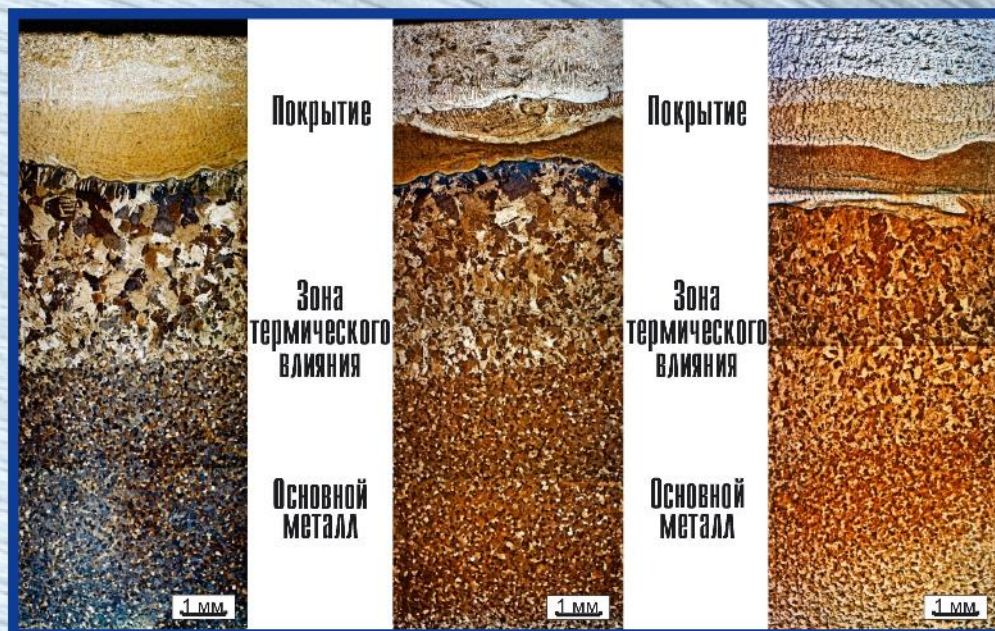


Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Поперечное сечение титановых образцов с покрытием, сформированным в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси порошков Ti-Ta на титановую основу: а – двухслойное покрытие; б – трехслойное покрытие; в – четырехслойное покрытие

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 4 (61) ОКТЯБРЬ—ДЕКАБРЬ 2013 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 Германия: **Монико Грайф**, профессор, доктор, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

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

Украина: **Ковалевский С.В.**, доктор техн. 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, **Афанасьев В.К.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев А.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАЕ, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ ССО РАН, г. Томск, **Смольников Н.Я.**, доктор техн. наук, профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград, **Суслов 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

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

Лосинская А.А., Дробяз Е.А., Батаев В.А., Плотникова Н.В., Голковский М.Г. Структура и свойства поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, полученных методом наплавки углеродсодержащих порошковых смесей и последующей закалки	5
Астапов И.А., Ерёмкина К.П., Теслина М.А., Химухин С.Н., Гостищев В.В. Структура и свойства функциональных покрытий, полученных электроискровой обработкой стали 20X13	12
Ковалевская Ж.Г., Кукареко В.А. Исследование строения и фазового состава азотированных слоев мартенситной стали, полученных ультразвуковым выглаживанием и ионной имплантацией	19
Афанасьев В.К., Попова М.В., Герцен В.В., Долгова С.В., Лейс В.А. Воздействие внешней среды на формирование свойств алюминиевых сплавов при термической обработке	28
Шевцова Л.И., Батаев И.А., Мали В.И., Анисимов А.Г., Лазуренко Д.В., Самейшева Т.С. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15	35
Голковский М.Г., Самойленко В.В., Попелюх А.И., Руктуев А.А., Плотникова Н.В., Белоусова Н.С. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана BT1-0	43
Ленивцева О.Г., Батаев И.А., Иванцовский В.В., Белоусова Н.С., Головин Е.Д., Зимоглядова Т.А. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка углеродсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана BT1-0	49
Лазуренко Д.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Теплых А.М., Самойленко В.В., Поляков И.А. Повышение коррозионной стойкости стальных конструкций с использованием процессов наплавки порошковых смесей и сварки взрывом	58
Буров С.В., Худорожкова Ю.В., Рыжков М.А. Особенности распада аустенита при непрерывном охлаждении перегретой заэвтектидной стали	65
Кацюба А.В., Крупин А.Ю., Кудаев С.С. Влияние технологических режимов молекулярно-лучевой эпитаксии на морфологию и электрофизические параметры слоев CaF ₂	71

ТЕХНОЛОГИЯ

Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия	79
Локтионов А.А. Оценка качества реза листовых материалов при тонкоструйной плазменной резке	86
Головин Е.Д., Пель А.Н., Дробяз Е.А., Веселов С.В., Тимаревский Р.С., Горяйнова О.А., Черкасова Н.Ю. Математическое моделирование механического поведения межтелового эндофиксатора для шейного отдела позвоночника	92

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Гусев В.В., Медведев А.Л. Влияние механической характеристики инструмента для правки свободным абразивом на режущую способность алмазного шлифовального круга	98
Рекомендации по написанию научной статьи	104
Подготовка аннотации	106
Правила для авторов	108

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

Подписано в печать 03.12.13. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 26,04. Уч.-изд. л. 14,0. Изд. № 260. Заказ 2. Тираж 1000 экз.

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

СМ РАБОТКА СМ METALLOV (METAL WORKING)

Journal no. 4 (61) October–December 2013 TECHNOLOGY • EQUIPMENT • INSTRUMENTS

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev

*Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation*

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir G. Atapin

*Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation*

Vladimir G. Burov

*Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russian
Federation*

Vadim Y. Skeebea

*Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russian
Federation*

Editor of the English translation:

Elena A. Lozhkina

*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

E-mail: metal_working@mail.ru

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

EDITORIAL COUNCIL

CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

MEMBERS:

Bundesrepublik Deutschland:

Moniko Greif, Hochschule RheinMain University of Applied
Sciences, *Russelsheim*

Florian Nürnberger, Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

Thomas Hassel, Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, Belarusian National Technical
University, *Minsk*

The Ukraine:

Sergiy V. Kovalevskyy, Donbass State Engineering Academy,
Kramatorsk

The Russian Federation:

Gennadiy E. Anisimenko, Scientific and Production company
«Sigma-instrument», *Novosibirsk*;

Vladimir K. Afanas'ev, Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk;

Victor P. Balkov, Research and Development Tooling Institute
«VNIINSTRUMENT», *Moscow*;

Vladimir A. Bataev, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk;

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

Sergey V. Kirsanov, National Research Tomsk Polytechnic
University, *Tomsk*;

Aleksandr N. Korotkov, Kuzbass State Technical University,
Kemerovo;

Evgeniy A. Kudryashov, Southwest State University, *Kursk*;

Aleksandr G. Ovcharenko, Biysk Technological Institute,
Biysk;

Kharis M. Rakhimyanov, Novosibirsk State Technical
University, *Novosibirsk*;

Yuriy N. Saraev, Institute of Strength Physics and Materials
Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of
Sciences, *Tomsk*;

Nikolay Ya. Smolnikov, Volgograd State Technical University,
Volgograd;

Anatoliy G. Suslov, Moscow State Industrial University,
Moscow

Evgeniy Yu. Tatarkin, I.I. Polzunov Altai State Technical
University, *Barnaul*

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

Losinskaya A.A., Drobyaz E.A., Bataev V.A., Plotnikova N.V., Golkovsky M.G. Structure and properties of the low carbon steel surface layers, obtained by cladding of carbon-containing powder mixtures, followed by quenching	5
Astapov I.A., Eremina K.P., Teslina M.A., Khimukhin S.N., Gostishchev V.V. Structure and properties of functional coatings produced by electrospark deposition of a steel 20X13	12
Kovalevskaya Zh.G., Kukareko V.A. Investigation of the structure and phase composition of the nitrided layers of martensitic steel produced by ultrasonic burnishing and ion implantation	19
Afanasjev V.K., Popova M.V., Gerzen V.V., Dolgova S.V., Leis V.A. Influence of external environment on forming of aluminum alloys characteristics under heat treatment	28
Shevtsova L.I., Bataev I.A., Mali V.I., Anisimov A.G., Lazurenko D.V., Sameyshcheva T.S. Influence of heat temperature on the structure and mechanical properties of the material fabricated by spark plasma sintering of the PN85U15 powder	35
Golkovsky M.G., Samojlenko V.V., Popeliukh A.I., Ruktuev A.A., Plotnikova N.V., Belousova N.S. Multilayered electron-beam overlay welding of the tantalum-containing powder mixtures on the commercial pure titanium	43
Lenivtseva O.G., Bataev I.A., Ivancivsky V.V., Belousova N.S., Golovin E.D., Zimoglyadova T.A. Atmospheric electron-beam overlay welding of carbon containing powder mixtures onto technically pure titanium VT1-0	49
Lazurenko D.V., Bataev I.A., Ruktuev A.A., Teplyh A.M., Samoylenko V.V., Polyakov I.A. The improvement of corrosion resistance of steel constructions by using the processes of overlay welding of the powder mixtures and explosion welding	58
Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V., Ryzhkov M.A. Peculiarities of austenite transformation under continuous cooling of hypereutectoid steel	65
Katsyuba A.V., Krupin A.Y., Kudaev S.S. Effect of the temperature conditions of the molecular-beam epitaxy on morphology and electrical properties of the CaF ₂ layers	71

TECHNOLOGY

Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Hardening frictional treatment of NiCrBSi laser clad coating	79
Loktionov A.A. Assessment a cut of quality of sheet materials in the conditions of high-precision plasma cutting	86
Golovin E.D., Pel A.N., Drobiaz E.A., Veselov S.V., Timarevskiy R.S., Goriaynova O.A., Cherkasova N.Yu. Mathematical simulation of cervical cage mechanical behavior	92

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Gusev V.V., Medvedev A.L. The influence of the tool mechanical characteristic for dressing by the free abrasive on cutting ability of the diamond grinding wheel	98
Guidelines for Writing a Scientific Paper	104
Abstract requirements	106
Rules for authors	108



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПЛАВКИ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЗАКАЛКИ*

А.А. ЛОСИНСКАЯ, аспирант

Е.А. ДРОБЯЗ, канд. техн. наук, доцент

В.А. БАТАЕВ, доктор техн. наук, профессор

Н.В. ПЛОТНИКОВА, канд. техн. наук, доцент

(НГТУ, г. Новосибирск)

М.Г. ГОЛКОВСКИЙ, канд. ф-м. наук, с.н.с.

(ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск)

Поступила 5 октября 2013

Рецензирование 5 ноября 2013

Принята к печати 10 ноября 2013

Дробяз Е.А. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: ekaterina.drobjaz@ya.ru

Рассмотрены особенности формирования структуры в поверхностных слоях низкоуглеродистой стали 20 после вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой железуглеродистой смеси и последующей электронно-лучевой закалки. Показано, что в процессе наплавки формируются покрытия толщиной до 2,6 мм, твердость которых достигает 5300 МПа. Последующая электронно-лучевая закалка обеспечивает повышение микротвердости до 7000... 8000 МПа. Повышение твердости, обусловленное формированием в процессе электронно-лучевой закалки высокопрочной мелкодисперсной мартенситной структуры, благоприятно отражается на триботехнических свойствах материалов. Наибольшими показателями износостойкости обладают сформированные покрытия со структурой заэвтектоидной стали после дополнительной термической обработки.

Ключевые слова: высокоскоростной нагрев, цементация, покрытие, карбиды, износостойкость.

Введение

Одним из наиболее распространенных и экономичных процессов поверхностного упрочнения сталей является цементация, заключающаяся в насыщении поверхностных слоев изделий углеродом в сочетании с последующей термической обработкой (закалка и низкий отпуск). Механизм упрочнения сталей при реализации такого процесса основан на формировании в поверхностных слоях из-

делий высокоуглеродистого мартенсита, обладающего повышенной твердостью. В слое, расположенном ближе к поверхности изделия, при цементации формируется структура заэвтектоидного типа (перлит и вторичный цементит). После закалки и низкого отпуска в пределах этого слоя образуется отпущенный мартенсит с включениями цементита глобулярного типа. Такая структура способствует повышению износостойкости материала в различных условиях изнашивания [1]. При этом

* Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации. Договор № 16.120.11.6112-МК.

сердцевина стальных изделий обладает повышенным уровнем вязкости.

Обладая рядом важных достоинств, технология цементации имеет также и недостатки. Один из них заключается в малой производительности и высокой энергоемкости процесса. При формировании упрочненных слоев толщиной $\sim 0,5...2$ мм длительность процесса цементации составляет 6...8 часов и более. Вторым недостатком обусловлен тем, что технологические возможности методов цементации ограничены габаритами термического оборудования. Создание и эксплуатация оборудования для цементации особо крупных изделий экономически не рациональны. Эффективным решением отмеченной проблемы, позволяющим, как и при цементации, получать слои достаточной толщины, является наплавка на изделия упрочняющих покрытий. В настоящее время в производственных условиях применяется множество методов, дающих возможность наплавлять материалы, обладающие высокой износостойкостью. В первую очередь, речь идет о процессах лазерной [2–4], электронно-лучевой, плазменной, электродуговой наплавки [5–9]. Особо может быть выделена технология поверхностного упрочнения сталей пучками электронов, выведенными в воздушную атмосферу. Эта технология, реализуемая на мощных промышленных ускорителях производства Института ядерной физики им. Г.И. Будкера (г. Новосибирск), позволяет с высокой производительностью наплавлять на стальные изделия износостойкие покрытия, а также при необходимости проводить поверхностную термическую обработку сталей [10, 11].

Цель данной работы заключалась в изучении возможности использования ускорителя электронов для реализации комбинированной обработки низкоуглеродистой стали, сочетающей наплавку порошковой железо-графитовой смеси с последующей закалкой наплавленного слоя.

Методика

экспериментальных исследований

В качестве материала, выполнявшего функцию подложки, использовали нормализованную низкоуглеродистую сталь 20 (0,19 % C; 0,47 % Mn; 0,20 % Si; 0,009 % P; 0,042 % S; 0,15 % Ni; 0,15 % Cu) с ферритоперлитной

структурой. Образцы для наплавки имели форму пластин с размерами $100 \times 50 \times 10$ мм. Для наплавки использовали порошковую смесь, содержащую 25 % (вес.) карбонильного железа ОСЧ6-2, 25 % (вес.) графита марки ГЛ-1 (ГОСТ 5279-74) и 50 % (вес.) флюса MgF_2 . Перед наплавкой порошковую смесь ровным слоем насыпали на поверхность пластины в количестве $0,2 \text{ г/см}^2$.

Наплавку выполняли на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН по следующим режимам: ток пучка (I) – 24 и 26 мА, диаметр пучка (d) – 12 мм, скорость перемещения электронного пучка (v) – 10 мм/с, расстояние от выпускного окна до обрабатываемой поверхности (h) – 90 мм. Для того чтобы обеспечить наплавку порошковой смеси по всей ширине образца, осуществлялось сканирование электронного пучка с частотой 50 Гц и размахом 50 мм.

Закалку и отпуск осуществляли также с использованием электронного пучка, выведенного в атмосферу. Основные технологические параметры электронно-лучевой закалки: энергия пучка – 1,4 МэВ; ток пучка – 32 и 34 мА; расстояние от выпускного отверстия до обрабатываемой поверхности – 90 мм; скорость перемещения заготовки в продольном направлении – 70 мм/с; частота сканирования – 50 Гц; размах сканирования – 50 мм. В режиме отпуска закаленных слоев ток пучка составлял 9,5 мА, расстояние от выпускного отверстия до заготовки – 122 мм, скорость перемещения заготовки – 70 мм/с.

Структурные исследования сталей выполняли с использованием светового микроскопа Axio Observer A1m и растрового микроскопа EVO 50 XVP компании «Carl Zeiss». Объектами исследования служили металлографические шлифы, приготовленные по стандартным методикам, включающим операции механического шлифования и полирования. Для оценки твердости материалов использовали прибор Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,98 Н.

Износостойкость при трении о закрепленные частицы абразива оценивали на образцах, имеющих форму цилиндров диаметром 2 мм и высотой 10 мм. В процессе испытаний образцы с силой 3 Н прижимались к вращающемуся диску с абразивной бумагой и перемещались при этом в радиальном направлении. Траектория движения

образцов относительно абразивной бумаги имела форму спирали Архимеда. Дорожки соседних проходов не пересекались. В качестве абразивного материала применялся карбид кремния с размерами частиц от 80 до 100 мкм. Длительность испытаний составляла 35 с. В ходе испытаний оценивалась потеря массы образцов.

