3	0,92	0,45	0,135
7–9	0,88	0,46	–
1–7	–	3,00	–
3–9	–	3,00	–

Расчетная схема подконструкции включает 189 пластинчатых конечных элементов (КЭ), 159 узлов, ребра жесткости моделируются пластинчатым КЭ. Дополнительно в узлах 1–12 вводятся упругие связи, жесткость которых определяется как отношение сила/перемещение для конкретного узла. Значение жесткости упругой связи автоматически вводится в матрицу жесткости конструкции. Задача оптимального проектирования подконструкции заключается в нахождении переменных проектирования (здесь – толщина стенки, ребра) при удовлетворении поля перемещений (см. табл. 1), полученного для стойки при расчете в составе несущей системы:

минимизировать

$$\psi_0 = \rho \sum_{i=1}^k V_i$$

при ограничениях:

на перемещения

$$\psi_1 = 1 - \delta/[\delta] \geq 0,$$

напряжения

$$\psi_2 = 1 - \sigma_{\text{экв}}/[\sigma] \geq 0,$$

переменные проектирования

$$\psi_3 = V_i \geq 0, i = 1, \dots, k,$$

где k, m – число пластинчатых конечных элементов; ρ – плотность материала; V – объем конечного элемента; $\delta, [\delta]$ – расчетная и допускаемая деформация; $\sigma_{\text{экв}}, [\sigma] = 100$ МПа – эквивалентное и допускаемое напряжения. В расчетах использовалось авторское программное обеспечение [9, 10]. Результаты расчета подконструкции стойки для различных условий приведены в табл. 3.

Сравнивая параметры оптимальной подконструкции (табл. 3) с параметрами подконструкции серийной стойки (толщина стенки в плоскости xz, yz – 0,030 м, в плоскости xy – 0,045 м, масса – 6,46 т), можно сказать, что серийная стойка реально спроектирована на типовые условия эксплуатации с коэффициентом запаса по жесткости n несколько больше 1,0. Для реальных условий эксплуатации этого запаса явно недостаточно. В табл. 4 представлено расчетное поле перемещений оптимальной подконструкции стойки (значения соответствуют коэффициенту запаса по жесткости $n = 1,5$ и для предельных условий эксплуатации). Полученное поле перемещений узлов оптимальной подконструкции с реальной геометрией хорошо согласуется

Т а б л и ц а 3

Результаты оптимального проектирования подконструкции стойки

Параметр	Условия эксплуатации			
	Предельные		Типовые	
	$n = 1,5$	$n = 1,0$	$n = 1,5$	$n = 1,0$
Толщина, м:				
плоскость xz, yz	0,0797	0,0527	0,0463	0,0284
плоскость xy	0,0923	0,0830	0,0565	0,0415
Масса, т	15,30	11,62	9,04	6,08

с полем подконструкции упрощенной геометрии (см. табл. 1), полученным при расчете несущей системы (этап II). Строго выполняется ограничение по допускаемой деформации для точек 1–3 по оси y ($0,45 \cdot 10^{-6}$), а по остальным – расчетные деформации меньше допускаемых. Таким образом, определяющее значение на конструкцию стойки оказывает наибольшая составляющая силы резания по оси y . Угол поворота передней стенки оптимальной стойки меньше, чем у стойки в составе несущей системы с упрощенными по геометрии базовыми деталями – 0,0778 и 0,1495 рад соответственно, т. е. крутильная жесткость новой стойки выше.

Таблица 4

**Поле перемещений узлов
оптимальной подконструкции стойки
(обозначения узлов по рис. 4)**

Узел	Перемещение по оси, м, 10^{-5}		
	x	y	z
1	0,341	–0,378	0,0255
2	0,387	–0,408	0,0310
3	0,414	–0,423	0,0326
4	0,187	–0,343	0,1303
5	0,219	–0,364	0,1304
6	0,240	–0,380	0,1304
7	0,336	–0,198	–0,0953
8	0,387	–0,226	–0,0947
9	0,418	–0,243	–0,0948
10	0,186	–0,182	0,0095
11	0,221	–0,213	0,0115
12	0,243	–0,231	0,0130

Выводы

На примере стойки рассмотрен алгоритм параметрического синтеза крупногабаритной конструкции на основе подконструкции, позволяющий:

- получить конструкцию с реальной геометрией поперечного сечения, имеющую минимально возможную массу при удовлетворении заданных норм производительности и точности механической обработки;
- существенно уменьшить число расчетных переменных, время счета на ЭВМ при интегри-

рованной работе метода конечных элементов и методов оптимизации и за счет этого увеличить количество просматриваемых возможных вариантов ее компоновки.

Список литературы

1. Каминская В.В., Левина З.М., Решетов Д.Н. Станины и корпусные детали металлорежущих станков. – М.: Машгиз, 1960. – 362 с.
2. Рао, Гранди. Оптимальное проектирование несущей конструкции радиально-сверлильного станка с ограничениями по статической жесткости и частотам собственных колебаний // Труды АОИМ: Конструирование и технология машиностроения. – 1983. – Т.105. №2. – С. 206 – 211.
3. Есимура, Такэути, Хитоми. Оптимальное проектирование несущих конструкций МРС с учетом стоимости изготовления, точности и производительности // Труды АОИМ: Конструирование и технология машиностроения. – 1984. – Т.106. № 4. – С. 213–220.
4. Хомяков В.С., Яцков А.И. Оптимизация несущей системы одностоечного токарно-карусельного станка // Станки и инструмент. – 1984. – № 5. – С. 14–16.
5. Атапин В.Г. Проектирование несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков с учетом точности, производительности, массы // Вестник машиностроения. – 2001. – № 2. – С. 3–6.
6. Reklaitis G.V., Ravindran A., Ragsdell K.M. Engineering Optimization. – John Wiley and Sons, Inc., New York. 1983.
7. Атапин В.Г. Расчетное проектирование несущих конструкций тяжелых многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 3 (52). – С. 27–34.
8. Атапин В.Г. Моделирование несущей системы тяжелого поворотного-подвижного стола // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 1 (54). – С. 56–63.
9. Атапин В.Г., Гапонов И.Е., Павин А.Г. Автоматизация проектирования тяжелых многоцелевых станков // I Всесоюзный съезд технологов-машиностроителей. – М., 1989. – С. 42–43.
10. Атапин В.Г. Оптимальное проектирование корпуса шпиндельной бабки тяжелого многоцелевого станка // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 2 (55). – С. 27–32.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 61–68

Decomposition method in design of multifunctional machines
Atapin V.G., D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: metal_working@mail.ru

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

Received 10 September 2013

Revised 25 January 2014

Accepted 15 February 2014

Abstract

The main purpose of designing of supporting constructions of heavy multifunctional machines is the reduction of mass at the given precision and productivity of working. To achieve this objective, the technology of rational design of supporting constructions offered by us uses the decomposition method and the finite elements method in combination with optimization methods. The technology has four stages: 1) calculation (computation) of external all forces and loads, 2) as a result of the boundary conditions (force, kinematics) for individual supporting constructions are formed, 3) the problem of the final optimal distribution of a material by the individual supporting constructions with the real cross-section is solved; 4) dynamic analysis. Due to the large-scale computational model of the machine bearing system, consisting of a consistent set of interconnected basic details, on a design stage it is proposed to use the substructure, derived from the basic details. On the example of designing heavy machining center column it is shown that the application of the substructure significantly reduces the dimensionality of the model and the time of an actual design of the base detail. Strain field of the optimal column substructure is consistent with the strain field of columns, which is obtained when calculating the machine carrying system, consisting of basic details of a simplified column while coming up to the precision standards of machining. The turning angle of the optimal column with real cross-section is less than the column as part of the support system with simplified geometry for basic items - 0.0778 rad and 0.1495 rad, respectively, i.e. torsional stiffness of the optimal column is higher.

Keywords: Heavy multifunctional machines; Design; Decomposition method; Supporting constructions; Finite elements method; Optimization methods.

References

1. Kaminskaja V.V., Levina Z.M., Reshetov D.N. *Staniny i korpusnye detali metallo-rezhushhih stankov* [Machine beds and case parts of machine tools]. Moscow, Mashgiz Publ., 1960. 362 p.
2. Rao, Grandi. *Trudy AOIM "Konstruirovaniye i tehnologiya mashinostroeniya"* [Trans. ASME "Designing and technology of engineering"]. 1983. Vol.105, no. 2, pp. 206–211.
3. Esimura, Takjeuti, Hitomi. *Trudy AOIM: Konstruirovaniye i tehnologiya mashinostroeniya* [Trans. ASME "Designing and technology of engineering"]. 1984. Vol.106, no 4, pp. 213–220.
4. Homjakov V.S., Jackov A.I. *Stanki i instrument*, 1984, no. 5, pp.14–16.
5. Atapin V.G. *Vestnik mashinostroeniya*, 2001, no 2, pp. 3 – 6.
6. Reklaitis G.V., Ravindran A., Ragsdell K.M. *Engineering Optimization*. John Wiley and Sons, Inc., New York. 1983.
7. Atapin V.G. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrument)*, 2011, no. 3 (52), pp. 27–34.
8. Atapin V.G. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrument)*, 2012, no. 1 (54), pp. 56–63.
9. Atapin V.G., Gaponov I.E., Pavin A.G. *Avtomatizacija proektirovaniya tjazhelyh mnogocelevyh stankov* [Design automation of heavy machining centers]. *I Vsesojuznyj s#ezd technologov-mashinostroitelej* [First All-Union Congress of Technology – Mechanical Engineers]. Moscow, 1989, pp. 42–43.
10. Atapin V.G. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrument)*, 2012, no. 2 (55), pp. 27–32.

ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ*

*Н.А. КОВАЛЕНКО^{1,2}, аспирант, инженер
И.П. ОЛЕГИН¹, доктор техн. наук, профессор
Т.Б. ГОЦЕЛЮК^{1,2}, канд. техн. наук, доцент,
нач-к сектора
В.Н. ЧАПЛЫГИН², нач-к отдела
П.М. ПЕТРОВ²
(¹НГТУ, г. Новосибирск,
²ФГУП «СибНИИ им. С. А. Чаплыгина»,
г. Новосибирск)*

Поступила 12 ноября 2013

Рецензирование 15 января 2014

Принята к печати 17 января 2014

Коваленко Н.А. – 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: natasha_kovalenko@ngs.ru

Представлены результаты экспериментального исследования прочности образцов из слоистого углепластика с концентраторами напряжений типа цилиндрическое и зенкованное отверстие. Приведены фотографии испытанных образцов как с концентраторами напряжений, так и гладкого образца для типовой укладки слоев. Степень падения прочности, полученная экспериментальным путем, в зависимости от типа концентратора и материала образца представлена в виде таблицы. Наряду с экспериментом проведена численная оценка прочности исследуемых образцов с использованием градиентного критерия (случай сжатия) и критерия по напряжениям в точке Нуизмера (случай растяжения). Аналогично степень падения прочности образцов, полученная с помощью критериев, представлена в виде таблиц. Исходя из сравнения результатов, полученных численным и экспериментальным путем, предложены параметры критерия Нуизмера, соответствующие экспериментальным разрушающим напряжениям образцов. Приведены рекомендации по применению рассмотренных критериев оценки прочности к исследуемым типам слоистых композитов в зависимости от вида концентратора напряжений.

Ключевые слова: углепластик, критерии разрушения, концентратор напряжений, коэффициент падения прочности.

Введение

Большинство известных критериев разрушения слоистых композиционных материалов (СКМ) кроме паспортных данных монослоя опираются еще и на дополнительно определяемые экспериментальные параметры, будь то критерий

разрушения для гладкого образца или образца, содержащего концентратор напряжений (КН). Известно, что при оценке предела прочности гладких образцов из СКМ такие критерии, как критерий Аззи-Цая, Норриса и др. [1–4], показывают хорошее совпадение с экспериментально определенным пределом прочности, причем

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, по государственному заданию № 2014/138, проект № 435.

использование, в частности, критерия Аззи–Цая не предполагает знания экспериментально определяемых параметров кроме паспортных данных монослоя. Это существенно облегчает задачу расчетчика, поскольку зачастую известны паспортные данные монослоя.

Более сложной представляется ситуация с элементами конструкций, выполненных из СКМ, содержащих концентраторы напряжений, в особенности концентраторы, отличные от отверстий, не содержащих включений, например, цилиндрические или зенкованные отверстия, заполненные болтом. Для широкого круга конструктивных концентраторов напряжений в первую очередь встает вопрос, насколько тот или иной концентратор напряжений снижает несущую способность элемента конструкции.

В настоящей работе предложена численно-экспериментальная оценка прочности образцов с вышеуказанными концентраторами, основанная на результатах экспериментов и численном моделировании задачи определения несущей способности исследуемых образцов с использованием критериев разрушения. Численная реализация задачи осуществлялась методом конечных элементов (МКЭ). По итогам проведенного эксперимента составлена таблица коэффициентов падения прочности, свидетельствующая о зависимости несущей способности образцов от наличия КН. Аналогичная таблица составлена для результатов, полученных численным путем.

1. Методика и результаты исследования

Для испытания были представлены типовые многослойные образцы, выполненные из материалов, используемых в авиационных конструкциях, на основе углеволокна и эпоксидной смолы следующих укладок (механические свойства указаны в табл. 1):

типовая (51 слой): $0^\circ - 41,2\%$; $\pm 45^\circ - 39,2\%$; $90^\circ - 19,6\%$;

квазиизотропная (51 слой): $0^\circ - 27,5\%$; $\pm 45^\circ - 47,0\%$; $90^\circ - 25,5\%$;

сдвиговая (51 слой): $0^\circ - 11,8\%$; $\pm 45^\circ - 78,4\%$; $90^\circ - 9,8\%$.

Таблица 1

Механические характеристики материала монослоев

δ , мм	σ_{1B+} , МПа	E_{1+} , МПа	σ_{2B+} , МПа	E_{2+} , МПа	μ_{12}
0,14–0,15	1763	126530	51,02	8160	0,33
σ_{1B-} , МПа	E_{1B-} , МПа	σ_{2B-} , МПа	E_{2-} , МПа	τ_{B12} , МПа	G_{12} , МПа
1428,6	102040	295,9	8060	88	3877

Примечание: δ – толщина монослоя; μ – коэффициент Пуассона; σ_{B+} , σ_{B-} , τ_B – предел прочности на растяжение, сжатие, сдвиг; E_+ , E_- , G – модуль упругости на растяжение, сжатие, сдвиг; 1, 2, 3 – оси местной системы координат вдоль волокон, поперек волокон, по высоте.

В центральной части образцов размером 210×36 мм (группа образцов на растяжение) и 300×36 мм (на сжатие) содержится одиночный концентратор напряжений (цилиндрическое незаполненное (ЦН), цилиндрическое заполненное (ЦЗ), зенкованное незаполненное (ЗН) и зенкованное заполненное (ЗЗ) отверстия) с диаметром отверстия 6 мм (с цилиндрической стороны).

Испытания представленных образцов были проведены с целью определения величины падения прочности, обусловленного наличием конструктивных отверстий, в изделиях из ПКМ на универсальной электрогидравлической машине Biss UTM-100kN. Нагружение образцов выполнялось с применением гидрозахватов, при этом скорость перемещения штока составляла 6 мм/мин. Для определения модуля упругости гладких образцов (ГО) на рабочую часть образца устанавливался экстензометр с базой 25 мм. Фотографии образцов, иллюстрирующие характер разрушения после проведения испытаний, представлены на рис. 1.

В табл. 2 приведены коэффициенты потери (падения) прочности k образцов при наличии КН, которые представляют собой отношение разрушающего напряжения для образца с КН к прочности гладкого образца.

Сопоставление коэффициентов потери прочности для образцов с КН показывает, что отверстия существенно снизили прочность образцов по сравнению с прочностью гладких образцов. Степень снижения прочности зависит от вида нагружения (растяжение/сжатие), укладки слоев, типа отверстия (цилиндрическое/зенкованное) и наличия в отверстии болта.



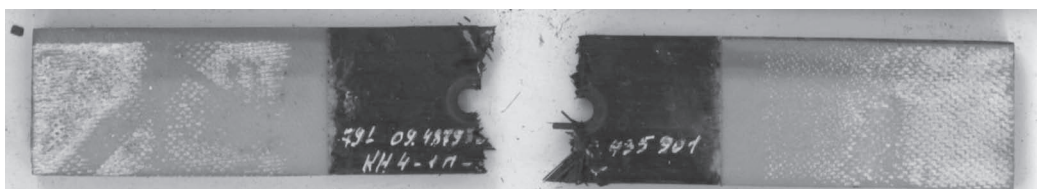
а



б



в



г



д

Рис. 1. Изображение образцов укладки типовая после испытаний:

а – гладкий образец; б – с цилиндрическим незаполненным отверстием; в – с цилиндрическим заполненным отверстием; г – с зенкованным незаполненным отверстием; д – с зенкованным заполненным отверстием

Таблица 2

Коэффициенты потери прочности (эксперимент)

Вид нагружения	Растяжение					Сжатие				
	ГО	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ	ГО	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ
Укладка										
Типовая	1	0,527	0,497	0,508	0,476	1	0,528	0,856	0,520	0,754
Квазиизотропная	1	0,517	0,525	0,490	0,493	1	0,732	1,244	0,703	0,941
Сдвиговая	1	0,730	0,787	0,787	0,671	1	0,723	1,080	0,698	1,039

Если говорить о зависимости прочности от вида нагружения, то в целом можно отметить, что отверстия снижают прочность образцов на растяжение больше, чем на сжатие. И хотя в ряде случаев это отличие находится в пределах погрешности эксперимента, однако k у растя-

гиваемых образцов оказывается меньше, чем у сжимаемых (кроме цилиндрического незаполненного отверстия при сдвиговой укладке).

Говоря о типе отверстия и заполнении, можно отметить, что у образцов с зенкованным отверстием прочность оказалась ожидаемо ниже,

чем у образцов с цилиндрическим отверстием в силу более высокой концентрации напряжений. Заполнение отверстия болтом слабо изменило прочность образцов при растяжении. Наблюдается отличие k в пределах погрешности эксперимента (до 10 %) как в сторону увеличения, так и в сторону снижения прочности. При сжатии заполнение отверстия болтом увеличивает прочность для всех видов образцов. В ряде случаев она оказалась несколько выше (в пределах погрешности эксперимента), чем прочность гладких образцов.