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования показали, что в процессе наплавки порошковой железугрифитовой смеси формируются покрытия толщиной 1,8 и 2,6 мм с содержанием углерода 2,19 и 1,57 % соответственно. Таким образом, при наплавке с током пучка 24 мА на заготовке был сформирован слой доэвтектического чугуна, а при 26 мА – заэвтектоидной стали.

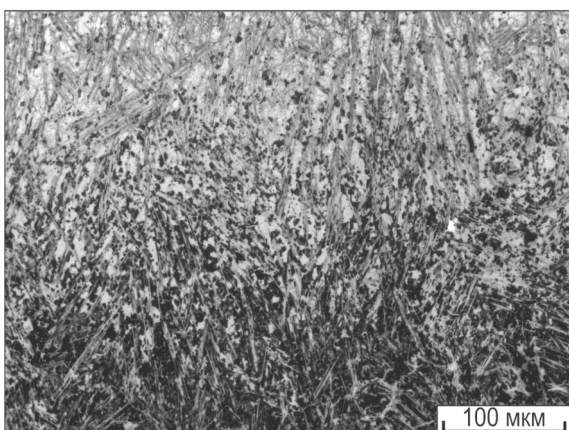
Несмотря на простой химический состав исследуемых материалов в результате последующей электронно-лучевой закалки формируется сложная структура, состоящая из пяти зон, различающихся по содержанию углерода и структурных составляющих. В поверхностном слое толщиной 380...400 мкм образуется высокоуглеродистый мартенсит (рис. 1, а). Лишь в некоторых микрообъемах наблюдаются остатки цементитных кристаллов. Их присутствие обусловлено малым временем пребывания материала в высокотемпературном состоянии. Кроме того, в поверхностном слое присутствует остаточный аустенит, образование которого связано

с повышенным содержанием углерода и высокотемпературным нагревом материала.

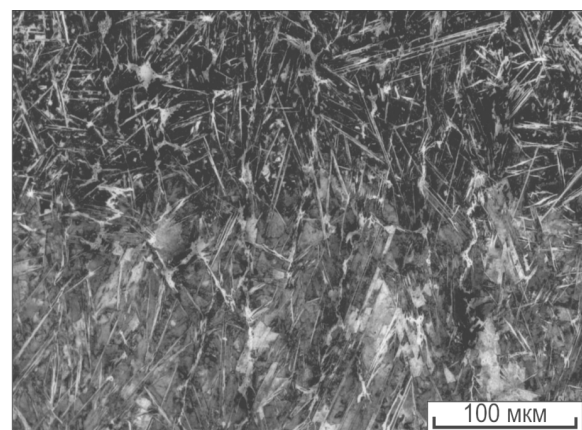
Вторая зона, глубина которой составляет ~ 200 мкм, характеризуется наличием протяженных кристаллов цементита видманштеттова типа и мартенсита. Формирование такой структуры свидетельствует о том, что в процессе электронно-лучевой закалки материал анализируемой зоны был нагрет в соответствии с диаграммой состояния «железо-углерод» до температуры, соответствующей двухфазной аустенитно-цементитной области. Отличительной чертой этой зоны является наличие большого количества остаточного аустенита.

В третьей зоне, глубина которой составляет ~ 300 мкм, наблюдаются кристаллы мартенсита, остаточного аустенита, перлита и видманштеттова цементита (рис. 1, б). По мере снижения температуры нагрева материала объемная доля мартенсита и остаточного аустенита уменьшается, а перлита и видманштеттова цементита возрастает. Четвертая зона характеризуется наличием перлита и цементита видманштеттова типа. Кристаллы цементита представляют собой протяженные пластины со слоистым строением. Длина цементитных пластин достигает 250 мкм, ширина 5 мкм. Пятая зона соответствует исходной стали с феррито-перлитной структурой.

Структурная особенность поверхностного слоя, полученного путем электронно-лучевой закалки предварительно наплавленного чугуна,



а



б

Рис. 1. Структура поверхностного слоя, сформированного при вневакуумной электронно-лучевой наплавке и последующей электронно-лучевой закалке наплавленного слоя

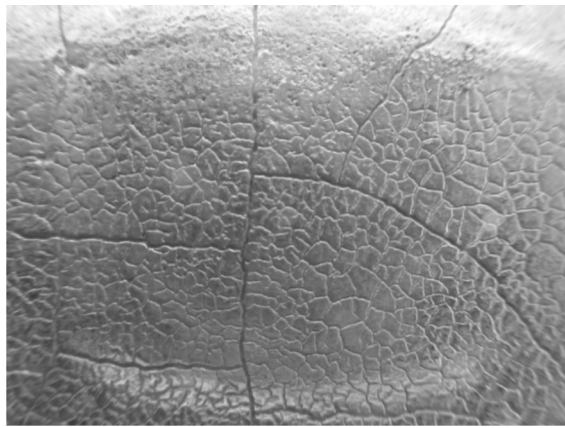


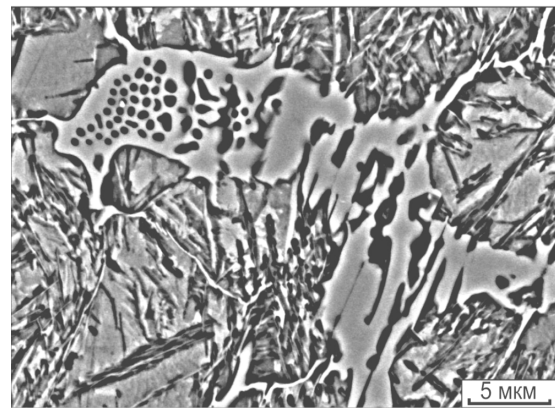
Рис. 2. Поверхность слоя, полученного путем электронно-лучевой закалки предварительно наплавленного чугуна

заключается в возникновении в материале сетки трещин, различных невооруженным взглядом (рис. 2). Размер ячеек этой сетки составляет ~ 3...5 мм. Образование сетки трещин свидетельствует о формировании в процессе высокоскоростной закалки чугуна напряжений высокого уровня.

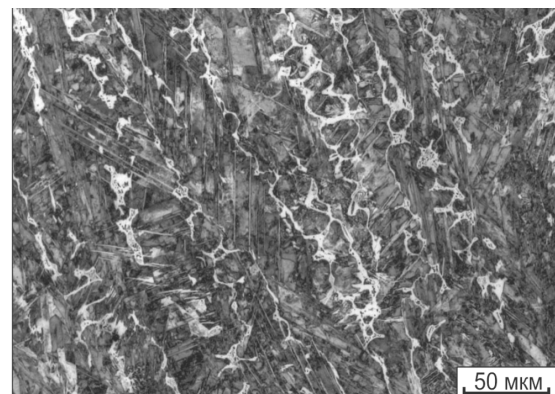
Принципиальное отличие анализируемого материала от структуры, полученной при закалке заэвтектоидной стали, заключается в наличии во всех зонах, за исключением зоны с исходной структурой стали, участков ледебурита (рис. 3). В структуре переходной зоны кроме ледебурита зафиксированы микрообъемы перлита, мелкокристаллического мартенсита, остаточного аустенита и пластины видманштеттова цементита.

Анализ измерений микротвердости сформированных покрытий из заэвтектоидной стали в результате электронно-лучевой закалки показал увеличение твердости до 7000 МПа. Твердость закаленного чугуна составила 8000 МПа. На глубине 900 мкм твердость обоих материалов одинаковая – 6000 МПа. Повышение твердости, обусловленное наплавкой высокоуглеродистых слоев и их последующей закалкой, благоприятно отразилось на триботехнических свойствах материалов.

Результаты испытаний материалов в условиях воздействия закрепленных частиц абразива представлены на рис. 4. В качестве эталона для оценки поведения материалов при изнашивании была выбрана низкоуглеродистая сталь после цементации в твердом карбюризаторе, закалки и отпуска при 200 °С. Уровень ее относительной



а



б

Рис. 3. Структура поверхностного слоя стальной заготовки после электронно-лучевой наплавки слоя доэвтектического чугуна (2,19 % С) и последующей закалки электронным пучком, выведенным в атмосферу

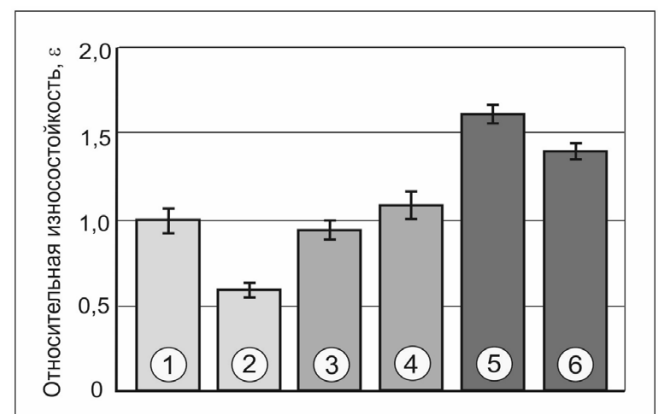


Рис. 4. Относительная износостойкость материалов в условиях воздействия закрепленных частиц абразива:

1 – сталь после цементации в твердом карбюризаторе, закалки отпуска при 200 °С; 2 – нормализованная низкоуглеродистая сталь; 3 – наплавленная сталь ($I = 26$ МА); 4 – наплавленный чугун ($I = 24$ МА); 5 – наплавленная сталь ($I = 26$ МА) после закалки и отпуска; 6 – наплавленный чугун ($I = 24$ МА) после закалки и отпуска

износостойкости ε был принят за единицу. Наименьшей износостойкостью из исследованных в работе материалов обладает нормализованная сталь 20 ($\varepsilon = 0,57$). Относительная износостойкость наплавленных слоев заэвтектоидной стали и доэвтектоидного чугуна, не подвергнутых дополнительной термической обработке, составляет соответственно 0,95 и 1,07. Лучшим показателем износостойкости ($\varepsilon = 1,6$) обладает наплавленная электронным лучом заэвтектоидная сталь после дополнительной термической обработки. Износостойкость чугунного покрытия несколько ниже ($\varepsilon = 1,4$), что, вероятно, связано с образованием в результате закалки сплошной сетки трещин.

Выводы

Мощный электронный пучок, выведенный в атмосферу, позволяет с высокой скоростью выполнять наплавку на стальные заготовки порошковой железорафитовой смеси, формировать на них поверхностные слои глубиной до 2,6 мм с повышенным содержанием углерода, а также осуществлять закалку на глубину до 1 мм с последующим отпуском на одном и том же технологическом оборудовании.

При использовании выбранных в работе режимов процессы наплавки, закалки и отпуска высокоуглеродистых слоев выполняются с высокой производительностью, в десятки раз большей, чем при осуществлении традиционной химико-термической обработки.

Микротвердость поверхностно закаленных слоев стали и чугуна достигает 7000 и 8000 МПа. Электронно-лучевая закалка поверхностных слоев со структурой доэвтектоидного чугуна сопровождается формированием сетки трещин. При закалке стального слоя, содержащего 1,57 % С, образования трещин не зафиксировано. В условиях воздействия закрепленных частиц абразива интенсивность изнашивания наплавленных и закаленных электронным пучком поверхностных слоев заэвтектоидной стали и доэвтектоидного чугуна ниже, чем низкоуглеродистой стали, цементованной в твердом карбюризаторе с последующей закалкой и низким отпуском. Комплекс высоких триботехнических свойств после проведения операций электронно-лучевой закалки

и отпуска обусловлен структурными особенностями полученных покрытий, в частности, мелкозернистой структурой с выделениями высокоуглеродистого мартенсита.

Технология может быть рекомендована для упрочнения локальных зон крупных изделий, габариты которых не позволяют обрабатывать их с использованием промышленных нагревательных печей. Наплавленные слои высокоуглеродистой стали целесообразно подвергать последующей электронно-лучевой закалке и отпуску. С целью предотвращения образования сетки трещин слои белого чугуна, наплавленные электронным пучком, целесообразно использовать без дополнительной закалки.

Список литературы

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
2. Das D. K. Prior Austenite Grains in Steels laser Surface Alloyed with Carbon // Materials characterization. – 1997. – V. 38, No 3. – P. 135–141.
3. Abboud J.H., Benyounis K.Y., Olabi A.G., Hashmi M.S.J. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – V. 182, No 1. – P. 427–431.
4. Khalfallah I.Y., Rahoma M.N., Abboud J.H., Benyounis K.Y. Microstructure and corrosion behavior of austenitic stainless steel treated with laser // Optics & Laser Technology. – 2011. – V. 43. – P. 806–813.
5. Fadeev S.N., Golkovsky M.G., Korchagin A.I., Kuksanov N.K., Lavruhin A.V., Petrov S.E., Salimov R.A., Vaisman A.F. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere // Radiation Physics and Chemistry. – 2000. – Vol. 57, No 3-6. – P. 653–655.
6. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Teplykh A.Yu., Burov V.G., Veselov S.V. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel // Surface and Coatings Technology. – 2012. – No 207. – P. 245–253.
7. Teplykh A., Golkovsky M., Bataev A., Drobyaz E., Veselov S., Golovin E., Bataev I., Nikulina A. Boride Coatings Structure and Properties, Produced by Atmospheric Electron-Beam Cladding // Advanced Materials Research. – 2011. – Vols. 287–290. – P. 26–31.
8. Nikolaou J., Bourithis L., Papadimitriou G. Selective case hardening of plain steel by carbon alloying with a plasma transferred arc (PTA) technique // Journal of materials science. – 2003. – V. 38. – No 13. – P. 2883–2891.

9. Eroglu M., Ozdemir N. Tungsten-inert gas surface alloying of a low carbon steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2002. – No 154. – P. 209–217.

10. Батаева Е. А., Батаев И. А., Буров В. Г., Тушинский Л. И., Голковский М. Г. Влияние исходного состояния на неоднородность структуры углеродистых сталей, упрочненных методом электронно-лучевой обработки при атмосферном давлении //

Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 3. – С. 3–1.

11. Батаев В.А., Батаев А.А., Голковский М.Г., Остроменский П.И., Кортаев Б.В. Упрочнение боковых граней головок железнодорожных рельсов электронно-лучевой обработкой в воздушной среде // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2002. – № 12. – С. 14–18.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 5-11

Structure and properties of the low carbon steel surface layers, obtained by cladding of carbon-containing powder mixtures, followed by quenching

¹A.A. Losinskaya, ¹E.A. Drobyaz, ¹V.A. Bataev, ¹N.V. Plotnikova, ²M.G. Golkovsky

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

²Institute of Nuclear Physics, Prospect akademika Lavrentieva, 11,
Novosibirsk, 630090, Russia

E-mail: ekaterina.drobyaz@ya.ru

Received 5 October 2013

Revised 5 November 2013

Accepted 10 November 2013

Abstract

The features of the structure formation in the surface layers of low carbon steel 20 after nonvacuum electron-beam deposition of iron- graphite powder mixture and subsequent electron-beam hardening are considered. It is shown that the thickness of the coating, formed during deposition, is 2.6 mm and its hardness reaches 5300 MPa. The subsequent electron-beam hardening enhances the microhardness up to 7000 ... 8000 MPa. Increase in hardness due to the formation of the high-strength fine-grained martensitic structure in the process of electron-beam hardening positively affects the tribological properties of materials. Coatings with the structure of a hypereutectoid steel formed after additional heat treatment have the greatest wear index.

Keywords: High heating, carburizing, cover, carbides, wear resistance

References

1. Novikov I. I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [The theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija, 1986. 480 p.
2. Das D. K. Prior Austenite Grains in Steels laser Surface Alloyed with Carbon. *Materials characterization*. 1997, Vol. 38, no. 3, pp. 135-141.
3. Abboud J.H., Benyounis K.Y., Olabi A.G., Hashmi M.S.J. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007, Vol. 182, no. 1, pp. 427–431.
4. Khalfallah I.Y., Rahoma M.N., Abboud J.H., Benyounis K.Y. Microstructure and corrosion behavior of austenitic stainless steel treated with laser. *Optics&Laser Technology*. 2011, Vol. 43, pp. 806–813.

5. Fadeev S.N., Golkovsky M.G., Korchagin A.I., Kuksanov N.K., Lavruhin A.V., Petrov S.E., Salimov R.A., Vaisman A.F. Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere. *Radiation Physics and Chemistry*. 2000, Vol. 57, no. 3-6, pp. 653-655.

6. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Teplykh A.Yu., Burov V.G., Veselov S.V. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel. *Surface and Coatings Technology*. 2012, no. 207, pp. 245–253.

7. Teplykh A., Golkovsky M., Bataev A., Drobyaz E., Veselov S., Golovin E., Bataev I., Nikulina A. Boride Coatings Structure and Properties, Produced by Atmospheric Electron-Beam Cladding. *Advanced Materials Research*. 2011, Vol. 287-290, pp. 26-31.

8. Nikolaou J., Bourithis L., Papadimitriou G. Selective case hardening of plain steel by carbon alloying with a plasma transferred arc (PTA) technique. *Journal of materials science*. 2003, Vol. 38, no. 13, pp. 2883 – 2891.

9. Eroglu M., Ozdemir N. Tungsten-inert gas surface alloying of a low carbon steel. *Surface and Coatings Technology*. 2002, no. 154, pp. 209–217.

10. Bataeva E.A., Bataev I.A., Burov V.G., Tushinskii L.I., Golkovskii M.G. Vliyanie ishodnogo sostojanija na neodnorodnost' struktury uglerodistykh stalej, uprochnennykh metodom jelektronno-luchevoj obrabotki pri atmosfernom davlenii [Effect of initial state on inhomogeneity of the structure of carbon steels hardened by electron-beam treatment at atmospheric pressure]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2009, no. 3, pp. 3-1.

11. Bataev V.A., Bataev A.A., Golkovskii M.G., Ostromenskii P.I., Korotaev B.V. Uprochnenie bokovykh granej golovok zheleznodorozhnykh rel'sov jelektronno-luchevoj obrabotkoj v vozdušnoj srede [Hardening of Side Faces of Railheads by Electric Beam Treatment in Air]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2002, no. 12, pp. 14-18.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ СТАЛИ 20X13

И.А. АСТАПОВ, канд. физ.-мат. наук
К.П. ЕРЁМИНА, аспирант
М.А. ТЕСЛИНА, канд. техн. наук
С.Н. ХИМУХИН, доктор техн. наук
В.В. ГОСТИЩЕВ, канд. техн. наук
 (ИМ ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск)

Поступила 21 октября 2013
 Рецензирование 20 ноября 2013
 Принята к печати 22 ноября 2013

Астапов И.А. – 680042, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153,
 Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
 Институт материаловедения Хабаровского научного центра
 Дальневосточного отделения Российской академии наук,
 e-mail: immaterial_khv@mail.ru

Получены жаростойкие покрытия из Ni–Al-сплавов различного состава на поверхности стали 20X13 методом электроискровой обработки. Исследован фазовый и элементный состав полученных сплавов и покрытий. Выявлена зависимость показателей жаростойкости от исходного состава и структуры Ni–Al-сплавов. Впервые показано, что функциональные покрытия, полученные при обработке стали 20X13 электродными материалами из сплавов состава 66,9 Ni – 32,9 Al и 79,3 Ni – 20,1 Al, обладают наибольшей сплошностью и толщиной, а также в их структуре образуются фазы NiAl и Ni₃Al. Полученные в работе данные показывают, что методом электроискровой обработки на поверхности конструкционной стали возможно получить жаростойкие и жаропрочные покрытия из Ni–Al-сплавов различного состава с высокими показателями твердости, сохраняющие свои физико-механические свойства после термоциклирования при высоких температурах.

Ключевые слова: микроструктура, функциональные покрытия, электроискровая обработка, жаропрочные сплавы, микротвердость.

Введение

Функциональные покрытия, полученные на конструкционных и инструментальных сталях из никель-алюминиевых сплавов, приобретают все большую значимость в энергетическом машиностроении и авиапромышленности благодаря своим уникальным свойствам – коррозионной стойкости, жаростойкости и жаропрочности [1, 2, 3]. В литературе имеются данные по формированию покрытий из чистых Ni–Al-сплавов, а также из промышленных Ni–Al-сплавов, при этом спектр используемых упрочняющих технологий достаточно широк [4, 5, 6, 7, 8, 9, 10]. Однако

практически отсутствуют сведения о применении электроискровой обработки (ЭИО) как метода нанесения коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных Ni–Al-покрытий [11, 12, 13]. Данный метод основан на полярном массопереносе материала анода (легирующего электрода) на катод (материал-заготовку) и отличается высокой энергоэффективностью, возможностью использования любых токопроводящих материалов и защитных сред, мобильностью установок и применением их в качестве дополнительных модулей к металлообрабатывающим станкам [14].

За последние десятилетия российскими и зарубежными предприятиями и научными центра-

ми разработано множество марок сложнолегированных Ni–Al-сплавов различного назначения, включающих более 15–20 легирующих и микролегирующих элементов, многие из которых являются дорогостоящими [15, 16, 17]. Применение таких сложных по составу сплавов обусловлено, прежде всего, необходимостью обеспечения высоких прочностных свойств при рабочих температурах, близких к температурам плавления, во всем объеме материала. В настоящее время наблюдается тенденция к снижению количества легирующих элементов [18]. Наибольшее значение в структуре жаропрочных сплавов на основе системы Ni–Al имеет дисперсионно-твердеющая γ' -фаза (Ni_3Al) [19, 20, 21]. Оптимальной для промышленных Ni–Al-сплавов считается объемная доля γ' -фазы в пределах 50...70 %, что обеспечивает наилучшее сочетание физико-механических свойств при рабочих температурах до $T \approx 1000...1200$ °С. Использование Ni–Al-сплавов в качестве функциональных покрытий дает возможность исключить из состава редкоземельные и другие легирующие элементы без существенного падения жаростойких и жаропрочных характеристик [22, 23].

Таким образом, получение функциональных покрытий на основе системы Ni–Al-методом электроискровой обработки конструкционных и инструментальных сталей представляет научно-практический интерес. В данной работе приведены результаты исследований электроискровых покрытий, полученных при использовании синтезированных Ni–Al-сплавов различного состава.

Методика и материалы

Материалом катода выбрана широко применяемая сталь 20Х13 [24]. Сплавы на основе системы Ni–Al для использования в качестве легирующих электродов получали в высокочастотной индукционной печи «Аверон УЛП 2.2» с применением инертного газа и разливкой в предварительно разогретую до $T = 500$ °С графитовую форму. Электроискровую обработку производили на установке «Элитрон-22А» ($F = 110$ Гц, $U = 15...90$ В, $I = 0,5...3,0$ А). Химический состав определяли на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре «Спектроскан МАКС-GV». Рентгенофазовый анализ производился на диф-

рактометре «ДРОН-7» ($\text{Cu}_{K\alpha}$). Металлографический анализ выполнялся с помощью оптического микроскопа «Planar Micro-200» и растрового электронного микроскопа «Hitachi SU-70». Микротвердость определяли на микротвердомере «ПМТ-3». Испытания на жаростойкость проводились согласно ГОСТ 6130-71 [25].

Результаты и обсуждение

В связи с многофакторным, сложным по своей физико-химической природе электроискровым процессом получить функциональные покрытия с заданными свойствами, отвечающими свойствам исходным электродных материалов, не всегда представляется возможным. Поэтому состав, структура и свойства покрытий могут различаться от аналогичных характеристик исходных электродных материалов. Исходя из этих соображений в качестве анодных материалов разработаны и получены интерметаллидные сплавы Ni–Al различного состава, в некоторых случаях отличающиеся от оптимального по стехиометрии Ni_3Al -сплава [26] (см. таблицу).

Химический и фазовый состав сплавов системы Ni–Al

Номер сплава	Состав, масс. % (ост. – примеси Fe)		Фазовый состав
	Ni	Al	
1	30,3	69,5	Al, NiAl_3
2	57,2	42,1	NiAl
3	66,9	32,9	(Ni), Ni_3Al NiAl
4	79,3	20,1	(Ni), Ni_3Al NiAl
5	83,5	16,4	(Ni) Ni_3Al

Результаты рентгенофазового анализа показали наличие в двух сплавах (№ 3 и 4) γ' -твердого раствора, γ' -фазы (Ni_3Al) с когерентной твердому раствору ГЦК-решеткой и фазы NiAl (рис. 1). Термическая обработка данных сплавов ($T = 700$ °С и $T = 770$ °С, 6 ч, охлаждение с печью) позволила увеличить объемную долю преципитата Ni_3Al

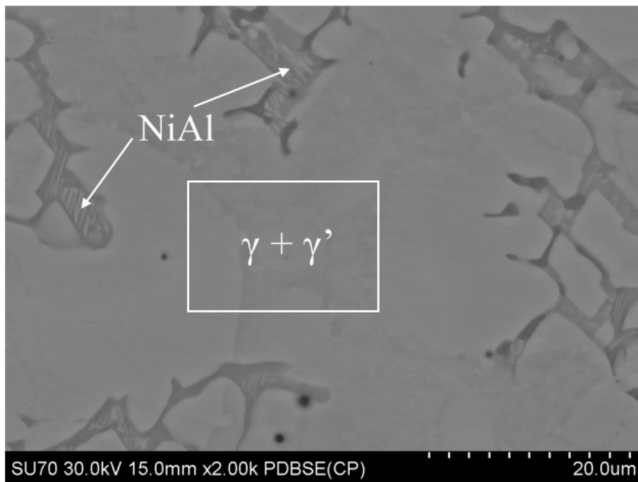


Рис. 1. РЭМ-изображение поверхности сплава № 4 (термообработка $T = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 ч)

в этих сплавах. Нагрев выше $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($T = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 ч, охлаждение с печью) приводит к постепенному растворению и, как следствие, уменьшению содержания γ' -фазы в сплавах.

Использование Ni–Al-сплавов для создания жаростойких покрытий накладывает ряд требований к составу, структуре и свойствам получаемых материалов, так как в большинстве случаев теплонагруженные детали ГТД и ГТУ входят в состав наиболее ответственных узлов. Среди таких требований: высокие показатели жаростойкости в условиях циклических температурных нагрузок; минимальная скорость диффузии покрытия к основе для сохранения первоначального химического и фазового состава; высокие значения твердости для обеспечения высокой эрозионной стойкости; достаточные значения толщины и сплошности покрытий и др. В связи с этим в данной работе особое внимание уделялось качеству покрытий (отсутствие пор, трещин и т. п.), образованию в составе слоя фазы NiAl и γ' -фазы, высоким значениям твердости и жаростойкости.

Фазы NiAl и Ni_3Al были идентифицированы в покрытиях, полученных с помощью сплавов № 3 и 4 (рис. 2). На дифрактограмме обнаружены рефлексы сверхструктуры γ' -фазы ((100), (110), (210), (211)), при этом общий характер спектра указывает на отсутствие внутренних дефектов в структуре покрытий и остаточных напряжений. Положение пиков γ' -фазы указывает на игольчатую структуру фазы Ni_3Al , так как несоответствие параметров решетки с твердым раствором составляет $\Delta a \approx 1 \dots 1,5\%$ [23].

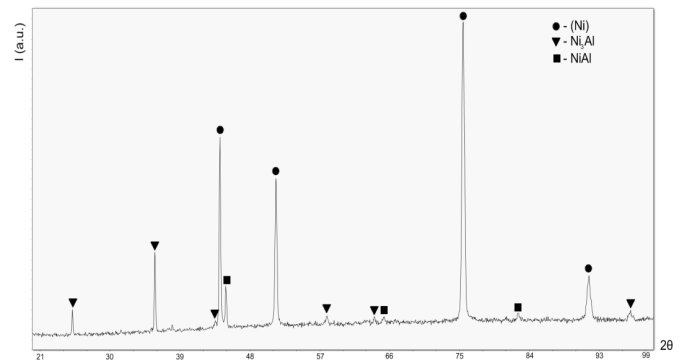


Рис. 2. Дифрактограмма покрытия, полученного при ЭИЛ сплавом № 4 на подложке из стали 20X13

На рис. 3 показана структура покрытий после испытаний на жаростойкость (термоциклирование при температурах $600, 700, 800, 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 6 ч, охлаждение с печью). Наиболее качественные покрытия получены при использовании сплавов № 3 и 4 (рис. 3, сплав 3 и 4): толщина покрытий составляет $50 \dots 150\text{ }\mu\text{m}$, отмечено практически полное отсутствие поперечных трещин и оксидного слоя после термообработки. Покрытие из сплава № 1, содержащее большое количество алюминия, после испытаний на жаростойкость практически наполовину состоит из сплошного равномерного коррозионного слоя (рис. 3, сплав 1). Покрытие из сплава № 2 имеет глубокие продольные и поперечные трещины, из-за чего проникающее действие коррозии отрицательно сказывается на показателях жаростойкости (рис. 3, сплав 2). Относительно тонкое покрытие из сплава № 5 (рис. 3, сплав 5) после испытаний покрыто практически сплошным неравномерным коррозионным слоем, что не позволяет сохранять стойкость при высоких температурах длительное время.

Значения микротвердости полученных покрытий указывают на достаточную однородность их структуры. Исследование микротвердости ($\gamma + \gamma'$)-областей в покрытиях показало, что при температурах термообработки до 700 и $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается увеличение средней микротвердости при использовании в качестве анодных материалов сплавов № 3 и 4 (рис. 4). Полученные данные свидетельствуют о влиянии объемного содержания γ' -фазы на микротвердость [28]. Однако при $T = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$ значения микротвердости падают, что указывает на частичное растворение фазы Ni_3Al . Эти данные согласуются с результатами рентгенофазового анализа, который

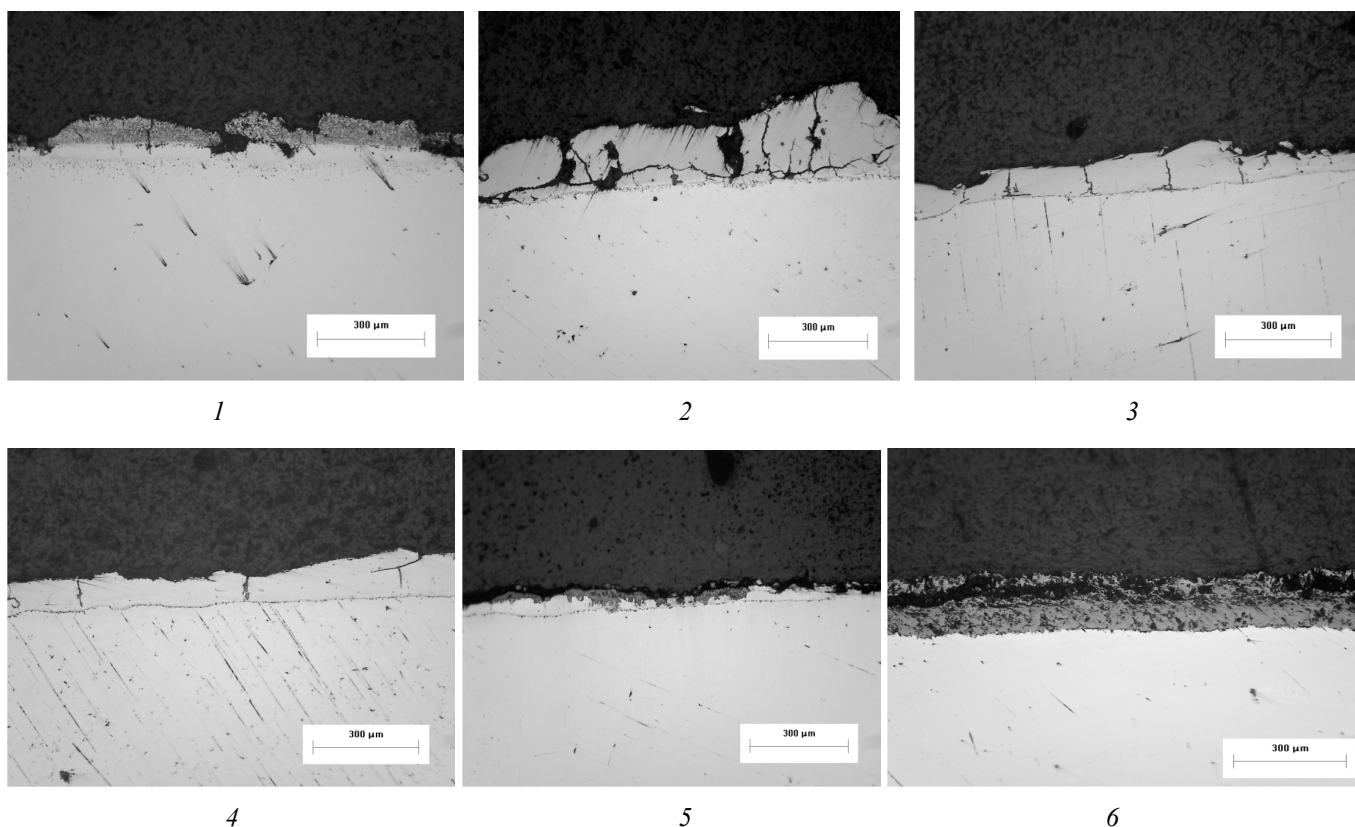


Рис. 3. Поперечное сечение ЭИЛ-покрытий после испытаний на жаростойкость при $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 ч, охлаждение с печью. Основа – сталь 20X13

показал относительное увеличение объемной доли γ' -фазы в покрытиях после испытаний на жаростойкость при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ее уменьшение при $T = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Дополнительные исследования шероховатости поверхности показали, что использование в качестве электродного материала сплава № 4 приводит к формированию слоя с показателями $R_a = 4,2\text{ мкм}$, $R_{\text{max}} = 35\text{ мкм}$, аналогичные значения для покрытия из сплава № 3 – 10,6 и 70,9 мкм соответственно. Разработанная ранее и успешно

применяемая технология БУФО [29] позволяет улучшить качественные характеристики покрытий из Ni–Al-сплавов. Так, например, предварительные эксперименты по исследованию шероховатости показали, что после финишной обработки БУФО покрытие из сплава № 4 отвечает значениям $R_a = 2,9\text{ мкм}$, из сплава № 3 $R_a = 1,2\text{ мкм}$.

Таким образом, показано, что применение сплавов № 3 и 4 является наиболее перспективным для создания на поверхности стали 20X13 методом электроискровой обработки функциональных покрытий, отвечающих высоким значениям жаростойкости, жаропрочности. Данный способ обработки может успешно применяться в областях энергетического машиностроения и авиапромышленности для создания защитных покрытий на поверхности ответственных узлов и деталей.

Выводы

Применение сплавов состава 66,9 Ni – 32,9 Al и 79,3 Ni – 20,1 Al для формирования на поверхности стали 20X13 защитного покрытия

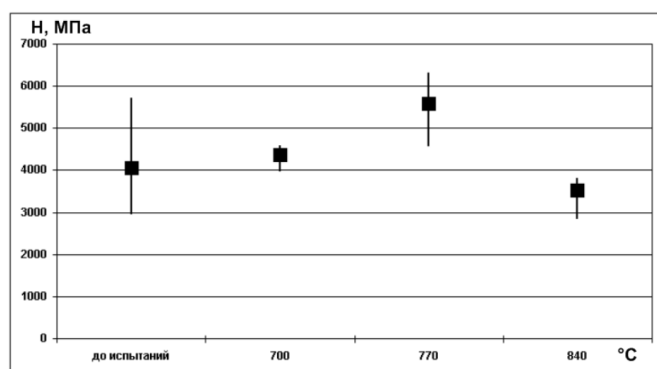


Рис. 4. Микротвердость ($\gamma+\gamma'$)-области в покрытие из сплава № 4 до и после испытаний на жаростойкость при температурах 700, 770 и 840 °C

методом электроискровой обработки приводит к образованию интерметаллидных фаз NiAl и Ni₃Al. Последующая термообработка ($T = 700 \dots 770$ °C) позволяет увеличить значения микротвердости в слое и объемное содержание precipitata γ' -Ni₃Al.

Список литературы

1. *Жаропрочные сплавы* / Ч. Симс, В. Хагелъ; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1976. – 568 с.
2. *Intermetallics* / Gerhard Sauthoff // Weinheim; New York; Basel; Cambridge; Tokyo: VCH, 1995. – 165 p.
3. *Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications* / R.C. Reed // Cambridge University Press, 2008. – 392 p.
4. *Durocher, J. Characterization of the Micro-Welding Process for Repair of Nickel Base Superalloys* / J. Durocher, N.L. Richards // *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 16(6), 2007. – P. 710–719.
5. *Tan X.P. Characterization of topologically close-packed phases in secondary reaction zone in a coated CMSX-4 single crystal Ni-based superalloy* / X.P. Tan, et al. // *Journal of Materials Science*, 2013, Volume 48, Issue 3. – P. 1085–1089.
6. *Paul S. Corrosion Testing of Ni Alloy HVOF Coatings in High Temperature Environments for Biomass Applications* / S. Paul, M.D.F. Harvey // *Journal of Thermal Spray Technology*, 2013, Volume 22, Issue 2-3. – P. 316–327.
7. *Nutzel R. Damage evolution during thermomechanical fatigue of a coated monocrystalline nickel-base superalloy* / R. Nutzel, E. Affeldt, M. Goken // *International Journal of Fatigue*, 30 (2008). – P. 313–317.
8. *Jakubowski J. Diffusion pressure welding of NiAl and Ni₃Al-based alloys with St3S steel* / J. Jakubowski, A. Krajewski, M. Woznicza // *Welding International*, 2005, 19 (12). – P. 950–955.
9. *Технологические основы модифицирования поверхности деталей из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойким NiCrAlY покрытием с применением сильноточных импульсных электронных пучков* / А.Г. Пайкин и др. // *Физика и химия обработки материалов*. – 2008. – № 3. – С. 56–60.
10. *Ковтун А.И. Исследование процессов жидкофазного формирования покрытий на основе алюминидов никеля* / А.И. Ковтун, Т.В. Чермашенцева, С.В. Мямин // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2013. – № 4. – С. 24–28.
11. *Sheldon G.L. Characteristics of Ni-Ti surface alloys formed by electrospark deposition* / G.L. Sheldon, R. Wang, R.A. Clark // *Surface and Coating Technology*, 36 (1988). – P. 445–454.
12. *Yu-jiang Xie Microstructural morphology of electrospark deposition layer of a high gamma prime superalloy* / Yu-jiang Xie, Mao-cai Wang // *Surface & Coatings Technology*, 201 (2006). – P. 691–698.
13. *Heard D.W. Development of a nanostructure microstructure in the Al–Ni system using the electrospark deposition process* / D.W. Heard, M. Brochu // *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2010). – P. 892–898.
14. *Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании* / А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1995. – 323 с.
15. *Superalloys: A Technical Guide* / M. Donachie, Jr., S. Donachie // 2nd ed., ASM International, 2002. – 408 p.
16. *Жаропрочные стали и сплавы. Справочное издание* / С.Б. Масленков. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
17. *Производство газотурбинных двигателей* / В.В. Крымов, Ю.С. Елисеев, К.И. Зудин; под ред. В.В. Крымова. – М.: Машиностроение, 2002. – 376 с.
18. *Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники* // *Российская энциклопедия САС. Авиационно-космическое машиностроение* / гл. ред. А.Г. Братухин. М.: ОАО «НИЦ АСК», 2008. – С. 377–388.
19. *Фазовый анализ никелевых сплавов* / Р.Б. Голубцова. – М.: Наука, 1969. – 234 с.
20. *Yu Y. Preparation, microstructure and tribological properties of Ni₃Al intermetallic compound coating by laser cladding* / Y. Yu, J. Zhou, J. Chen, H. Zhou, C. Guo // *Intermetallics*, 18 (2010). – P. 871–876.
21. *Kablov E.N. Intermetallic Ni₃Al-Base Alloy: a Promising Material for Turbine Blades* / E.N. Kablov, B.S. Lomberg, V.P. Buntushkin, E.P. Golubovskii, S.A. Muboyadzhyan // *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 44, Nos. 7-8, 2002. – P. 284–287.
22. *Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме* / Б.А. Мовчан, И.С. Малашенко. – Киев: Наукова думка, 1983. – 232 с.
23. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / под ред. Ч.Т. Симса; пер. с англ. / под ред. Р.Е. Шалина – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
24. *Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: справ. изд.* / А.П. Шлямнев и др. – М.: «Интермет Инжиниринг». 2000. – 232 с.
25. *ГОСТ 6130-71 – Металлы. Методы определения жаростойкости.*
26. *Okamoto H. Al-Ni (Aluminum-Nickel)* / H. Okamoto // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, Vol. 25, No.4, 2004. – P. 394.

27. *Жаропрочные стали и сплавы* / Ф.Ф. Химушин. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.

28. *Davydov V.M.* Improvement of coating quality obtained by electro spark alloying with nonabrasive ul-

trasonic finishing polishing/ V.M. Davydov, S.N. Khimukhin, E.A. Ledkov, A.V. Gil // 3-rd International conference on Manufacturing engineering. Kallithea of Chalkidiki, Grece, 1-3 October, 2008. – С. 199–204.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 12-18

Structure and properties of functional coatings produced by electrospark deposition of a steel 20X13

I.A. Astapov, K.P. Eremina, M.A. Teslina, S.N. Khimukhin, V.V. Gostishchev

Institute for Material Studies Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences,
Tikhookeanskaya st., 153,
Khabarovsk, 680042, Russia

E-mail: immaterial_khv@mail.ru

Received 21 October 2013

Revised 20 November 2013

Accepted 22 November 2013

Abstract

Temperature-resistant coatings obtained from Ni-Al alloys of various compositions on the steel by the method electrospark deposition are obtained. The phase and elemental compositions of the obtained alloys and coatings are investigated. The dependence of the heat resistance on the original composition and structure of the Ni-Al alloys are revealed. It is shown for the first time that the functional coatings formed during steel 20X13 treatment by electrode materials consisting of 66,9 Ni...32,9 Al and 79,3 Ni...20,1 Al have the greatest continuity and thickness, and also phases NiAl and Ni₃Al are formed in its structure. Data obtained in this paper show that the method of electrospark deposition on the surface of structural steel gives opportunity to get heat-resistant coatings of Ni-Al alloys of different composition with high hardness, that retain its mechanical properties after thermal cycling at elevated temperatures.

Keywords: microstructure, functional coating, electrospark deposition, heat-resisting alloy, microhardness

References

1. Sims Ch.T., Hagel W.C. *The superalloys*. New York, Wiley-Interscience, 1972. 614 p. (Russ. ed.: Sims Ch., Hagel V. *Zharoprochnyye splavy*. Moscow, Metallurgija, 1976. 568 p.).
2. Sauthoff G. *Intermetallics*. Weinheim; New York; Basel; Cambridge; Tokyo; VCH, 1995. 165 p.
3. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge University Press, 2008. 392 p.
4. Durocher J. Richards N.L. Characterization of the Micro-Welding Process for Repair of Nickel Base Superalloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2007, Vol. 16, no. 6, pp. 710-719.
5. Tan X.P., et al. Characterization of topologically close-packed phases in secondary reaction zone in a coated CMSX-4 single crystal Ni-based superalloy. *Journal of Materials Science*. 2013, Vol. 48, Issue 3, pp. 1085-1089.
6. Paul S. Harvey M.D.F. Corrosion Testing of Ni Alloy HVOF Coatings in High Temperature Environments for Biomass Applications. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2013, Vol. 22, Issue 2-3, pp. 316-327.

7. Nutzel R., Affeldt E., Goken M. Damage evolution during thermomechanical fatigue of a coated monocrystalline nickel-base superalloy. *International Journal of Fatigue*. 2008, Vol. 30, pp. 313–317.
8. Jakubowski J., Krajewski A., Woznicza M. Diffusion pressure welding of NiAl and Ni₃Al-based alloys with St3S steel. *Welding International*. 2005, Vol. 19, no.12, pp. 950–955.
9. Pajkin A.G., Krajnikov A.V., Shulov V.A., Bycenko O.A., Jengel'ko V.I., Tkachenko K.I., Chikirjaka A.V. *Fizika i himija obrabotki materialov*, 2008, no. 3, pp. 56-60.
10. Kovtun A.I., Chermashenceva T.V., Mjamins S.V. *Uprochnjajushhie tehnologii i pokrytija*, 2013, no. 4, pp. 24-28.
11. Sheldon G.L. Wang R., Clark R.A. Characteristics of Ni-Ti surface alloys formed by electrospark deposition. *Surface and Coating Technology*. 1988, Vol. 36, pp. 445-454.
12. Yu-jiang Xie, Mao-cai Wang. Microstructural morphology of electrospark deposition layer of a high gamma prime superalloy. *Surface & Coatings Technology*. 2006, Vol. 201, pp. 691–698.
13. Heard D.W., Brochu M. Development of a nanostructure microstructure in the Al–Ni system using the electrospark deposition process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, Vol. 210, pp. 892–898.
14. Verhoturov A.D. *Formirovanie poverhnostnogo sloja metallov pri jelektriskrovom legirovanii* [Formation of the surface layer of the metal when electric spark alloying]. Vladivostok, Dal'nauka Publ., 1995. 323 p.
15. Donachie M., Donachie Jr., S. *Superalloys: A Technical Guide*. 2nd ed., ASM International, 2002. 408 p.
16. Maslenkov S.B. *Zharoprochnye stali i splavy. Spravochnoe izdanie* [Heat-resistant steels and alloys. Reference book]. Moscow, Metallurgija, 1983. 192 p.
17. Krymov V.V., Eliseev Yu.S., Zudin K.I. *Proizvodstvo gazoturbinyh dvigatelej* [Production of gas-turbine engines]. Moscow, Mashinostroenie, 2002. 376 p.
18. Kablov E.N. *Materialy dlja aviakosmicheskoi tehniki. Rossijskaja jenciklopedija CALS. Aviacionno-kosmicheskoe mashinostroenie. Gl. red. A.G. Bratuhin* [Materials for aerospace: Russian encyclopedia CALS. Aerospace engineering. Chap. Ed. Bratuhin A.G.]. Moscow, OAO «NIC ASK», 2008, pp. 377-388
19. Golubcova R.B. *Fazovyj analiz nikelovyh splavov* [Phase analysis of nickel alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1969. 234 p.
20. Yu Y., Zhou J., Chen J., Zhou H., Guo C. Preparation, microstructure and tribological properties of Ni₃Al intermetallic compound coating by laser cladding. *Intermetallics*. 2010, Vol.18, Issue 5, pp. 871–876.
21. Kablov E.N., Lomberg B.S., Buntushkin V.P., Golubovskii E.P., Muboyadzhyan S.A. Intermetallic Ni₃Al-Base Alloy: a Promising Material for Turbine Blades. *Metal Science and Heat Treatment*. 2002, Vol. 44, Issue 7-8, pp. 284-287.
22. Movchan B.A., Malashenko I.S. *Zharostojkie pokrytija, osazhdaemye v vakuume* [Heat-resistant coatings, deposited in vacuum]. Kiev, «Naukova dumka» Publ., 1983. 232 p.
23. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. *Superalloys II: High-temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. Wiley, 1987. 615 p. (Russ. ed.: Simsa Ch.T. *Supersplavy II: Zharoprochnye materialy dlja ajerokosmicheskikh i promyshlennyh jenergostanovok* . Edited by Shalina R.E. Moscow, Metallurgija, 1995. 384 p.).
24. Shljamnev A.P., et al. *Korrozionnostojkie, zharostojkie i vysokoprochnye stali i splavy: Spravochnoe izdanie* [Corrosion-resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys: Reference Edition]. Moscow, «Intermet Inzhiniring» Publ., 2000. 232 p.
25. *GOST 6130-71. Metally. Metody opredelenija zharostojkosti* [State Standart 6130-71. Metals and method of determining their heat resistance]. Moscow, Standartinform Publ., 1971. 16 p.
26. Okamoto H. Al-Ni (Aluminum-Nickel). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2004, Vol. 25, no.4, p. 394.
27. Himushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. Moscow, Metallurgija, 1969. 752 p.
28. Davydov V.M. Khimukhin S.N., Ledkov E.A., Gil A.V. Improvement of coating quality obtained by electro spark alloying with nonabrasive ultrasonic finishing polishing. 3-rd International conference on Manufacturing engineering. Kallithea of Chalkidiki, Grece, 1-3 October, 2008, pp. 199-204.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА АЗОТИРОВАННЫХ СЛОЕВ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ И ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ

*Ж.Г. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук, доцент
(ТПУ, г. Томск),
ведущий инженер (ИФПМ СО РАН, г. Томск)
В.А. КУКАРЕКО, доктор физ.-мат. наук
(ГНУ ОИМ НАН Беларуси, г. Минск)*

Поступила 25 октября 2013
Рецензирование 10 ноября 2013
Принята к печати 14 ноября 2013

Ковалевская Ж.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4,
институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
e-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа и дюротрии, исследованы особенности формирования строения и фазового состава азотированных слоев стали 40X13, полученных высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантацией ионов азота, а также комбинированным воздействием ультразвукового выглаживания и имплантации. Показано, что при ионной имплантации азота в стали 40X13 формируется поверхностный упрочненный азотированный слой. Строение и фазовый состав этого слоя зависят от температуры имплантации и исходного структурного состояния. В случае имплантации при 350 °С азотированный слой представляет диффузионную зону, содержащую азотистый мартенсит и частицы нитридов. В результате имплантации с температурой 400 °С азотированный слой состоит из нитридной и диффузионной зоны. При имплантации с температурой 450 и 500 °С в азотированном слое наряду с нитридами железа образуется нитрид хрома. В этом случае имплантированный слой имеет следующее строение. Верхний слой – это нитридный слой с максимально высокими значениями микротвердости до 19 000 МПа. Затем идет зона внутреннего азотирования второго рода с высокими значениями микротвердости до 15 000 МПа. Далее находится зона внутреннего азотирования первого рода с микротвердостью, которая плавно снижается до 4500 МПа. Высокотемпературная имплантация приводит к выделению в азотированном слое преимущественно частиц нитрида хрома. Комбинированная обработка стали, включающая последовательное ультразвуковое выглаживание поверхности и имплантацию, обеспечивает во всем исследованном интервале температур формирование азотированных слоев большей глубины. Это обусловлено интенсификацией диффузионных процессов за счет предварительной модификации поверхностного слоя стали.