По данным проведенного эксперимента среди всех *укладок* сдвиговая оказалась наименее чувствительна к концентраторам напряжений в виде отверстий.

2. Критерии прочности

Для оценки прочности образцов с концентраторами напряжений было решено использовать критерий по напряжению в точке – критерий Нуизмера [7] и градиентный критерий [5–6]. Как известно из сравнения с экспериментом, для образцов с отверстием, подвергнутых растяжению, наиболее точным и, кроме того, удобным в использовании является критерий по напряжениям в точке, поэтому при оценке прочности на растяжение использовался этот критерий.

Применение данного критерия сводится к определению концентрации напряжений на некотором расстоянии l_0 от точки максимального напряжения. Это расстояние l_0 является характерным параметром, зависящим от материала образца [7]. Можно представить характеристический размер как функцию радиуса отверстия в виде

$$l_0 = k\sqrt{d}, \quad (1)$$

где k – коэффициент, подбираемый на основе нескольких экспериментов с разными радиусами отверстия; d – диаметр отверстия. Искомое разрушающее напряжение по критерию Нуизмера определяется следующим образом:

$$\sigma_{\text{разр}} = \frac{\sigma_b}{K_t}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{разр}}$ – разрушающее напряжение по Нуизмеру; σ_b – предел прочности гладкого образца; K_t – коэффициент концентрации напряжений на

характерном расстоянии l_0 от точки максимума. У зенкованного отверстия концентрация возникает в зоне сопряжения конической и цилиндрической областей. Как для цилиндрического, так и для зенкованного отверстий величина характерного расстояния выбиралась равной 1 мм.

Для оценки прочности образцов при сжатии использовались два критерия: критерий Нуизмера и градиентный критерий. Согласно градиентному критерию параметром, отвечающим за разрушение, является параметр подобия L/G^0 , где L – характеристический размер, пропорциональный объему материала, находящегося в зоне высоких напряжений, а G^0 – относительный градиент напряжений:

$$G^0 = G/\sigma_{\text{max}}, \quad (3)$$

где $G = d\sigma/dx$ – градиент напряжений у контура отверстия; σ_{max} – максимальное напряжение на контуре отверстия.

Условие разрушения образца с отверстием диаметра d можно записать в виде

$$f(d/G^0)\sigma_{\text{max}} = \sigma_b, \quad (4)$$

где $f(d/G^0)$ – некоторая функция параметра d/G^0 , определяемая из эксперимента:

$$f(d/G^0) = 0,4107 + 0,022 (d/G^0) - 0,0002 (d/G^0)^2.$$

Результаты численной оценки падения прочности образцов представлены в табл. 3.

3. Обсуждение результатов

Проведенное расчетное исследование прочности испытанных образцов позволяет судить об обоснованности применения рассмотренных критериев разрушения для той или иной группы образцов. Так, критерий Нуизмера для случая растяжения в предположении, что характеристическое расстояние равно 1 мм, дает приемлемые результаты для случая зенкованного заполненного отверстия для всех видов укладки и для цилиндрического незаполненного отверстия в случае типовой и сдвиговой укладки (см. табл. 3). Удовлетворительное совпадение можно отметить для случая сдвиговой укладки при наличии заполненного цилиндрического отверстия и для типовой и квазиизотропной укладки при наличии зенкованного незаполненного отверстия.

Коэффициенты потери прочности (по критериям)

Вид нагружения	Растяжение				Сжатие							
	Нуизмера				Нуизмера				Градиентный			
	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ
Тип	0,562	0,633	0,445	0,513	0,561	0,709	0,441	0,592	0,635	1,150	0,492	0,827
Квази-изотропная	0,555	0,653	0,439	0,496	0,555	0,689	0,435	0,614	0,701	1,120	0,549	0,852
Сдвиговая	0,591	0,732	0,459	0,671	0,561	0,650	0,514	0,625	0,797	1,023	0,670	0,841

Ожидать хорошего совпадения оценки прочности с помощью критерия Нуизмера в предположении одинакового для всех укладок характеристического расстояния нельзя, так как первоначально характеристическое расстояние введено как характеристика материала, а следовательно, должна быть получена для той или иной укладки экспериментально. В связи с этим можно рекомендовать уточненные в ходе экспериментального исследования значения характеристического расстояния для пакетов на основе указанного монослоя (табл. 4).

Таблица 4

Характеристическое расстояние l_0 по критерию Нуизмера, соответствующее эксперименту, для случая растяжения, мм

Укладка	ЦН	ЦЗ	ЗН	ЗЗ
Типовая	0,82	0,42	1,39	0,77
Квазиизотропная	0,80	0,39	1,32	0,98
Сдвиговая	3,16	1,55	3,3	1,32

Поскольку критерий Нуизмера при сжатии не всегда показывает согласующиеся с экспериментом результаты и в практике используется достаточно редко, определять значения характерного расстояния для случая сжатия нецелесообразно.

Оценка прочности образцов при сжатии на основе градиентного критерия в целом показывает приемлемые результаты (см. табл. 3). Исключение составляет случай зенкованного заполненного отверстия для сдвиговой укладки (погрешность $\approx 19\%$), незаполненного и заполненного цилиндрического отверстия для типовой укладки (погрешность ≈ 20 и 34% соответственно) и зенкованного незаполненного отверстия в случае квазиизотропной укладки (погрешность $\approx 21\%$).

Выводы

1. Результаты расчетной оценки прочности образцов при сжатии на основе критерия Нуизмера показывают, что использование данного критерия в большинстве случаев дает значительно заниженную прочность образцов и этот критерий не может быть рекомендован к использованию для данного вида нагружения (см. табл. 3).

2. Для оценки прочности образцов с концентратором напряжений среди исследованных критериев разрушения наиболее удачным является градиентный критерий, в особенности для концентраторов цилиндрического типа как с заполненным, так и незаполненным отверстием. Это имеет место для материалов с меньшим содержанием слоев 0° (квазиизотропная и сдвиговая укладки), а также для зенкованных отверстий для укладки типовая.

3. При использовании критерия Нуизмера при растяжении для обеспечения более точного результата (для предложенных материалов) следует опираться на характерные расстояния, указанные в табл. 4.

Список литературы

1. Tsai S.W., Wu E.M. A general theory of strength for anisotropic material // Journal of Composite Materials. – 1971. – Vol.5, pp.58–80.
2. Azzi V.D., Tsai S.W. Anisotropic strength of composites // Experimental mechanics. – 1965. – Vol.5, pp.283–288.
3. Norris C.B. Strength of orthotropic materials subjected to combined stresses // Forest products laboratory report. – 1962. – Report no.1816, pp.1–40.
4. Максименко В.Н., Олегин И.П. Теоретические основы методов расчета прочности конструкций из композитов. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2006. – 239 с.

5. Сироткин О.С., Гришин В.И., Литвинов В.Б. Проектирование. Расчет и технология соединений авиационной техники. – М.: Машиностроение, 2006. – 331 с.

6. Беспалов В.А., Гоцелюк Т.Б. Исследование критериев разрушения элементов из КМ в зонах кон-

центрации напряжений при сжатии: отчет по НИР №14–12. – Новосибирск: СибНИИА, 2012. – 104 с.

7. Witney J.M., Nuismer R.J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations // Journal of Composite Materials. – 1974. – Vol. 8, pp.253–265.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 69–75

Numerical-experimental study of the strength of constructional elements, made of carbon laminate

Kovalenko N.A.^{1,2}, Post-graduate Student, Engineer, e-mail: natasha_kovalenko@ngs.ru

Olegin I.P.¹, D.Sc. (Engineering), Professor

Gotseluk T.B.^{1,2}, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, Head of Sector

Chaplygin V.N.², Head of Department

Petrov P.M.², Mechanic

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

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

Received 12 November 2013

Revised 15 January 2014

Accepted 17 January 2014

Abstract

Experimental results on the strength of laminate samples with stress concentrators of cylindrical hole- and counterformed hole-type are presented. Photographs of the samples after testing either with stress concentrators or smooth specimen with typical laminate stacking are showed. The rate of the strength reduction, obtained by means of experiments, and depending on the concentrators' type and the material of a sample, is presented in a tabular form. Along with the experiment, a numerical evaluation of the samples' strength with the usage of a gradient criterion (the case of compression) and Nuismer criterion for stress in a point (the case of stretching) is conducted. Similarly, the rate of the strength reduction, obtained with the usage of criteria, are presented in a tabular form. Based on the comparison of the results obtained by numerical and experimental way, the parameters of the Nuismer criterion corresponding to the experimental samples' rupture stresses are offered. Guidance on the application of the considered criteria of the strength assessment to the layered composites under examination, depending on the type of stress concentrator is provided.

Keywords: carbon laminate, fracture criterion, stress concentrator, degradation strength factor, strength reduction index.

References

1. Tsai S.W., Wu E.M. A general theory of strength for anisotropic material. Journal of Composite Materials. 1971, Vol.5, pp. 58–80.
2. Azzi V.D., Tsai S.W. Anisotropic strength of composites. Experimental mechanics. 1965, Vol.5, pp. 283–288.
3. Norris C.B. Strength of orthotropic materials subjected to combined stresses. Forest products laboratory report. 1962, Report no.1816, pp.1–40.

4. Maksimenko V.N., Olegin I.P. *Teoreticheskie osnovy metodov rascheta prochnosti konstrukcij iz kompozitov* [Theoretical basis of the calculation of the structural strength of composites]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2006. 239 p.
5. Sirotkin O.S., Grishin V.I., Litvinov V.B. *Proektirovanie. Raschet i tehnologija soedinenij aviacionnoj tehniki* [Designing. Calculation and connection technology aircraft]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2006. 331 p.
6. Bespalov V.A., Goceljuk T.B. *Issledovanie kriteriev razrushenija jelementov iz KM v zonah koncentracii naprjazhenij pri szhatii: otchjot po NIR №14–12* [Report on research work no. 14-12 “Investigation of fracture criteria elements of composite materials in the areas of stress concentration under compression”]. Novosibirsk, SibNIA, 2012. 104 p.
7. Witney J.M., Nuismer R.J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*. 1974, Vol. 8, pp.253–265.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИИ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ДУГОВОЙ ЭЛЕКТРОПЕЧИ ДСП-40-Н1*

А.О. ГОЛУБЕВ¹, инженер
Д.А. КРАСНОРУЦКИЙ¹, канд. техн. наук
В.Е. ЛЕВИН¹, доктор техн. наук, доцент
С.Н. САПОВ², главный конструктор проекта
(¹НГТУ, г. Новосибирск
²ОАО «Сибирский завод
электротермического оборудования»,
г. Новосибирск)

Получена 15 октября 2013
Рецензирование 23 января 2014
Принята к печати 28 января 2014

Левин В. Е. – 630073, г. Новосибирск, пр.К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: Levin@craft.nstu.ru

Рассматривается расчет на прочность основных элементов конструкции дуговой сталеплавильной печи ДСП-40-Н1. Статическое деформирование пространственной конструкции печи моделируется с помощью метода конечных элементов в пакете ANSYS. Для снижения вычислительных затрат модель массивной конструкции набирается из пластин (используются оболочечные конечные элементы типа SHELL). Проведен расчет на прочность самых нагруженных элементов печи. Выявлено, что в исходном варианте конструкции имеются места, в которых напряжения в несколько раз превышают предел текучести материала, регламентируемого в ГОСТе для листового металла, из которого состоит конструкция. На основе распределения напряжений, возникающих в конечноэлементной модели, было проработано несколько вариантов усиления конструкции и выбран наиболее приемлемый вариант, обеспечивающий необходимый запас прочности и простоту конструктивного исполнения. Конструкция с предложенными усилениями успешно прошла внутривзаводские испытания на предельные нагрузки. Это обеспечит в дальнейшем безопасную эксплуатацию печи.

Ключевые слова: расчет на прочность, конечноэлементная модель, дуговая сталеплавильная печь, усиление конструкции, коэффициент запаса прочности, допускаемые напряжения

Введение

Для выплавки сталей широко используются дуговые сталеплавильные печи (ДСП) [1]. За последние 25–30 лет прошлого века резко возросла производительность основных металлургических агрегатов:

- производительность доменных печей увеличилась на 25 %, в среднем с 2 до 2,5 т/м³ за сутки;
- конвертеров – в среднем с 11 тыс. плавов в 1970 г. до 12 тыс. плавов в 1995 г.;

- производительность дуговых сталеплавильных печей увеличилась с 2500 плавов в 1970 г., почти до 5000 плавов в 1995 г.

Наряду с другими технико-экономическими показателями это способствовало резкому росту объема выплавки стали в дуговых печах и ее доли в общем объеме производства стали. ДСП является опасным и ответственным производственным объектом.

Основа надежной работы любой конструкции – ее прочность и устойчивость [2, 3] при

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, по государственному заданию №2014/138, проект № 435.

действию максимальных рабочих нагрузок [4, 5]. При проектировании новых и доработки уже существующих конструкций широко применяются расчетные методы, реализованные в конечно-элементных программных комплексах. Процесс расчета в этом случае включает процедуру описания трехмерной конструкции и создания ее модели в ЭВМ, процедуру разбиения на конечные элементы и проведение расчетов. Несмотря на кажущуюся простоту последовательности расчета, каждый расчет конкретной конструкции представляет сложную операцию, при выполнении которой нужен опыт не только программиста, но и опыт специалиста, занимающегося расчетами на прочность.

В данной статье рассматривается совершенствование конструкции сталеплавильной дуговой электропечи ДСП-40-Н1 с позиции обеспечения необходимой прочности.

1. Постановка задачи

Каркас свода сталеплавильной дуговой электропечи ДСП-40-Н1 представляет собой массивную пространственную конструкцию. По заданным размерам свода, материала и приложенным нагрузкам требуется оценить прочность конструкции. Для проведения необходимых расчетов свод необходимо моделировать как твердотельную конструкцию, но это нерационально с вычислительной точки зрения. Исходя из имеющегося расчетного опыта было принято решение набрать модель свода из тонкостенных элементов – пластин [6]. Тонкостенная модель свода представлена на рис. 1 и состоит из 150 пластин. В настоящей работе представлены результаты расчетов наиболее нагруженных конструктивных элементов (каркас свода и платформа) ду-

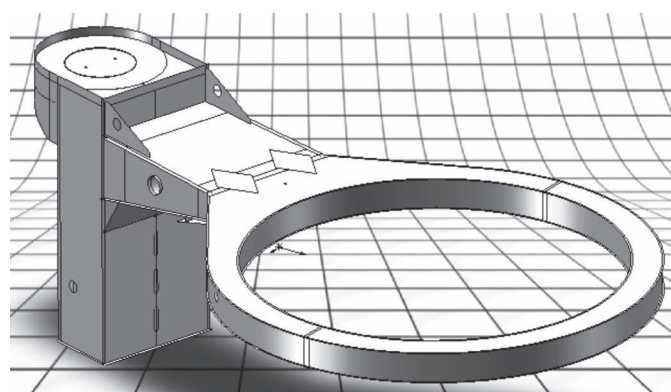


Рис. 1. Расчетная модель каркаса свода

говой сталеплавильной электропечи ДСП-40-Н1 [4] методом конечных элементов в пакете ANSYS [7, 8]. Решалась линейная задача статики. Предполагается, что материал работает в пределах закона Гука [2]. В конечноэлементной модели использовались треугольные и шестиузловые оболочечные элементы, а в свойствах элементов задавалась толщина пластин согласно конструкторской документации.

Действующие нагрузки: на каркас свода по внутреннему диаметру приложен вес свода – 384 600 Н, вес патрубка – 35 000 Н, момент сил от патрубка 86461,620 Н·м.

Для платформы выбрано два расчетных случая.

1. Платформа опирается по трем опорам – прикладывается вес печи 1 287 100 Н, вес и момент от свода прикладывается к месту крепления оси поворота свода.

2. Платформа опирается по двум опорам и наклонена к горизонту на 25°. К ней прикладывается вес печи и вес свода (рис. 2, 3).

Для разбиения платформы использовались четырехугольные оболочечные элементы (рис. 4).

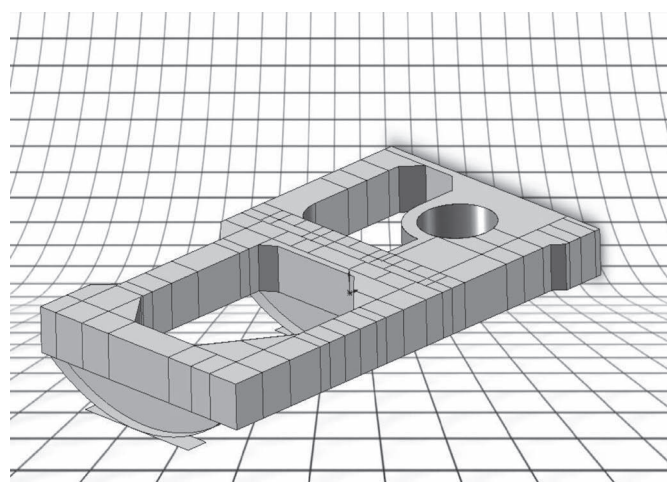


Рис. 2. Платформа наклоняющаяся

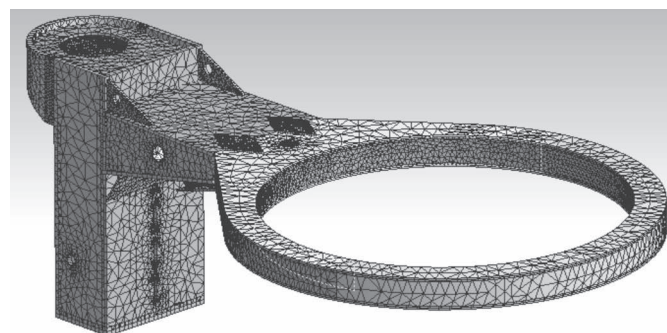


Рис. 3. Сетка конечных элементов каркаса свода

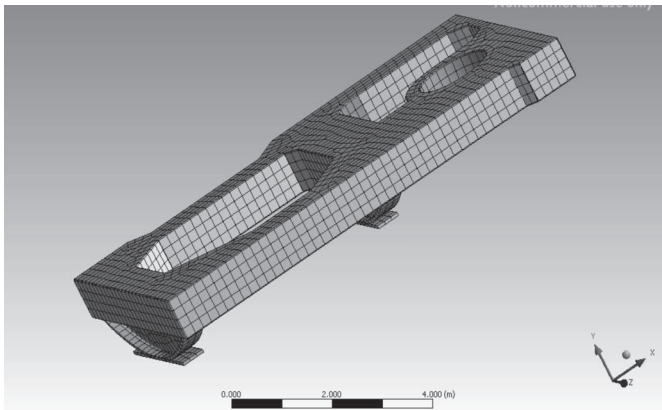


Рис. 4. Сетка конечных элементов платформы

Толщины задавались согласно конструкторской документации.