Ключевые слова: ультразвуковое выглаживание, высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота, азотированный слой, фазовый состав, микротвердость.

Введение

Для создания на поверхности стальных деталей упрочненных слоев используют различные технологии азотирования [1]. Глубина азотированного слоя, его фазовый состав и свойства в значительной степени определяются скоростью протекания диффузионного насыщения поверх-

ностных слоев материалов атомами внедрения. Поскольку диффузия является структурно-чувствительным процессом [2], увеличение концентрации дефектов кристаллического строения в поверхностном слое стали способствует изменению кинетики процесса ее насыщения азотом и увеличению глубины азотированного слоя. Одним из современных методов интенсификации

процессов азотирования является использование технологий ионного азотирования. В частности, процессы ионно-лучевого азотирования сопровождаются генерированием в поверхностных слоях облучаемого материала большого количества радиационных дефектов кристаллической решетки (вакансий, междоузельных атомов), что обеспечивает радиационное стимулирование процессов диффузии [3, 4]. С другой стороны, известным способом ускорения процессов диффузионного насыщения в материалах является их предварительная поверхностная пластическая деформация и, в частности, деформация в ультразвуковом поле [5]. При пластической деформации с одновременным ультразвуковым воздействием на металл наблюдаются характерные особенности формирования дефектов структуры, связанные с поглощением дислокациями энергии ультразвуковой волны. Данное явление увеличивает подвижность и плотность дислокаций, а также инициирует процессы динамической полигонизации, приводящей к образованию в поверхностных слоях дислокационных субструктур [5], способных изменить характер развития последующей пластической деформации [6]. При этом ускорение диффузии в процессе насыщения модифицированных ультразвуковой обработкой слоев может обеспечиваться, в первую очередь, появлением дополнительного числа «дислокационных трубок», по которым осуществляется перемещение атомов диффундирующего элемента [7], а также формированием малоугловых дислокационных границ, где перемещение атомов внедрения также значительно ускоряется [8]. Кроме того, неконсервативное движение дислокаций при пластической деформации с одновременным ультразвуковым воздействием также приводит к образованию избыточной концентрации вакансий и стойких конфигураций вакансионных групп. Подобные несовершенства кристаллической решетки способны сохраняться длительное время и наряду с дислокациями интенсифицировать диффузионные процессы в металлах [9].

В связи с этим значительный интерес представляет изучение особенностей формирования структуры, фазового состава и дюрOMETрических свойств материалов, подвергнутых комбинированному воздействию ультразвукового поверхностного пластического деформирования

и ионно-лучевого азотирования. В особенности перспективно использование указанной комбинированной технологии для обработки высоколегированных хромистых сталей.

Материал и методика исследования

Исследования проводились на цилиндрических образцах высотой 6 мм и диаметром 10 мм, изготовленных из стали мартенситного класса 40X13. Предварительная термообработка стали заключалась в закалке от 1050 °С в масле с последующим отпуском при 600 °С в течение двух часов и охлаждением на воздухе. Далее одна часть образцов обрабатывалась методом поверхностного ультразвукового выглаживания по методике [10] на установке, разработанной в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Вторая часть образцов подвергалась высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота (метод ионно-лучевого азотирования [3]) на установке, разработанной в Физико-техническом институте НАН Беларуси, по методике, описанной в [11]. Третья часть образцов подвергалась комбинированной обработке обоими методами: ультразвуковому выглаживанию и имплантации. Образцы имплантировались ионами азота при температурах 350, 400, 450, 500 °С. Время облучения составляло два часа.

Особенности формирования структуры и фазового состав азотированных слоев исследовались с помощью оптической металлографии и дюрOMETрического анализа на приборе «Nano Hardness Tester». За глубину азотирования принимался слой, на границе которого значение твердости на 500 единиц выше твердости исходного материала [12]. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре ДРОН-2,0 в монохроматизированном CoK_{α} -излучении. Глубина проникновения рентгеновского излучения составляла около 20...25 мкм. Получаемые данные рентгеноструктурного анализа давали интегральную оценку фазового состава слоя указанной глубины.

Результаты исследования и их обсуждение

В исходном состоянии после высокого отпуска сталь 40X13 имеет структуру отпущенного мартенсита с твердостью 4450 МПа и содержит основную фазу α -Fe и включения карбида $Cr_{23}C_6$.

В результате ультразвуковой обработки по данным оптической металлографии и дюрOMETРИЧЕСКОГО анализа на поверхности стали формируется модифицированный слой глубиной около 10 мкм. Изменение фазового состава стали при этом не происходит. Вместе с тем регистрируется частичное растворение карбида Cr_{23}C_6 и увеличение параметра кристаллической решетки α -Fe за счет перехода в решетку матричной α -фазы атомов углерода и хрома. Кроме того, уширение рентгеновских дифракционных линий от α -Fe указывает на увеличение плотности дислокаций и фрагментацию микроструктуры. Это подтверждают результаты просвечивающей электронной микроскопии – в исходных мартенситных кристаллах формируется субмикроструктурная субзеренная структура, повышается плотность дислокаций [13]. Ультразвуковое модифицирование структуры поверхностного слоя стали приводит к увеличению значений микротвердости на поверхности с 4450 до 5930 МПа.

В процессе имплантации стали ионами азота во всем исследуемом интервале температур на поверхности образцов формируется азотированный слой, глубина и микротвердость которого зависят от структурного состояния поверхностного слоя и температуры ионно-лучевой обработки.

По результатам оптической металлографии после ионно-лучевой обработки при температурах 350 и 400 °С азотированный слой на поверхности четко не выявляется (рис. 1, а, б). Вместе с тем данные распределения значений микротвердости по глубине поверхностного слоя показали наличие достаточно глубокой упроченной зоны (рис. 2, а, б). В частности, после имплантации с температурой 350 °С глубина азотированного слоя составляет около 15 мкм, а в случае комбинированного воздействия – около 30 мкм.

С помощью РСА установлено, что в обоих случаях существенно изменяется фазовый состав поверхностного слоя стали (рис. 3, а, б). Кроме основной фазы α -Fe и карбида хрома Cr_{23}C_6 в слое регистрируется наличие α_{N} - азотистого мартенсита, а также нитридов железа α'' -(Fe,Cr) $_8$ N и ϵ -(Fe,Cr) $_3$ N.

Подобный фазовый состав характерен для диффузионной зоны азотированного слоя высокохромистых мартенситных сталей, сформированного при низких температурах ионного азотирования [14]. При этом регистрируется экспоненциальный характер распределения значений микротвердости по глубине азотированного слоя, что характерно для зоны внутреннего азотирования первого рода [12].

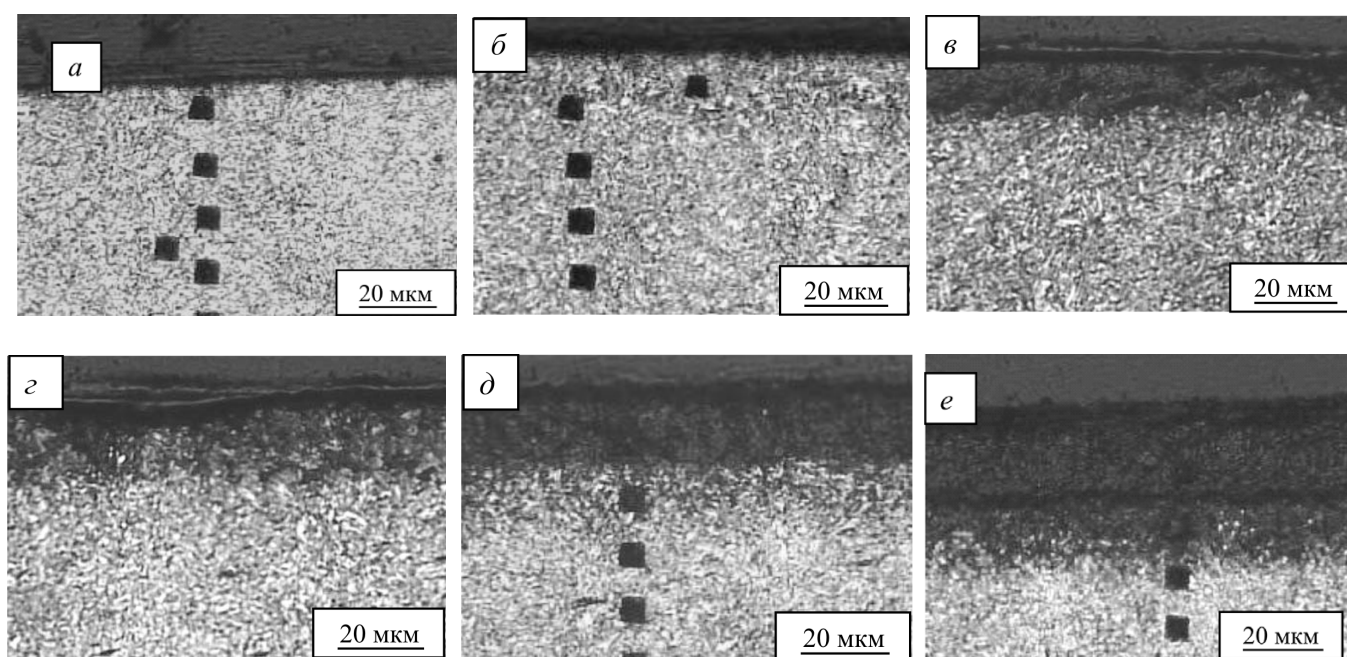


Рис. 1. Оптические изображения микроструктуры стали 40X13 после ионной имплантации азотом (а, в, д) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (б, з, е) при температуре: а, б – 350 °С; в, з – 450 °С; д, е – 500 °С

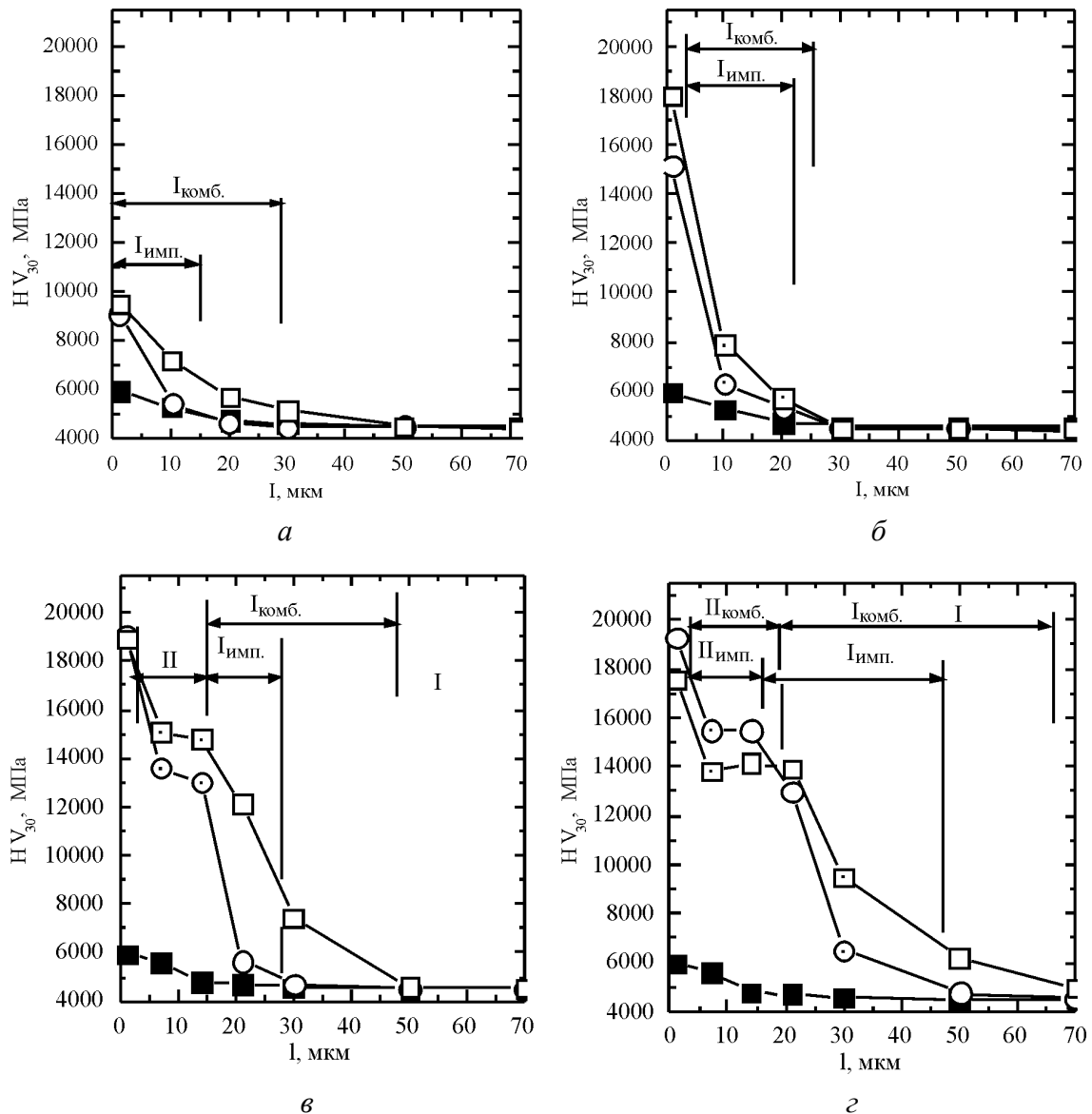


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя стали 40X13 после ультразвукового выглаживания (график ■-); ионной имплантации (график ○-) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (график □-) при температурах: а – 350 °С; б – 400 °С; в – 450 °С; г – 500 °С (отрезками обозначены: I – зона внутреннего азотирования первого рода; II – зона внутреннего азотирования второго рода)

После имплантации с температурой 400 °С значительно увеличивается микротвердость поверхностного слоя образцов (рис. 2, б). В частности, ионно-лучевое азотирование приводит к росту микротвердости стали до 1520 МПа, а в результате комбинированного воздействия – до 1800 МПа. Общая глубина азотированного слоя в обоих случаях имеет близкие значения и составляет около 23 и 27 мкм соответственно. Значительное повышение микротвердости на поверхности образцов свидетельствует о формировании в азотированном слое нитридной зоны,

имеющей высокую микротвердость. Высокая микротвердость нитридов железа обусловлена значительной концентрацией в них атомов хрома. Увеличение доли нитридных фаз подтверждает РСА. Фазовый состав слоя включает в себя нитриды ϵ -(Fe,Cr)₃N, γ' -(Fe,Cr)₄N и α'' -(Fe,Cr)₈N (рис. 3, в, г), а также азотистый мартенсит, который располагается в глубине азотированного слоя – в зоне внутреннего азотирования. При этом на рентгеновских дифрактограммах сохраняются рефлексы от основной α -фазы. Необходимо отметить, что для азотированного слоя