Каркас свода

Закрепление:

- неподвижная опора на втулке;
- запрещены все перемещения, кроме вертикального на обечайке.

Нагрузка:

- вес свода и патрубка (суммарно 419 600 Н) приложен по кромке коллектора;
- момент от патрубка приложен к кромке коллектора (86 461 620 Н·м).

Числовые характеристики сетки: число элементов 23 829, число узлов 14 614.

Платформа

Закрепление:

- неподвижная опора на втулке гидроцилиндра;
- созданы поверхности для контакта с подвижными опорами и заданы контактные пары.

Нагрузка:

первый расчетный случай:

- вес корпуса печи 1 270 000 Н,
- вес печи 1 287 100 Н, вес и момент от свода прикладывается к месту крепления оси поворота свода;

второй расчетный случай:

- вес корпуса печи 1 270 000 Н и вес свода 410 000 Н, платформа наклонена под углом 25°.

Числовые характеристики сетки: число элементов 46 574, число узлов 34 748.

Количество разбиений конечноэлементной модели подбиралось так, чтобы рассчитываемые напряжения при увеличении числа конечных элементов практически не изменялись. Для этого проводилась серия расчетов при разных дискретизациях модели, а сетка сгущалась на

наиболее нагруженных элементах конструкции. В каждом последующем расчете бралось большее число разбиений, а результаты сравнивались с предыдущим расчетом. В работе приведены результаты для оптимального с этой точки зрения числа разбиений.

2. Результаты расчета и обсуждение

Для оценки результатов расчета за допускаемые напряжения [2] был выбран предел текучести по ГОСТ 19282–73. Результаты расчета составленной модели показали, что получаемые максимальные эквивалентные напряжения 1824 МПа в несколько раз превышают предел текучести, который составляет 325 МПа (согласно ГОСТ 19282–73 для листа толщиной 10 мм, на котором возникли максимальные напряжения, рис. 6). Кроме того, на других частях модели получаемые напряжения оказались близкими к пределу текучести. В частности, обнаружена область напряжений порядка 500 МПа на обечайке (рис. 5), что превышает предел текучести 305 МПа согласно ГОСТ 19282–73 для листа толщиной 25 мм.

На основании полученных результатов расчета сделан вывод о том, что несущая способность

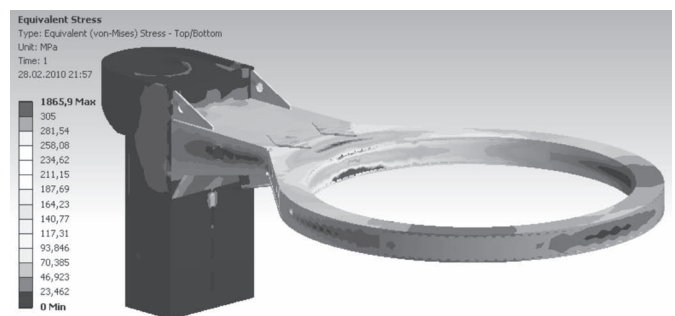


Рис. 5. Вид 1. Распределение эквивалентных напряжений

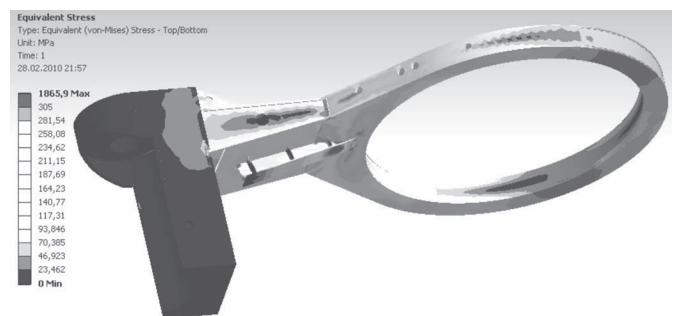


Рис. 6. Вид 2. Распределение эквивалентных напряжений

конструкции недостаточна. Для повышения несущей способности необходимо усиление наиболее нагруженных элементов в определенных зонах.

По проведенным расчетам после анализа поля напряжений выработан вариант усиления конструкции с учетом конструктивных особенностей печи. На рис. 7 представлена разработанная схема усиления каркаса свода.

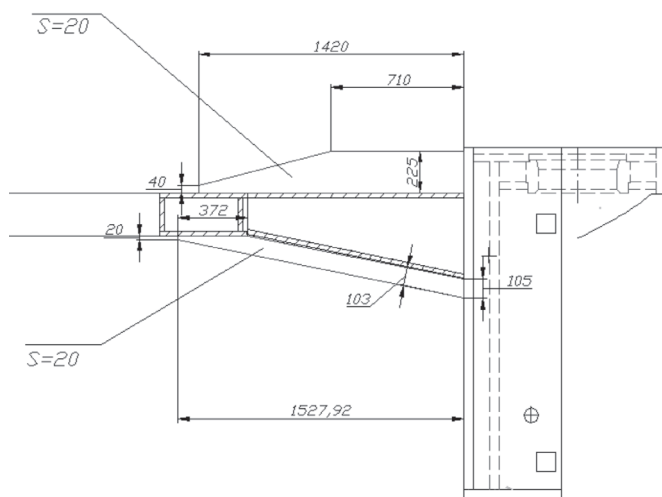


Рис. 7. Эскиз подкреплений кронштейна свода

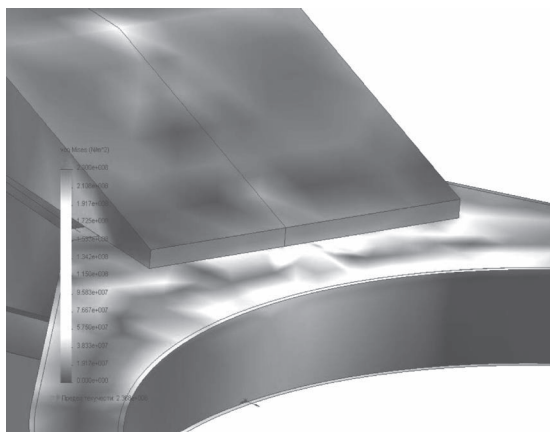


Рис. 8. Концентрация напряжений в верхней панели сводового кольца

После внесения всех доработок в расчетную модель конструкции в результате расчета получено, что максимальные напряжения составляют 170 МПа. Это обеспечивает запас прочности 1,79.

Такие напряжения развиваются на верхней панели сводового кольца (рис. 8). В остальных опасных зонах напряжения достигают 125 МПа, что обеспечивает запас прочности 2,44.

Выводы

Конструкция дуговой сталеплавильной печи ДСП-40-Н1 представляет собой сложную пространственную конструкцию, состоящую в основном из листов металла (пластин). Этот подход позволил создать тонкостенную конечноэлементную модель и по сравнению с твердотельной моделью (объемные конечные элементы) существенно упростить последующие расчеты в конечноэлементном пакете ANSYS Workbench.

Применение метода конечных элементов позволило найти и оценить слабые зоны конструкции и произвести их усиление рациональным способом (в процессе разработки усиления были проработаны и отброшены 8 различных вариантов). Конструкция с предложенными усилениями успешно прошла внутризаводские испытания на предельные нагрузки и в дальнейшем обеспечит безопасную эксплуатацию печи.

Список литературы

1. Сойфер В.М., Кузнецов Л.Н. Дуговые печи в сталелитейном цехе. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
2. Анурьев В.И. Справочник конструктора-машиностроителя. Т. 1. – М: Машиностроение, 2001. – 902 с.
3. Феодосьев В. И. Сопротивление материалов: учебник. – М.: Наука, 1986 г. – 512 с.
4. Гребенкин М.Ф. Расчет металлургических машин и механизмов. – Киев: Выща школа, 1988. – 448 с.
5. Толоконников Л.С. Расчет и конструирование механизмов электрических печей. – М.; Л.: Госэнергоиздат, 1961. – 240 с.
6. Авдонин А.С. Прикладные методы расчета оболочек и тонкостенных конструкций. – М.: Машиностроение, 1969. – 402 с.
7. Moaveni S. Finite Element Analysis Theory and Application with ANSYS (3rd edition). Prentice Hall, 2008. – 868 p.
8. Басов К.А. ANSYS: справочник пользователя. – М.: ДМК Пресс, 2005. – 640 с.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 76–80

Improvement of the design of the steel-making electric-arc furnace ДСП-40-Н1

Golubev A.O.¹, Engineer

Krasnorutskiy D.A.¹, Ph.D. (Engineering)

Levin V.E.¹, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, e-mail: levin@craft.nstu.ru

Sapov S.N.², Chief Project Designer

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

²Siberian electrothermal equipment plant JSC “Sibelektroterm”, 51 Petukhova st., Novosibirsk, 630088, Russian Federation

Received 15 October 2013

Revised 23 January 2014

Accepted 28 January 2014

Abstract

Stress calculation of the main structural elements of the steel-making electric-arc furnace ДСП-40-Н1 is considered. Static deformation of spatial design of the furnace is modeled using the finite element method in the ANSYS program pack. To reduce the computation effort a model of massive construction is recruited from the plates (shell finite elements are used). Stress calculation of the furnace structural members most subjected to load is conducted. It is revealed that in the original version of the construction there are stresses that are several times higher than the yield stress of the material, prescribed in the GOST for sheet metal that makes up the construction. On the basis of the distribution of stresses in the finite element model several options to strengthen the construction were worked out and the most appropriate variant, that provided the required safety and ease of constructive implementation were selected. The construction of the proposed reinforcements successfully completed in-plant test limit loads. This will ensure further safe operation of the furnace.

Keywords: Stress calculation, finite-element model, steel-making electric-arc furnace, reinforcement of construction, safety factor, allowable stresses.

References

1. Sojfer V.M., Kuznecov L.N. *Dugovye pechi v stalelitejnom cehe* [Arc furnaces in steel-casting foundry]. Moscow, Metallurgija Publ., 1989. 176 p.
2. Anur'ev V.I. *Spravochnik konstruktora-mashinostroitelja, tom 1* [Reference Design - Mechanical Engineer]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. Vol.1, 902 p.
3. Feodos'ev V.I. *Soprotivlenie materialov: uchebnik* [Textbook “Strength of materials”]. Moscow, Nauka Publ., 1986. 512 p.
4. Grebenkin M.F. *Raschet metallurgicheskikh mashin i mehanizmov* [Calculation of metallurgical machinery]. Kiev, Vysha Shkola, 1988. 448 p.
5. Tolokonnikov L.S. *Raschet i konstruirovanie mehanizmov jelektricheskikh pechej* [Calculation and design of mechanisms of electric furnaces]. Moscow–Leningrad, Gosjenergoizdat Publ., 1961. 240 p.
6. Avdonin A.S. *Prikladnye metody rascheta obolochek i tonkostennykh konstrukcij* [Applied methods of analysis of shells and thin-walled structures]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969. 402 p.
7. Moaveni S. *Finite Element Analysis Theory and Application with ANSYS* (3rd edition). Prentice Hall, 2008. 868 p.
8. Basov K.A. *ANSYS: spravochnik pol'zovatelja* [ANSYS: User's Guide]. Moscow, DМК Press, 2005. 640 p.

Рекомендации по написанию научной статьи

Оформление русскоязычной части статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)» должно соответствовать по стилю и содержанию определенным минимальным требованиям еще до того, как она будет принята на рассмотрение для публикации. Статьи, не соответствующие этим минимальным требованиям, получают мотивированный отказ редактора – их даже не отправляют на рассмотрение в редакционный совет. Вопросы новизны и оригинальности исследования решаются авторами статьи.

Отметим одно необходимое условие, сформировавшееся за время работы в журнале, – нельзя подавать на рассмотрение работу, которая предварительно не прошла оценки качества самим автором (и научным руководителем в случае недостаточного опыта автора в подготовке научных статей). Кроме того, текст должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

1. 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, соблюдая правила написания по русскому языку.

Избегайте:

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

Научная статья должна иметь определенную структуру, которая описана ниже.

2. Заглавие и сведения об авторах

Используйте лаконичное описательное название, содержащее основные ключевые слова темы статьи. Перед заглавием обязательно указывается УДК.

После заглавия по порядку следуют И.О. ФАМИЛИЯ авторов, их ученая степень, ученое звание, в скобках указываются сокращенное название организации, город. Ниже – данные для переписки: Фамилия И.О. основного автора, почтовый адрес и полное название организации, e-mail.

3. Аннотация (реферат)

Аннотация содержит ключевые слова и представляет собой сжатый обзор содержания работы, указывает на основные проблемы, к которым обращается автор, на подход к этим проблемам и на достижения работы (не менее 10 строк).

4. Ключевые слова

Ключевые слова должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

5. Введение

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в данном разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию данной отрасли науки. 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.

6. Описание экспериментальной части и теоретической/вычислительной работы

6.1. Материал, испытываемые образцы и порядок проведения испытаний

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 ГОСТ.

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 т.д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

6.2. Результаты экспериментов

Результаты предпочтительно представлять в форме графиков и описывать их словесно. Не следует писать о том, что ясно видно по графику.

6.3. По теоретической/вычислительной работе

Вышеперечисленные рекомендации 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 попытки выявить причинно-следственные связи, не украшают работу.

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

7. Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Настоящий раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, а также 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, это не презентация в PowerPoint. Обязанностью автора является упорядочивание данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

8. Выводы

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

10. Список литературы

Прежде чем составить список литературы, необходимо ознакомиться с правилами оформления ссылок в журнале «Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)» на сайте www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания).

В списки литературы обязательно включайте иностранные источники (желательно не менее 50 %, исключение – публикации по региональной тематике); число цитируемой литературы чаще всего от 15 до 30 ссылок. Списки литературы (References) – это демонстрация вашей эрудиции, информированности о текущих исследованиях в данной области, поэтому цитируемые публикации должны быть как можно более новыми (но и увеличивать их чрезмерно, без причины тоже не следует). Ссылки на свои работы приветствуются, но проявляйте умеренность.

В.Г. Атапин, В.Ю. Скиба,
заместители главного редактора 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, 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 один из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

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

Пример авторского резюме на русском языке

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

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The

article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

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

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

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via ^1H or ^{31}P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ^{13}C -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 ^{31}PMR , as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

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

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

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

Авторское резюме включает:

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, необходимо помнить 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 и имея также 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 хороших рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

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

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» публикует статьи, содержащие новые и оригинальные результаты исследований по следующим научным направлениям (рекомендованные ВАК): 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение).

Статью с приложениями и их электронные версии на CD можно направлять в редакцию **по почте** либо **по электронной почте** (metal_working@mail.ru). Одновременно со статьей высылается **оригинал экспертного заключения** о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зам. гл. редактора *Атапин В.Г.*

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается авторский лицензионный договор.

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word 97-2003**. Формат оригиналов – **A4**. Шрифт – **Times New Roman**, 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 четкими и понятными, могут быть включены в текст статьи.

Научная публикация должна иметь следующую структуру.

1. **Заглавие** (должно быть как можно короче и отражать содержание текста).

2. **Аннотация:**

на русском языке на основе ГОСТ 7.995 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ **не менее 10 строк, 850 знаков**), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

на английском языке – по объему больше аннотации на русском языке и включает **не менее 150–250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке).

3. **Ключевые слова** (должны отображать содержание работы). На английском языке – использовать термины из контролируемых словарей.

4. **Введение** (1-2 стр., краткий обзор по состоянию проблемы с цитатами или ссылками на актуальную литературу; в конце раздела необходимо сформулировать цель или задачу нового исследования и то как вы это сделали).

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

6. **Результаты и обсуждение.**

7. **Выводы** (по результатам работы, описанной в данной статье; следует быть лаконичным).

8. **Список литературы:** в среднем 15-25 наименований (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка»).

Краткие требования к набору рукописей

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул Microsoft Equation 3.0. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются.* Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28].

Пример оформления статьи

УДК 621.9.06:518.4

ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ

*В.Г. ИВАНОВ, доктор техн. наук, профессор,
....., канд. техн. наук, доцент,
В.С. ПЕТРОВ, аспирант,, магистрант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Иванов В.Г. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский
государственный технический университет, e-mail: metal_working@mail.ru

Аннотация (не менее 10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова

<текст статьи с четко выраженной структурой>

1. Введение
2. Теория или методика экспериментального исследования или материалы и методы и др.
3. Результаты и обсуждение
4. Выводы
5. Список литературы (15–25 наименований)

Choice of design parameters of base details at the design stage

V.G. Ivanov,, V.S. Petrov,

Abstract (не менее 150–250 слов)

Key words

На отдельном листе приводится информация для РИНЦ (исполнение обязательно).

Пример оформления сведений для РИНЦ:

УДК
621.9.06

Расчетная оценка упругих деформаций фундамента многоцелевого станка

Иванов Владимир Григорьевич, Петров Виктор Сергеевич,

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

Аннотация

Рассматривается расчет упругих деформаций фундамента тяжелого многоцелевого станка на абсолютно жестком основании и на упругом винклеровом основании. Показано, что от толщины фундамента существенно зависит деформирование его поверхности.
..... (не менее 10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова

фундамент, многоцелевой станок, упругие деформации, метод конечных элементов.

Литература

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.
2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – №4(41). – С. 18–25.
3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.
..... (в среднем 15-25 наименований)

Calculation of elastic deformations the base of the multi-purpose machine tool

V.G. Ivanov, V.S. Petrov,

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface. ...