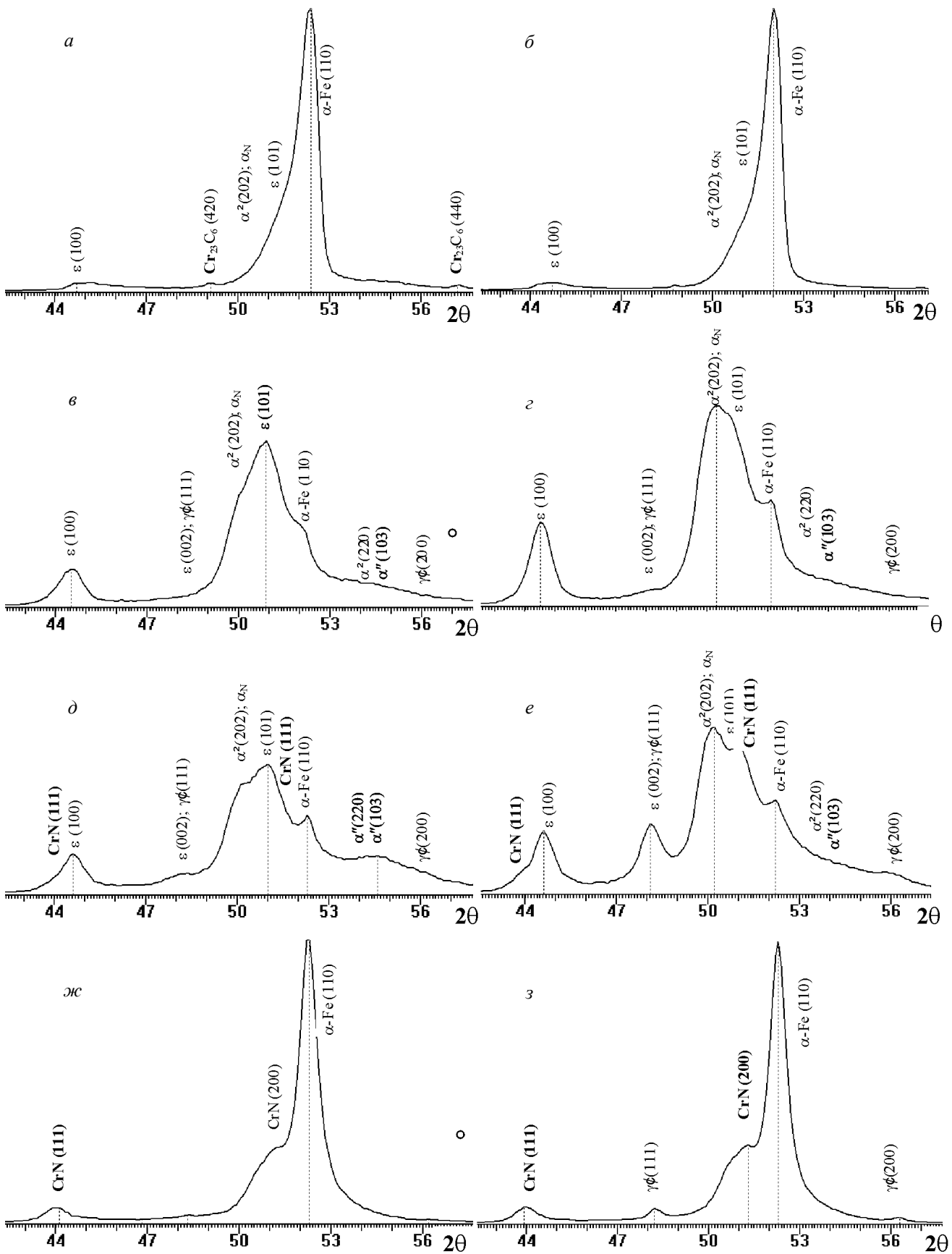


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев стали 40X13 после ионной имплантации (а, в, д, ж) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (б, г, е, з) при температурах: а, б – 350 °С; в, г – 400 °С; д, е – 450 °С; ж, з – 500 °С

стали, полученного комбинированным воздействием, характерно более высокое содержание ϵ -нитрида, а также более высокая концентрация азота в α -фазе. О последнем можно судить по относительно большей величине сдвига дифракционных линий α -Fe в сторону малых углов дифракции (рис. 3, *з*).

Из данных дюротрии и РСА можно заключить, что при температуре имплантации 400 °С в первую очередь происходит активное формирование нитридной зоны азотированного слоя, состоящего из нитридов ϵ -(Fe,Cr)₃N, γ' -(Fe,Cr)₄N. После своего формирования нитридная зона тормозит диффузию ионов азота в глубь материала, что замедляет рост зоны внутреннего азотирования.

В процессе имплантации при температуре 450 °С формируется азотированный слой с повышенной травимостью (рис. 1, *в*, *з*). Как видно на металлографических снимках, глубина зоны повышенной травимости больше на образцах, полученных комбинированным воздействием ультразвуковой обработки и имплантации. Та же зависимость наблюдается и на графиках распределения значений микротвердости, а именно глубина азотированного слоя имплантированного образца составляет около 25 мкм, образца с комбинированной обработкой – около 45 мкм (рис. 2, *в*).

Данные РСА показывают, что в имплантированном при 450 °С слое наряду с нитридами железа и α_N -азотистым мартенситом образуется также нитрид хрома CrN (рис. 3, *д*, *е*). Формирование данной фазы характерно для имплантации при температурах, превышающих начало диффузионной активности атомов хрома. Предварительная ультразвуковая обработка интенсифицирует процесс диффузии, что приводит к увеличению доли CrN в азотированном слое (рис. 3, *е*).

Характер распределения значений микротвердости по глубине имплантированного слоя показывает, что на поверхности стали формируется тонкий слой нитридов железа, имеющий высокие значения микротвердости (рис. 2, *в*). У имплантированной стали микротвердость на поверхности составляет 18 500 МПа, при комбинированном воздействии – до 19 000 МПа. Далее следует слой, упрочненный мелкодисперсными частицами CrN – зона внутреннего азотирования

второго рода. Его глубина при обоих способах обработки приблизительно равна и составляет около 15 мкм. Однако значения микротвердости разные. После имплантации среднее значение микротвердости составляет 13 000 МПа, при комбинированном воздействии – 15 000 МПа. Большее значение микротвердости в случае комбинированной обработки связано с увеличением объемной доли ультрадисперсных выделений нитрида хрома.

За зоной внутреннего азотирования второго рода с постоянными высокими значениями микротвердости следует зона внутреннего азотирования первого рода с плавно снижающимися значениями микротвердости. Причем при комбинированном воздействии значения микротвердости и глубина этой зоны значительно больше. Можно полагать, что данная зона имплантированного слоя характеризуется пониженной концентрацией нитридных частиц вследствие уменьшения содержания азота по глубине слоя.

При обработке стали с нагревом до 500 °С происходит радикальная трансформация фазового состава имплантированного слоя. РСА показывает, что дифракционные линии от α -Fe сужаются, что свидетельствует о глубоком распаде пересыщенного азотом матричного твердого раствора (рис. 3, *ж*, *з*). Дифракционные линии ϵ -(Fe,Cr)₃N и α'' -(Fe,Cr)₈N исчезают. Интенсивность дифракционной линии CrN значительно возрастает. Выделение в имплантированном слое большого количества мелкодисперсных частиц нитрида хрома подтверждает и интенсивное окрашивание азотированного слоя при травлении (рис. 1, *д*, *е*).

Фазовый состав азотированного слоя, полученного комбинированным способом, отличается присутствием нитрида γ' -(Fe,Cr)₄N (рис. 3, *з*). Возможно, это сказывается на значениях микротвердости. По всему сечению азотированного слоя, полученного комбинированным способом, значения микротвердости ниже, чем в имплантированном слое (рис. 2, *з*). На поверхности стали после обработки ионами азота и комбинированной обработки среднее значение микротвердости составляет 19 300 и 17 500 МПа соответственно. В диффузионной зоне первого рода – 15 500 и 13 900 МПа. При этом глубина азотированного слоя, полученного комбинированным способом, значитель-

но больше глубины имплантированного слоя. В первом случае она составляет около 70 мкм, во втором – около 45 мкм. В первом случае шире зона внутреннего азотирования как первого, так и второго рода, что свидетельствует о большей диффузионной подвижности ионов азота в поверхностном слое стали, модифицированной ультразвуковой обработкой.

Выводы

Показано, что при ионной имплантации азота в стали 40X13 формируется поверхностный упрочненный азотированный слой, строение и фазовый состав которого задаются температурой имплантации и исходным структурным состоянием этого слоя. В случае имплантации при 350 °С азотированный слой представляет диффузионную зону, содержащую азотистый мартенсит и частицы нитридов. В результате имплантации с температурой 400 °С азотированный слой состоит из нитридной и диффузионной зоны. При имплантации с температурой 450 °С и выше за счет повышения диффузионной активности хрома в азотированном слое наряду с нитридами железа образуется нитрид хрома. В этом случае имплантированный слой имеет строение: верхний слой – это нитридный слой с максимально высокими значениями микротвердости (19 000...18 000 МПа), затем идет зона внутреннего азотирования второго рода с высокими значениями микротвердости (15 000...13 000 МПа), далее находится зона внутреннего азотирования первого рода с микротвердостью, которая плавно снижается до исходных значений микротвердости стали (4500 МПа). Высокотемпературная имплантация приводит к выделению в азотированном слое преимущественно частиц нитрида хрома.

Комбинированная обработка стали, включающая последовательное ультразвуковое выравнивание поверхности и имплантацию, обеспечивает во всем исследованном интервале температур ионного азотирования формирование азотированных слоев большей глубины, что обусловлено интенсификацией диффузионных процессов за счет предварительной модификации поверхностного слоя стали, обеспечивающей увеличение в нем плотности дефектов кристаллического строения.

Список литературы

1. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.* Азотирование стали. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.
2. *Бокштейн С.З.* Диффузия и структура металлов. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.
3. *Белый А.В., Кукареко В.А., Патенюк А.* Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. – Минск: Белорусская наука, 2007. – 244 с.
4. *Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И.* Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 328 с.
5. *Герцирик Д.С., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М.* Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах. – Киев: Наукова думка, 1991. – 208 с.
6. *Бондарь М.П., Псахье С.Г., Дмитриев А.И., Никонов А.Ю.* Об условиях локализации деформации и фрагментации микроструктуры при высокоскоростном нагружении // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 2. – С. 5-13.
7. *Биронт В.С.* Применение ультразвука при термической обработке металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 168 с.
8. *Зайт В.* Диффузия в металлах / под ред. Б.И. Болтакса. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1958. – 381 с.
9. *Кулемин А.В.* Ультразвук и диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 199 с.
10. *Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Толмачев А.И.* Исследование влияния дефектов точения на формирование микрорельефа поверхности стали при ультразвуковой финишной обработке // Обработка металлов. – 2012. – № 1 – С.14–18.
11. *Белый А.В.* Высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5. – № 1. – С. 95–95.
12. *Чаттерджи-Фишер Р., Эйзелл Ф.-В., Хоффманн Р., Лидтке Д., Малленер Х., Рембгес В., Шрайнер А., Велкер Г.* Азотирование и карбонитрирование / под ред. А.В. Супова. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
13. *Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Первалова О.Б., Иванов Ю.Ф., Кукареко В.А.* Влияние ультразвуковой обработки поверхности стали 40X13 на микроструктуру азотированного слоя, сформированного при высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота // Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 102. – № 6. – 621–629.
14. *Белый А.В., Кукареко В.А., Лободаева О.В., Ших С.К.* Фазовые и структурные превращения в материалах на основе железа, подвергнутых низкоэнергетической имплантации азотом при высоких плотностях тока // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 80. – Вып. 6. – С. 82–95.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 19-27

Investigation of the structure and phase composition of the nitrated layers of martensitic steel produced by ultrasonic burnishing and ion implantation
^{1,2}Zh.G. Kovalevskaya, ³V.A. Kukareko

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Avenue, 30,
Tomsk, 634050, Russia

²Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, pr.
Akademicheskii, 2/4,
Tomsk, 634021, Russia

³Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus,
Akademicheskaya str., 12,
Minsk, 220072, The Republic of Belarus

E-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Received 25 October 2013

Revised 10 November 2013

Accepted 14 November 2013

Abstract

The structure and phase composition of the nitrated layers of steel 40X13 received by intensive low-energy ion implantation of nitrogen and combined effect of ultrasonic burnishing and implantation are investigated by optical metallography, X-ray analysis and durometer. It is shown that ion implantation of nitrogen in steel 40X13 forms nitride hardened surface layer. Structure and phase composition of this layer depend on implantation temperature and the initial structure. After implantation at 350 °C nitrated layer is a diffusion zone containing nitrogen martensite and nitride particles. As a result of implantation at temperature 400 °C formed nitrated layer consists of nitride and diffusion zone. As a result of implantation at 450 °C and 500 °C chromium nitride is formed as well as iron nitride. The implanted layer has the following structure. The top layer - is the nitride layer with the highest values of microhardness up to 19000 MPa. Then there is a zone of internal nitrating of the second kind with high values of microhardness up to 15000 MPa. Next there is a zone of internal nitrating of the first kind with micro-hardness gradually decreased to 4500 MPa. High implantation leads to the release in the nitrated layer, mainly chromium nitride particles. Combined treatment of the steel, including ultrasonic burnishing and implantation, provides over the entire temperature range formation the nitrated layers with greater depth. This is due to the intensification of diffusion processes through the preliminary modification of the surface layer of the steel.

Keywords: ultrasonic burnishing, high-intensity low-energy ion implantation of nitrogen, nitrated layer, phase composition, microhardness.

References

1. Lahtin Yu.M., Kogan Ya.D. *Azotirovanie stali* [Nitrated steels]. Moscow, Mashinostroenie, 1976. 256 p.
2. Bokshtejn S.Z. *Diffuzija i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow, Metallurgija, 1973. 208 p.
3. Belyj A.V., Kukareko V.A., Patejuk A. *Inzhenerija poverhnostej konstrukcionnyh materialov koncentrirovannymi potokami ionov azota* [Engineering surfaces of structural materials concentrated streams of nitrogen ions]. Minsk, Belorusskaja nauka, 2007. 244 p.
4. Didenko A.N., Sharkeev Yu.P., Kozlov Je.V. Rjabchikov A.I. *Jeffekty dal'nodejstvija v ionno-implantirovannyh metallicheskih materialah* [Long-range effects in ion-implanted metallic materials]. Tomsk, NTL Publ., 2004. 328 p.

5. Gercriken D. S., Mazanko V. F., Fal'chenko V. M. *Impul'snaja obrabotka i massoperenos v metallah pri nizkih temperaturah* [Pulse processing and mass transport in metals at low temperaturah]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1991. 208 p.
6. Bondar' M.P., Psah'e S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. *Fizicheskaja mezomehanika*, 2013, Vol. 16, no. 2, pp. 5-13.
7. Biront V.S. *Primenenie ul'trazvuka pri termicheskoj obrabotke metallov* [Application of ultrasound during the heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija, 1977. 168 p.
8. Zajt T.V. *Diffuzija v metallah* [Diffusion in Metals]. Moscow, Publ. inostrannoj literatury, 1958. 381 p.
9. Kulemin A.V. *Ul'trazvuk i diffuzija v metallah* [Ultrasound and Diffusion in Metals]. Moscow, Metallurgija, 1978. 199 p.
10. Kovalevskaya Zh.G., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2012, no. 1, pp. 14-18.
11. Belyj A.V. *Fizicheskaja mezomehanika*, 2002, Vol. 5, no. 1, pp. 95-95.
12. Chatterdshi-Fisher R., Jezell F.V., Hoffmann R., Lidtke D., Mallener H., Rembges V., Shrajner A., Velker G. *Azotirovanie i karbonitirovanie* [Nitriding and carbonitriding]. Edited by Supova A.V. Moscow, Metallurgija, 1990. 280 p.
13. Klimenov V.A., Kovalevskaya Zh.G., Perevalova O.B., Ivanov Yu.F., Kukareko V.A. Vlijanie ul'trazvukovoj obrabotki poverhnosti stali 40H13 na mikrostrukturu azotirovannogo sloja, sformirovannogo pri vysokointensivnoj nizkojenergeticheskoj implantacii ionami azota [Effect of ultrasonic surface treatment of steel 40Kh13 on the microstructure of nitrided layer formed by high-intensity low-energy implantation with nitrogen ions]. *Fizika metallov i metallovedenie - The Physics of Metals and Metallography*, 2006, Vol. 102, no. 6, pp. 621-629.
14. Belyj A.V., Kukareko V.A., Lobodaeva O.V., Shih S.K. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1995, Vol. 80, Issue 6, pp. 82-95.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В.К. АФАНАСЬЕВ, доктор техн. наук, профессор
М.В. ПОПОВА, доктор техн. наук, доцент
В.В. ГЕРЦЕН, научный сотрудник
С.В. ДОЛГОВА, ст. преподаватель
В.А. ЛЕЙС, аспирант
 (СибГИУ, г. Новокузнецк)

Поступила 23 октября 2013
 Рецензирование 10 ноября 2013
 Принята к печати 15 ноября 2013

Попова М.В. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
 Сибирский государственный индустриальный университет,
 e-mail: m.popova@rdtc.ru

Среда, в которой проводится термическая обработка металлических сплавов, во многом определяет такие ее параметры, как температура и время выдержки, а также окончательные свойства изделий. В статье обосновывается положение о том, что активность внутренних диффузионных процессов тесно связана с диффузией водорода, поэтому зависит от состава внешней среды и соотношения давления водорода внутри металла и в атмосфере печи. Приведены результаты исследования влияния различных сред с повышенным содержанием водорода на параметры закалки, старения и механические свойства промышленных литейных и деформируемых алюминиевых сплавов. В качестве сред при нагреве были использованы порошки окислов, пары углеводородов, карбамид. Показано, что выдержка алюминиевых сплавов в средах с повышенным содержанием водорода и азота ускоряет протекание в них фазовых превращений, тем самым способствует существенному сокращению времени термической обработки. Например, при нагреве в продуктах разложения карбамида время старения сокращается в 2-4 раза при одновременном повышении прочности и пластичности.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, внешняя среда, водород, термическая обработка, механические свойства.

Введение

Изучение закономерностей влияния среды на механические характеристики различных материалов приобретает с каждым годом все большее значение в связи с рядом научных и инженерных проблем. К ним относятся, с одной стороны, прикладные задачи обеспечения высокой долговечности и надежности аппаратов и машин, с другой – отыскание оптимальных путей управления процессами деформирования и разрушения твердых тел, а также разработки технологии получения материалов с нужными структурой и механическими свойствами.

Воздействие внешней среды сказывается на всех этапах изготовления деталей: от обработки

расплава до термической обработки готовых изделий. В частности, внешняя среда, в которой проводится термообработка, во многом определяет ее параметры (температуру, время выдержки) и конечные свойства сплавов.

За последние годы достигнут значительный прогресс в изучении чувствительности механических свойств некоторых классов конструкционных материалов к влиянию среды (химико-термическая обработка сталей, титановых сплавов). Однако для производства изделий из промышленных алюминиевых сплавов все еще используют стандартные режимы термической обработки, разработанные много лет назад [1], не учитывающие зависимость процессов, протекающих внутри металла, от состава внешней

среды. Такой взгляд правомочен только в том случае, если при формировании представлений о сущности фазовых превращений не учитывается влияние элементов внедрения, в первую очередь, водорода. Долгое время считалось, что вследствие образования на поверхности алюминия и многих алюминиевых сплавов плотной окисной пленки для них химико-термическая обработка неперспективна.

В настоящее время доказана возможность образования новых свойств материалов, в том числе алюминиевых сплавов, при внедрении компонентов среды в кристаллическую решетку основы и получении новых систем внедрения или замещения. По мнению Г.В. Карпенко, общей проблемой влияния сред является присутствие водорода в металлах и влияние его на физико-механические свойства последних. Проблема «водород и металлы» состоит из трех частей: окклюзия водорода, проницаемость его через металл, влияние его на свойства металла [2].

В работах [3–6] показано, что водород активно участвует в развитии процессов растворения частиц промежуточных фаз при гомогенизации и выделения их при старении. Поэтому активность внутренних диффузионных процессов, которые тесно связаны с диффузией водорода, зависит от внешнего состава среды и соотношения давления водорода внутри металла и в атмосфере. Объяснением такого подхода может служить разработанный в конце 50-х годов прошлого века механизм У. Эванса. В этом механизме предусматривается ведущая роль водорода в развитии диффузионных процессов внутри металла под действием кислорода окружающей среды [7].

Авторами [5] предлагается принимать в основу представлений о процессах в алюминиевых сплавах существование тройной композиции «алюминий–легирующий элемент–водород». Водород в этом случае следует рассматривать как равноправный легирующий компонент, который способен решающим образом влиять на свойства сплавов [8]. Поэтому различные воздействия, предусматривающие изменения количества, состояния и особенностей распределения водорода в алюминии, могут изменить характер растворения промежуточных фаз (при нагреве под закалку) или их выделения из пересыщенного твердого раствора (при старении). Одним из таких воздействий может быть применение на-

гревов в средах, содержащих меньшее или большее количество водорода по сравнению с воздухом [9]. Наряду с этим согласно механизму [7] значительное влияние на развитие внутренних процессов в сплавах оказывает кислород окружающей среды.

Для подтверждения приведенных положений в данной работе была проведена серия экспериментов по изучению влияния внешней среды на процессы термической обработки алюминиевых сплавов и их механические свойства.

Материалы и методика экспериментальных исследований

В качестве материалов исследования были взяты промышленные деформируемые и литейные алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой.

Из приготовленных по обычной технологии слитков вырезали образцы для испытаний на статическое растяжение. Термическую обработку (закалку и старение) проводили в лабораторных печах в обычной атмосфере, а также в атмосферах окислов, паров углеводородов и продуктов разложения карбамида. Электролитическое наводороживание образцов проводили на лабораторной установке в 20 %-й серной кислоте при плотности тока 0,15...0,3 А/дм² в течение 0,5...1,5 часа. Механические свойства образцов после термической обработки определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX51 с программным обеспечением компании СИАМС в диапазоне увеличений 100...1000.

Результаты исследования и их обсуждение

В первой части работы был проведен нагрев под закалку сплавов марок АК5М (АЛ7), АМг10ч (АЛ8) и АМг11 (АЛ22) в среде окислов Al₂O₃, Cr₂O₃ и Fe₂O₃. Для этого из приготовленных по обычной технологии слитков вырезались образцы и укладывались в контейнер с окислами. После выдержки при 425...545 °С проводилась закалка в подогретой до 60...80 °С воде. Результаты определения механических свойств (табл. 1) показали возможность значительного

Таблица 1

Влияние внешней среды на механические свойства алюминиевых сплавов после закалки

Марка сплава	Режим термообработки	Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %
АК5М (АЛ7)	Закалка с 515 °С, с выдержкой:		
	на воздухе, 10 ч	240	9,0
	на воздухе, 2 ч	167	9,0
	в среде Al_2O_3 , 2 ч	245	9,0
АМг11 (АЛ8)	Закалка с 425 °С, с выдержкой:		
	на воздухе, 20 ч	234	1,5
	на воздухе, 12 ч	222	1,5
	в среде Cr_2O_3 , 12 ч	235	1,9
АМг10ч (АЛ22)	Закалка с 430 С, с выдержкой:		
	на воздухе, 12 ч	299	9,0
	на воздухе, 8 ч	246	10,5
	в среде Fe_2O_3 , 8 ч	299	9,1

сокращения времени нагрева под закалку при использовании окислов.

Сравнительное изучение микроструктуры закаленных образцов подтверждает наличие ускоряющего действия нагрева в окислах на растворение частиц промежуточных фаз и, следовательно, на увеличение концентрации легирующих элементов в твердом растворе. Однако длительный нагрев в среде окислов нежелателен, так как после растворения частиц развиваются процессы молизации водорода, что приводит к образованию пористости и снижению механических свойств. Такое действие окислов объясняется тем, что согласно механизму Эванса кислород внешней среды ускоряет диффузию водорода внутри металла. Это позволяет наметить пути для изучения природы промежуточных фаз и подтверждает ведущую роль диффузии водорода при их растворении.

Вторая часть экспериментов заключалась в изучении влияния внешней среды на старение сплавов, которое предусматривает различные стадии образования промежуточных фаз и за счет этого может быть способом упрочнения.

Установлено [5, 6], что нагрев и выдержка в течение 10 ч при температурах 80...100 °С и далее через 50 до 450 °С обуславливают два варианта изменения механических свойств. Это стадия упрочнения до 200 °С и разупрочнения

при 200...300 °С. Поэтому необходимо изучить влияние среды на упрочнение при более низких температурах. При таком исследовании предусматривалось использование сред, содержащих избыточное количество водорода, поскольку температуры нагрева низкие и можно ожидать диффузию лишь тех элементов, которые имеют наибольшую подвижность. К числу таких элементов, прежде всего, относится водород [10]. Поэтому литые или закаленные по стандартному режиму образцы из сплавов различных систем подвергались старению при принятых температурах в газообразной среде углеводородов. Для этого трансформаторное масло, уайт-спирит и керосин подавались в закрытый фарфоровый тигель, помещенный в муфельную печь со скоростью 8 капель в минуту.

Полученные результаты механических испытаний наглядно показывают, что применение продуктов разложения углеводородов позволяет существенно сократить время старения без снижения прочности и пластичности (табл. 2). Причем такая обработка даже для сплавов, не подвергающихся закалке, дает сокращение времени старения в 1–4 раза, что открывает перспективу значительной экономии электроэнергии. Такое сильное влияние среды с избыточным содержанием водорода можно объяснить следующим образом.

Влияние внешней среды на время старения и механические свойства алюминиевых сплавов

Марка сплава	Режим термической обработки	Механические свойства		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АК12 (АЛ2)	Старение при 300 °С выдержкой:			
	на воздухе 4 ч	155	110	3,5
	в атмосфере трансформаторного масла 1 ч	155	140	3,5
	в атмосфере керосина 1 ч	158	100	3,0
АК5М (АЛ7)	Закалка с 535 °С, 5 ч, старение при 200 °С выдержкой:			
	на воздухе 4 ч	240	140	12,0
	в атмосфере уайт-спирита 2 ч	240	190	14,0
АК7ч (АЛ9)	Закалка с 535 °С, 5 ч, старение при 200 °С с выдержкой:			
	на воздухе 5 ч	160	100	4,0
	в атмосфере трансформаторного масла 1 ч	220	200	6,0

Ранее [6] было экспериментально установлено, что увеличение количества водорода любым способом приводит к усилению охрупчивания алюминия и его сплавов в интервале 200...300 °С, однако рассмотрение особенностей изменения прочности в интервале до 200 °С не проводилось. Поэтому в дополнение к [6] было исследовано влияние водорода на развитие старения при нагреве до температур ниже 200 °С, обычно применяемых для упрочнения деформируемых алюминиевых сплавов. Для этого алюминиевые сплавы АК6, АВ и В95 после закалки в воде подвергали электролитическому наводороживанию в 20 %-й серной кислоте при плотности тока 0,15...0,3 А/дм² в течение 0,5...1,5 часа. Старение закаленных образцов проводилось немедленно после наводороживания, так как после снятия разности потенциалов происходит быстрое удаление водорода из металла.

Результаты, приведенные в табл. 3, показывают, что водород, непосредственно введенный в сплавы путем электролитического наводороживания, оказывает существенное влияние на изменение механических свойств алюминиевых сплавов после старения.

Как видно из приведенных данных, использование электролитического наводороживания позволяет сократить время старения в 2–6 раз, снизить температуру старения на 35...65 °С с одновременным сохранением или даже повышением (на 2...11 %) прочности. Такое сильное влияние водорода подтверждает его участие в развитии ранних подготовительных стадий об-

разования выделений промежуточных фаз, которые приводят к охрупчиванию при более высоких температурах (200...300 °С). С другой стороны, эти результаты подтверждают влияние внешней среды (например, содержащей продукты разложения углеводов), которая также увеличивает содержание водорода, но, видимо, не обеспечивает столь сильного наводороживания, а потому слабее влияет на интенсивность диффузионных процессов внутри металла.

Следует заметить, что создание искусственной среды с повышенным содержанием водорода не меняет коренным образом ее состав, т. е. по-прежнему эта среда состоит из воздуха (N₂ + O₂) с добавкой СН. Учитывая преобладающее количество азота в этой смеси, можно ожидать, что изменение соотношения «азот–кислород–водород» может привести к регулированию изменения свойств при нагреве. Так, в практике химико-термической обработки стальных изделий часто используются процессы, предусматривающие насыщение азотом. Однако среды, используемые при таком насыщении, содержат также и водород, образующийся при разложении аммиака или специально вводимый в эндогаз.

Исходя из этого можно предположить, что газовая среда, состоящая из воздуха с избыточным содержанием водорода и азота, способна оказывать влияние на процессы распада пересыщенного твердого раствора при старении. Для подтверждения этого предположения были проведены исследования особенностей изменения механических свойств сплавов АК5М (АЛ7)

Таблица 3

Влияние электролитического наводороживания на механические свойства алюминиевых сплавов

Марка сплава	Режим термообработки			Механические свойства	
	Закалка	Время наводороживания, ч	Старение	σ_B , МПа	δ , %
АК6	обычный режим			396	12,4
	495...500 °С, 40 мин	–	165 °С, 6 ч		
	режим с наводороживанием			421 445 404 413 412 398	10,1 11,7 14,5 15,4 13,0 14,5
	495...500 °С, 40 мин	0,5	165 °С, 2 ч		
		1,0	165 °С, 6 ч		
		0,5	130 °С, 3 ч		
		1,0	130 °С, 3 ч		
		0,5	100 °С, 3 ч		
1,0		100 °С, 3 ч			
АВ	обычный режим			372	16,7
	515...525 °С, 50 мин	–	150–160 °С, 6 ч		
	режим с наводороживанием			379 408 369 413	16,2 17,0 14,3 11,4
	515...525 °С, 50 мин	1,0	150–160 °С, 1 ч		
		1,0	150–160 °С, 2 ч		
		1,0	150–160 °С, 3 ч		
		1,0	120 °С, 3 ч		
		обычный режим			
465...480 °С, 60 мин		–	135–145 °С, 16 ч		
В95	режим с наводороживанием			653 646	9,6 8,8
	465...480 °С, 60 мин	1,5	135–145 °С, 7 ч		
		1,5	135–145 °С, 4 ч		

Таблица 4

Влияние старения в продуктах разложения карбамида на механические свойства алюминиевых сплавов

Марка сплава	Режим термической обработки	Механические свойства		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АЛ7	Закалка с 535 °С, 5 ч, старение при 150 °С с выдержкой: на воздухе 4 ч в продуктах разложения карбамида 1 ч	233	140	10,0
		260	153	13,7
Д1	Закалка с 510 °С, 35 мин, старение при 180 °С с выдержкой: на воздухе 13 ч в продуктах разложения карбамида 6 ч	196	140	5,7
		237	184	6,0

и D1 после старения в продуктах разложения карбамида $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$. Результаты механических испытаний, приведенные в табл. 4, показывают, что использование среды с повышенным содержанием водорода и азота позволяет уменьшить время старения в 2–4 раза при одновременном повышении не только прочности, но и пластичности алюминиевых сплавов.

Выводы

Таким образом, экспериментально подтверждено влияние состава внешней среды на процессы фазовых превращений алюминиевых сплавов при термической обработке. Среда с повышенным содержанием кислорода, водорода, а также совместно водорода и азота способствуют активизации внутренних диффузионных процессов в алюминиевых сплавах, что делает возможным сокращение времени термической обработки при сохранении или даже повышении механических свойств. Наиболее заметно воздействие сред изученного состава на интенсивность низкотемпературного старения алюминиевых сплавов. Установлено, что при нагреве в продуктах разложения карбамида время старения сокращается в 2–4 раза при одновременном повышении прочности и пластичности.

Список литературы

1. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов / И.Ф. Колобнев. – М.: Металлургия, 1966. – 394 с.

2. Карпенко Г.В. Влияние среды на прочность и долговечность металлов / Г.В. Карпенко. – Киев: Наукова думка, 1976. – 124 с.

3. Афанасьев В.К. Особенности структуры сплавов Al–Mg с титаном и цирконием / В.К. Афанасьев, А.А. Абрамов // МиТОМ. – 1977. – № 6. – С. 18–20.

4. Афанасьев В.К. Об особенностях влияния водорода на распад алюминиевых твердых растворов / В.К. Афанасьев // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – №4. – С. 16–17.

5. Афанасьев В.К. Водородная хрупкость алюминия и его сплавов / В.К. Афанасьев, В.Н. Лебедев, А.А. Мельгунов. – М.: ЦНИИ информации, 1984. – 332 с.

6. Афанасьев В.К. О связи охрупчивания после нагрева в интервале 200...300 °С со служебными свойствами алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, В.В. Ушакова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1995. – №10. – С. 45–47.

7. Эванс У. О механизме химического растрескивания / У. Эванс // Коррозионное растрескивание и хрупкость: сб. науч. тр. – М.: Металлургиздат, 1961. – С. 149–155.

8. Афанасьев В.К. Водород-легирующий элемент алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, М.В. Попова [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 36–39.