Keywords

foundation, machining center, elastic deformations, finite element method.

Правила подготовки списка литературы в англоязычном блоке статьи*

Списки литературы в российских журналах включают большое разнообразие русскоязычных источников: журналы, материалы конференций, сборники, монографии, патенты, диссертации, отчеты, законы, постановления и пр. Поэтому постоянно возникают вопросы, как готовить для References описание этих публикаций.

Для подготовки описания этих видов документов необходимо учитывать тот факт, что эти публикации отсутствуют в системе и не предназначены для установления соответствий между публикациями и ссылками на них. Однако они также должны быть обязательно представлены в романском алфавите. Поэтому их описание можно делать достаточно короткими. Исключение составляют переводные книги, в основном монографии.

Если готовить ссылки в References с пониманием цели их представления в системе, тогда существует ряд правил, выполняя которые можно получить максимальное число связанных с публикациями ссылок в журнале. К таким правилам можно отнести:

1) представлять в References, вместо русскоязычного варианта описания журнала, описание его переводной версии, которая, скорее всего, будет или уже представлена в Scopus;

2) так как известно, что описания включаемых в зарубежные индексы цитирования и другие базы данных публикаций даются по их англоязычному блоку, то в самом идеальном случае в References можно включать переводное название статьи в том виде, как оно указано в журнале (и потом – в базе данных). В таком случае транслитерация заглавия статьи не требуется, но указывается в скобках после ее описания язык публикации (**in Russian**);

3) представлять в References, вместо переводного издания книги (монографии), описание оригинальной ее версии, так как индексы цитирования все больше включают книг в свои ресурсы, в т. ч. Scopus. Переводная версия может быть также описана, как дополнительные сведения (в скобках), см. пример ниже;

4) представление в References только транслитерированного (без перевода) описания недопустимо, так как делает такое описание совершенно не читаемым (еще как-то понятным для русскоязычного читателя, но не понятным по содержанию больше никому). Поэтому, если нужно сократить описание, то лучше приводить его переводное описание с указанием в скобках (**in Russian**). Это в большей степени относится к анонимным (не авторским) произведениям: законодательным, нормативным документам, а также к патентам, диссертациям, отчетам и другим не типичным для индексов цитирования документам;

5) при описании изданий без авторов (сборников, коллективных монографий) допускается вместо авторов писать одного, максимум двух редакторов издания;

6) для неопубликованных документов можно делать самое короткое название с указанием в скобках (**unpublished**), если оно имеет авторство (для учета ссылок автора), либо просто “**Unpublished Source**” или “**Unpublished Report**” и т. д., если авторство в документе отсутствует;

7) так как русскоязычные источники трудно идентифицируются зарубежными специалистами, рекомендуется в описаниях оригинальное название источника выделять курсивом, как в большинстве зарубежных стандартов;

8) если описываемая публикация имеет doi, его обязательно надо указывать в библиографии в References, так как этот идентификатор является наиболее точным источником информации о статье и по нему производится связка “ссылка-публикация”;

9) нежелательно в ссылках делать произвольные сокращения названий источников. Это часто приводит к потере связки, так как название может быть не идентифицировано;

* По материалам 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)

10) все основные выходные издательские сведения (в описаниях журнала: обозначение тома, номера, страниц; в описаниях книг: место издания – город, обозначение издательства (кроме собственного непереводного имени издательства, оно транслитерируется)) должны быть представлены на английском языке;

11) в описаниях русскоязычных учебников, учебных пособий не надо указывать тип изданий. Эта информация в ссылках в данном случае является избыточной;

12) в выходных данных публикаций в ссылках (статей, книг) необходимо указывать количество страниц публикации: диапазон страниц в издании указывается “**pp.**” Перед страницами; количество страниц в полном издании (книге) – указывается как “**р.**” после указания количества страниц;

13) перевод заглавия статьи или источника берётся в квадратные скобки; иногда используются круглые скобки, однако, если квадратные скобки используются редко для других целей в описаниях изданий, то круглые скобки могут иметь другое предназначение, поэтому их использование может вызвать путаницу в описаниях;

14) одна публикация описывается в списке литературы один раз, независимо от того, сколько раз в тексте публикации был упомянут источник;

15) если книга в списке литературы (в любом варианте – основном или в *References*) описывается полностью, тогда в библиописании должен быть указан полный объем издания, независимо от того, какие страницы издания были процитированы в тексте; исключения составляют случаи, когда используются отдельные главы из книги; в этом варианте в списке литературы дается описание главы, с указанием страниц “от-до”;

16) использовать системы автоматического перевода кириллицы в романский алфавит; не делать транслитерацию вручную. Это позволит избежать ошибок транслитерации.

Последние два пункта «правил» относятся к процессу составления библиографических описаний в целом. Ниже приведены примеры ссылок на различные виды публикаций.

Описание статьи из журналов:

Zagurenko A.G., Korotovskikh V.A., Kolesnikov A.A., Timonov A.V., Kardymon D.V. Tekhniko-ekonomicheskaya optimizatsiya dizaina gidrorazryva plasta [Techno-economic optimization of the design of hydraulic fracturing]. *Neftyanoe khozyaistvo – Oil Industry*, 2008, no.11, pp. 54–57.

или

Zagurenko A.G., Korotovskikh V.A., Kolesnikov A.A., Timonov A.V., Kardymon D.V. Technical and economic optimization of hydrofracturing design. *Neftyanoe khozyaistvo – Oil Industry*, 2008, no.11, pp. 54–57 (in Russian).

Во втором варианте описано англоязычное название статьи, имеющееся в журнале и в *Scopus*.

Нежелательно такое представление ссылки (заглавие статьи только транслитерировано, без перевода):

Zagurenko A.G., Korotovskikh V.A., Kolesnikov A.A., Timonov A.V., Kardymon D.V. Tekhniko-ekonomicheskaya optimizatsiya dizaina gidrorazryva plasta. *Neftyanoe khozyaistvo – Oil Industry*, 2008, no.11, pp. 54–57.

Описание статьи из электронного журнала:

Swaminathan V., Lepkoswka-White E., Rao B.P. Browsers or buyers in cyberspace? An investigation of electronic factors influencing electronic exchange. *Journal of Computer-Mediated Communication*, 1999, vol. 5, no. 2. Available at: <http://www.ascusc.org/jcmc/vol5/issue2/> (Accessed 28 April 2011).

Описание статьи с DOI:

Zhang Z., Zhu D. Experimental research on the localized electrochemical micro-machining. *Russian Journal of Electrochemistry*, 2008, vol. 44, no. 8, pp. 926–930. doi: 10.1134/S1023193508080077

Описание статьи из продолжающегося издания (сборника трудов)

Astakhov M.V., Tagantsev T.V. Eksperimental'noe issledovanie prochnosti soedinenii «stal'-kompozit» [Experimental study of the strength of joints «steel-composite»]. *Trudy MGTU «Matematicheskoe modelirovanie slozhnykh tekhnicheskikh sistem»* [Proc. of the Bauman MSTU «Mathematical Modeling of Complex Technical Systems»], 2006, no. 593, pp. 125–130

Описание материалов конференций:

Usmanov T.S., Gusmanov A.A., Mullagalin I.Z., Muhametshina R.Ju., Chervyakova A.N., Sveshnikov A.V. Osobennosti proektirovaniya razrabotki mestorozhdeniy s primeneniem gidrorazryva plasta [Features of the design of field development with the use of hydraulic fracturing]. *Trudy 6 Mezhdunarodnogo Simpoziuma «Novye resursosberegayushchie tekhnologii nedropol'zovaniya i povysheniya neftegazootdachi»* [Proc. 6th Int. Symp. «New energy saving subsoil technologies and the increasing of the oil and gas impact»]. Moscow, 2007, pp. 267–272.

Приведено полное описание конференции вместе с транслитерированным и переводным названием статьи. Основная часть (кроме авторов) включает: название конференции на языке оригинала (в транслитерации, если нет ее английского названия), выделенное курсивом. В квадратных скобках дается перевод названия конференции на английский язык. Выходные данные (место проведения конференции, место издания, обозначение страниц) должны быть представлены на английском языке.

Более короткий вариант описания:

Usmanov T.S., Gusmanov A.A., Mullagalin I.Z., Muhametshina R.Ju., Chervyakova A.N., Sveshnikov A.V. Features of the design of field development with the use of hydraulic fracturing. *Trudy 6 Mezhdunarodnogo Simpoziuma «Novye resursosberegayushchie tekhnologii nedropol'zovaniya i povysheniya neftegazootdachi»* [Proc. 6th Int. Symp. «New energy saving subsoil technologies and the increasing of the oil and gas impact»]. Moscow, 2007, pp. 267-272. (In Russian).

Нежелательно оставлять переводное название конференции, так как оно при попытке кем-либо найти эти материалы, идентифицируется с большим трудом.

Sen'kin A.V. Voprosy vibrodiagnostiki uprugogo kosmicheskogo apparata [Issues of vibration diagnostics of elastic spacecraft]. *Problemy teorii i praktiki v inzhenernykh issledovaniyakh. Trudy 33 nauch. konf. RUDN* [Problems of the Theory and Practice of Engineering Research. Proc. Russ. Univ. People's Friendship 33rd Sci. Conf.]. Moscow, 1997, pp. 223–225.

Описание книги (монографии, сборники):

Nenashev M.F. *Poslednee pravitel'stvo SSSR* [Last government of the USSR]. Moscow, Krom Publ., 1993. 221 p.

Ot katastrofy k vrozozhdeniyu: prichiny i posledstviya razrusheniya SSSR [From disaster to rebirth: the causes and consequences of the destruction of the Soviet Union]. Moscow, HSE Publ., 1999. 381 p.

Lindorf L.S., Mamikonians L.G., eds. *Ekspluatatsiya turbogeneratorov s neposredstvennym okhlazhdeniem* [Operation of turbine generators with direct cooling]. Moscow, Energiia Publ., 1972. 352 p.

Kanevskaya R.D. *Matematicheskoe modelirovanie gidrodinamicheskikh protsessov razrabotki mestorozhdenii uglevodorodov* [Mathematical modeling of hydrodynamic processes of hydrocarbon deposit development]. Izhevsk, 2002. 140 p.

Izvekov V.I., Serikhin N.A., Abramov A.I. *Proektirovanie turbogeneratorov* [Design of turbo-generators]. Moscow, MEI Publ., 2005, 440 p.

Latyshev, V.N., *Tribologiya rezaniya. Kn. 1: Friksionnye protsessy pri rezanie metallov* (Tribology of Cutting, Vol. 1: Frictional Processes in Metal Cutting), Ivanovo: Ivanovskii Gos. Univ., 2009.

Belousov, A.I., Bobrik, P.I., Rakhman_Zade, A.Z. *Teplovye yavleniya i obrabatyvaemost' rezaniem aviatsionnykh materialov. Tr. MATI* (Thermal Phenomena and the Ease of Cutting of Aviation Materials:

Proceedings of the Moscow Aviation Engineering Institute). Moscow, Mashinostroenie Publ., 1966, no. 64.

Последняя ссылка является неполной. Из нее непонятно, описывается ли книга в целом (монография), выпущенная в серии трудов института, или это статья (в описании без заглавия статьи). Недостает в этом случае указания страниц. Если это монография, тогда указывается, сколько всего страниц (235 p.), если статья – диапазон страниц или одна страница (pp. 220–222). Однако в любом случае эта ссылка будет найдена при поиске публикаций авторов.

Описание переводной книги:

Timoshenko S.P., Young D.H., Weaver W. *Vibration problems in engineering*. 4th ed. New York, Wiley, 1974. 521 p. (Russ. ed.: Timoshenko S.P., Iang D.Kh., Uiver U. *Kolebaniia v inzhenerenom dele*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985. 472 p.).

Brooking A., Jones P., Cox F. *Expert systems. Principles and case studies*. Chapman and Hall, 1984. 231 p. (Russ. ed.: Bruking A., Dzhons P., Koks F. *Ekspertnye sistemy. Printsipy raboty iprimery*. Moscow, Radio i sviaz' Publ., 1987. 224 p.).

Если можно выявить оригинал, по которому был сделан перевод книги, тогда полезно описать его как основное название вместо переводного. Такой вариант описания позволяет найти публикации авторов в действительном представлении их фамилий в отличие от переводной версии (по всем правилам при переводе описания в латиницу фамилии авторов транслитерируются, что значительно искажает его настоящее написание).

Когда не удастся выявить сведения об оригинальной версии книги либо переводная версия является, например, сборником из нескольких зарубежных изданий, в основном описании остается переводное издание.

Описание неопубликованного документа:

Latypov A.R., Khasanov M.M., Baikov V.A. *Geology and Production (NGT GiD). The Certificate on official registration of the computer program*. No. 2004611198, 2004. (In Russian, unpublished).

Generator davleniia GD-2M. Tekhnicheskoe opisanie i instruktsiia po ekspluatatsii [Pressure generator GD-2M. Technical description and user manual]. Zagorsk, Res. Inst. of Appl. Chem. Publ., 1975. 15 p.

или

Pressure generator GD-2M. Technical description and user manual. Zagorsk, Res. Inst. of Appl. Chem. Publ., 1975. 15 p.. (In Russian, unpublished).

Описание Интернет-ресурса:

APA Style (2011). Available at: <http://www.apastyle.org/apa-style-help.aspx> (accessed 5 February 2011).

Pravila Tsitirovaniya Istochnikov (Rules for the Citing of Sources) Available at: <http://www.scribd.com/doc/1034528/> (accessed 7 February 2011)

Описание диссертации или автореферата диссертации:

Semenov V.I. *Matematicheskoe modelirovanie plazmy v sisteme kompaknyi tor*. Diss. dokt. fiz.-mat. nauk [Mathematical modeling of the plasma in the compact torus. Dr. phys. and math. sci. diss.]. Moscow, 2003. 272 p.

или

Semenov V.I. *Matematicheskoe modelirovanie plazmy v sisteme kompaknyi tor*. Dokt. Diss. [Mathematical modeling of the plasma in the compact torus. Doct. Diss.]. Moscow, 2003. 272 p.

Grigor'ev Iu.A. *Razrabotka nauchnykh osnov proektirovaniia arkhitektury raspredelennykh sistem obrabotki dannykh*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Development of scientific bases of architectural design of distributed data processing systems. Dr. tech. sci. diss.]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 1996. 243 p.

Описание ГОСТа:

GOST 8.586.5-2005. Metodika vypolneniia izmerenii. Izmerenie raskhoda i kolichestva zhidkosti i gazov spomoshch'iu standartnykh suzhaiushchikh ustroistv [State Standard 8.586.5–2005. Method of measurement. Measurement of flow rate and volume of liquids and gases by means of orifice devices]. Moscow, Standartinform Publ., 2007. 10 p.

или

State Standard 8.586.5–2005. Method of measurement. Measurement of flow rate and volume of liquids and gases by means of orifice devices. Moscow, Standartinform Publ., 2007. 10 p. (In Russian)

Описание патента:

Palkin M.V., e.a. *Sposob orientirovaniia po krenu letatel'nogo apparata s opticheskoi golovkoi samonavedeniia* [The way to orient on the roll of aircraft with optical homing head]. Patent RF, no. 2280590, 2006.

В описании не все авторы, как дано в основном списке литературы. Если работать с References добросовестно, тогда можно найти патент и дополнить авторов.

МЕДИАКИТ ЖУРНАЛА

О ЖУРНАЛЕ

МЕДИАКИТ



Ежеквартальный научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» публикует:

- материалы о прогрессивном оборудовании и инструментах для металло- и деревообработки, слесарно-монтажных, строительных и малярных работах, о достижениях в области их разработки и авангардных технологиях производства, а также о проблемах экономики и организации производства, подготовки специалистов и повышения их квалификации;

- результаты научных исследований докторов и кандидатов наук, аспирантов, магистров техники и технологии по следующим научным направлениям: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка

металлов и сплавов; 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение). Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Труды конференции», «Научно-техническая информация» и др.

Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование.

Публикация статей **бесплатная**.

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 (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 2 марта 2012 года № 8/13).

Дата основания:

1998 г. – Инструмент Сибири; с 2001 г. – Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты).

Свидетельство о регистрации средств массовой информации ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г. ISSN 1994-6309.

Учредители журнала:

- ОАО Новосибирский проектно-технологический и экспериментальный институт «Оргстанкинпром»;
- Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет»;

- ООО Научно-производственная коммерческая фирма «Машсервисприбор».

Издатель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования

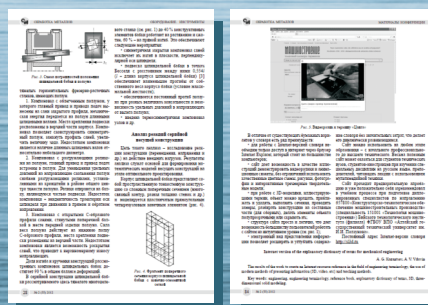
«Новосибирский государственный технический университет»;

630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20.



Технические характеристики журнала:

- Периодичность – 4 раза в год (1 раз в квартал)
- Язык – русский
- Объем – до 200 страниц
- Формат – А4 (210 × 297 мм)
- Тираж – до 1000 экз



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 %

Журнал представлен:

- на сайте: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- на сайте НГТУ: www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»); научные издания)

- электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	28.03
2	28.06
3	29.09
4	20.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зам. гл. редактора – В. Г. Атапин, В. Ю. Скиба.

Тел.: Атапин В.Г. (383) 346-17-77,
Скиба В.Ю. (383) 346-17-79
E-mail: metal_working@mail.ru



С 2003 года научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» совместно с «ITE Сибирь/ITE Siberia» в рамках Международной выставки машиностроения и металлообработки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Металлообрабатывающее оборудование и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении

Конференция представлена на сайте:

<http://machine-building.conf.nstu.ru>



Рекламные материалы должны соответствовать тематике научно-технического и производственного журнала по машиностроению. Для размещения рекламы предоставляется площадь трех страниц обложки (цветная).

Цветная реклама на обложке (формат А4):

- 2 страница 18 000 руб.
- 3 страница 15 000 руб.
- 4 страница 20 000 руб.