9. Афанасьев В.К. Нетрадиционные способы термической обработки алюминиевых и железных сплавов / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, Н.Б. Лаврова [и др.] // Обработка металлов. – 2009. – № 3. – С. 3–8.

10. Фромм Е. Газы и углерод в металлах: пер. с нем. / Е. Фромм, Е. Гебхардт. – М.: Металлургия, 1980. – 712 с.

Obrobotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 28-34

Influence of external environment on forming of aluminum alloys characteristics under heat treatment

V.K. Afanasjev, M.V. Popova, V.V. Gerzen, S.V. Dolgova, V.A. Leis

Siberian State Industrial University, Kirov st., 42,
Novokuznetsk, 654007, Russia

E-mail: m.popova@rdtc.ru

Received 23 October 2013

Revised 10 November 2013

Accepted 15 November 2013

Abstract

The medium, in which the heat treatment of metallic alloys is carried out, largely determines its parameters such as temperature and time of exposure, as well as the properties of the final product. The state that the activity of the internal diffusion process is closely related to the diffusion of hydrogen and is therefore dependent on the composition ratio and the ambient pressure of hydrogen within the metal in the furnace atmosphere is explained in the article. The results of the study of the influence of different mediums with a high content of hydrogen on the parameters of hardening, aging and mechanical properties of industrial cast and wrought aluminum alloys are adduced. The following mediums were used for heating: powders of oxides, hydrocarbon vapours, carbamide. It is shown that holding of aluminum alloys in mediums with a high content of hydrogen and nitrogen, that promotes the phase transformation and contributes to a significant reduction in the time of heat treatment. For example, while heating of carbamide decomposition products, the aging time reduces 2-4 times while increasing the strength and ductility.

Keywords: aluminum alloys, environment, hydrogen, heat treatment, mechanical properties.

References

1. Kolobnev I.F. *Termicheskaja obrabotka aljuminievjyh splavov* [Heat treatment of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgija, 1966. 394 p.
2. Karpenko G.V. *Vlijanie sredy na prochnost' i dolgovechnost' metallov* [Effect of temperature on the strength and durability of metal]. Kiev, Naukova dumka, 1976. 124 p.
3. Afanas'ev V.K., Abramov A.A. Osobennosti struktury splavov Al–Mg s titanom i cirkonijem [Structure of Al–Mg alloys with titanium and zirconium]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov - Metal Science and Heat Treatment*, 1977, no. 6, pp. 18-20.
4. Afanas'ev V.K. *Fizika i himija obrabotki materialov*, 1977, no. 4, pp. 16-17.
5. Afanas'ev V.K., Lebedev V.N., Mel'gunov A.A. *Vodorodnaja hrupkost' aljuminija i ego splavov* [Hydrogen brittleness of aluminum and its alloys]. Moscow, CNII informacii, 1984. 332 p.
6. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Ushakova V.V. *Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaja metallurgija*, 1995, no.10, pp. 45-47.
7. Jevans U. *O mehanizme himicheskogo rastreskivanija* [On the mechanism of chemical cracking]. *Korrozionnoe rastreskivanie i hrupkost': sbornik nauchnyh trudov* [Stress corrosion cracking and brittleness: Collection of proceedings]. Moscow, Metallurgizdat, 1961, pp. 149-155.
8. Афанасьев В.К., Прудников А.Н., Попова М.В., et al. *Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaja metallurgija*, 2005, no. 6, pp. 36–39.
9. Афанасьев В.К., Долгова С.В., Лаврова Н.Б. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2009, no. 3, pp. 3–8.
10. Fromm E., Gebhardt E., eds. *Gase und Kohlenstoff in Metallen (Gases and Carbon in Metals)*. Berlin, Springer-Verlag, 1976. 636 p. (Russ. ed.: Fromm E., Gebhardt E. *Gazy i uglerod v metallah*. Moscow, Metallurgija, 1980. 712 p.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКА ПН85Ю15*

Л.И. ШЕВЦОВА¹, аспирант
И.А. БАТАЕВ¹, канд. техн. наук
В.И. МАЛИ², канд. физ.-мат. наук
А.Г. АНИСИМОВ², канд. физ.-мат. наук
Д.В. ЛАЗУРЕНКО¹, канд. техн. наук
Т.С. САМЕЙЩЕВА¹, аспирант
¹(НГТУ, г. Новосибирск)
²(ИГиЛ СО РАН, г. Новосибирск)

Поступила 16 октября 2013

Рецензирование 14 ноября 2013

Принята к печати 16 ноября 2013

Шевцова Л.И. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: edeliya2010@mail.ru

Проведены исследования структуры и механических свойств образцов, полученных методом искрового плазменного спекания порошка ПН85Ю15 при температурах 1000, 1100 и 1150 °С. Относительная плотность спеченных материалов находится в диапазоне 85...95 %. Микротвердость спеченных материалов составляет 3950...4100 МПа. Максимальный уровень предела прочности при изгибе, составляющий 890 МПа, достигнут в процессе спекания при 1100 °С. С целью повышения плотности и снижения пористости целесообразно измельчение порошкового материала или добавление в спекаемую смесь наноразмерных частиц.

Ключевые слова: интерметаллид, алюминид никеля, искровое плазменное спекание.

Введение

В течение последних десятилетий особое внимание уделяется интерметаллидам на основе алюминидов переходных металлов, таких как никель, титан, железо, кобальт и ниобий благодаря возможности применять их в качестве высокотемпературных конструкционных материалов. Алюминиды никеля являются одними из наиболее перспективных материалов для использования в аэрокосмической отрасли. Повышенный интерес к алюминиду типа Ni₃Al обусловлен аномальной зависимостью предела текучести этого материала от температуры нагрева [1]. Такое яв-

ление особо благоприятно с позиции применения материала для изготовления конструкций, эксплуатирующихся при повышенных температурах. Кроме того, соединение Ni₃Al обладает высокой стойкостью к окислению и коррозии, более низкой плотностью (7,5 г/см³) и высокой температурой плавления (1395 °С) по сравнению с традиционными никелевыми сплавами [2,4].

Успешному коммерческому применению препятствует ряд особенностей алюминидов никеля, в первую очередь речь идет о низких значениях пластичности и трещиностойкости. Образцы из поликристаллического интерметаллида Ni₃Al хрупко разрушаются при комнатной

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (исследования под руководством молодых кандидатов наук), соглашение № 14.В37.21.0943 от 05 сентября 2012 года.

температуре, обладают низким сопротивлением ползучести при высоких температурах, а также плохой обрабатываемостью при использовании технологических процессов резания [3,4].

Стандартные методы получения компактов из мелкозернистых порошков, такие как горячее прессование или горячая экструзия, считаются неэффективными из-за большой длительности процессов [2,5]. Длительное пребывание интерметаллидов в горячем состоянии приводит к росту зерна и, как следствие, к снижению предела текучести материала.

В последние годы повышенный интерес проявляется к получению интерметаллидов методом искрового плазменного спекания. В зарубежной литературе при его описании чаще всего используется термин Spark Plasma Sintering (SPS) [6]. Метод основан на пропускании через образец импульсов постоянного тока в течение всего периода спекания и приложении одноосного давления. При протекании тока в точках контакта частиц возникают электрические разряды, приводящие к локальному повышению температуры. В результате этого ускоряются диффузионные процессы и материал плавится. При продолжении процесса пропускания тока высокотемпературные области возникают в других точках образца. Если частицы порошка проводят электрический ток, то они нагреваются за счет Джоулева тепла. Непроводящие частицы получают тепло от нагреваемых пресс-формы и пуансонов. Использование импульсного тока позволяет снизить продолжительность спекания до нескольких минут. Этому же способствуют высокие скорости нагрева материала. В условиях кратковременного пребывания материала в высокотемпературном состоянии процесс укрупнения зеренной структуры в значительной степени развиваться не успевает. Высокая эффективность SPS-метода обусловлена балансом между уплотнением (спеканием) материала и ростом частиц, обусловленным развитием рекристаллизационных процессов. Методом SPS получены компакты различных соединений с плотностью 97–99 % от теоретического значения во всем диапазоне концентраций при малых давлениях (15...50 МПа) [7–9].

В процессе SPS одним из основных параметров, влияющих на структуру и свойства получаемых материалов, является температура спекания. Следует отметить, что фактическая

температура образца отличается от температуры графитовой матрицы измеренной термопарой. Это объясняется быстрым нагревом в процессе искрового плазменного спекания порошковой смеси. Авторы работы [10] проводили сравнение с экспериментальными результатами, которые показали, что фактическая температура образца на 120...160 °С выше того значения, которое фиксирует термопара. Анализ литературных данных свидетельствуют о том, что искровое плазменное спекание является эффективным методом получения различных материалов, в том числе и интерметаллидов, с особыми свойствами.

Целью данной работы является обоснование выбора режима спекания порошка ПН85Ю15 для получения высокоплотного материала с улучшенными механическими свойствами.

1. Материалы и методы исследования

В качестве исходного материала применяли промышленный порошок ПН85Ю15 со средним размером частиц 80 мкм. Искровое плазменное спекание образцов проводили на установке Labox-1575. Процесс осуществляли следующим образом: порошок засыпали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 30 мм, которую помещали в вакуумную камеру установки. Скорость нагрева и охлаждения составляла 100 °С/мин, давление прессования было равно 40 МПа. Изменяемым параметром являлась температура спекания (от 1000 до 1150 °С). По окончании спекания образцы приобретали цилиндрическую форму диаметром 30 мм и высотой 5-6 мм. Плотность компактов рассчитывали, определяя их массу и линейные размеры.

Структурные исследования спеченных образцов проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Металлографические исследования выполняли с применением растрового электронного микроскопа типа *Carl Zeiss EVO 50 XVP* и оптического микроскопа *Carl Zeiss Axio Observer Alm* с использованием методов светлого и темного поля. Для определения фазового состава использовали рентгеновский дифрактометр *ARL X'TRA*. Источником рентгеновского излучения являлась медная трубка. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$ и временем накопления 10 с на одну точку.

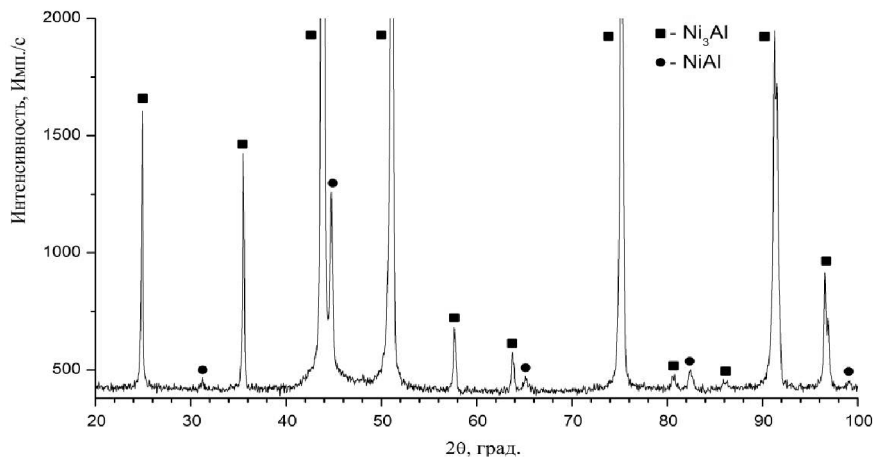


Рис. 1. Рентгенограмма образца, полученного спеканием (SPS) порошка ПН85Ю15 при 1100 °С

Оценку микротвердости спеченных материалов проводили с использованием микротвердомера *Wolpert Group 402MVD*. Отпечатки наносили при нагрузке на алмазный индентор 0,049 Н. Для определения среднего значения микротвердости на один образец наносили не менее 15 отпечатков.

В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе. Механические испытания на трехточечный изгиб выполняли на машине *Instron 3369*. Скорость деформации составляла 0,5 мм/мин. Образцы прямоугольной формы с размерами 3×4×20 мм для испытаний на трехточечный изгиб вырезали из спеченных компактов на установке электроэрозионной резки *Sodick AG400L*.

2. Результаты исследований и их обсуждение

При проведении рентгеноструктурного анализа установлено, что фазовый состав материалов, спеченных при 1000, 1100 и 1150 °С, идентичен друг другу. Основной фазой в исследуемых образцах является соединение Ni_3Al . В то же время в структуре спеченных материалов содержится ~ 5 вес. % фазы $NiAl$. В качестве примера на рис. 1 представлена дифрактограмма образца, спеченного при 1100 °С.

Структура материалов, полученных по технологии искрового плазменного спекания порошка ПН85Ю15, однородна как в продольном, так и в поперечном сечениях. Особенностью спеченных образцов является отсутствие макротрещин. В то

же время для всех материалов характерно присутствие дефектов в виде пор. Максимальная пористость (15 %) зафиксирована на материале, спеченном при 1000 °С. Влияние температуры нагрева на относительную плотность спеченных материалов представлено в табл. 1.

Таблица 1

Относительная плотность материала, полученного спеканием порошка ПН85Ю15 при различных температурах нагрева

Соединение	Температура нагрева, °С	Относительная плотность, %
ПН85Ю15	1000	85
	1100	92
	1150	95

Спекание порошка ПН85Ю15 при 1000 °С не позволяет достигнуть необходимой плотности материала, хотя и приводит к образованию мостиков между отдельными частицами. Форма частиц изменяется незначительно. Образцы, спеченные при 1000 °С, благодаря высокой пористости удобны для анализа процессов, протекающих при спекании порошков. Особенности этого процесса иллюстрирует рис. 2, на котором представлена частица алюминиды $NiAl$, окруженная частицами Ni_3Al .

При увеличении температуры нагрева порошковой смеси до 1100 °С плотность материала возрастает до 92 %. Однако следы исходных частиц в спеченном материале проявляются также отчетливо. Характер процессов, происходящих при искровом плазменном спекании, достаточно просто оценить при металлографических исследованиях с использованием функции тем-

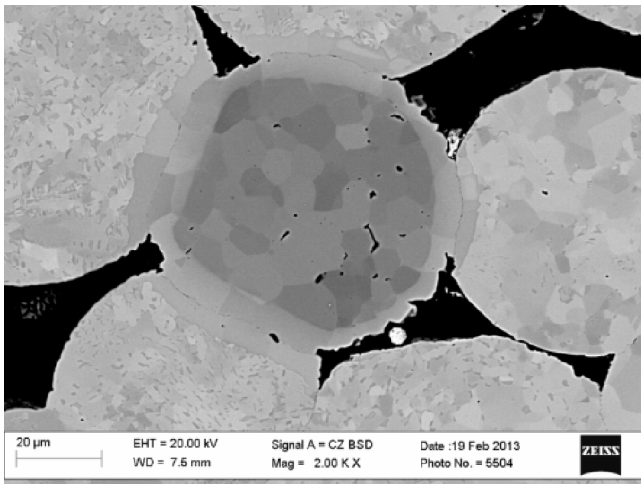


Рис. 2. Особенности процесса спекания частицы NiAl (в центре снимка) с окружающими частицами Ni₃Al при 1000 °С

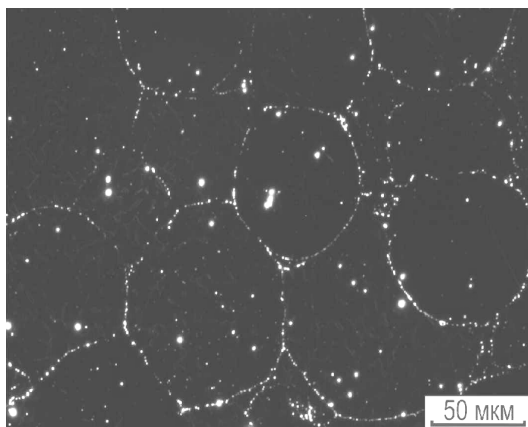
ного поля. Изображения, зафиксированные при изучении компактного материала, спеченного при 1100 °С, свидетельствуют о том, что многие частицы порошка свою первоначальную форму существенно не изменили (рис. 3, а). На приведенных снимках отчетливо различимы контуры сферических и близких к ним частиц. При реализации отмеченных выше условий спекания формируется материал с плотностью (6,9 г/см³), отличающейся от теоретической плотности соединения Ni₃Al (7,5 г/см³). Совокупность мелких пор можно наблюдать в виде характерных дорожек вдоль поверхностей сопряжения частиц порошка. Наиболее крупные поры наблюдаются в местах стыка трех частиц (рис. 3, б). Одно из объяснений присутствия тонких строчечных дефектов между частицами после их спекания при

температурах 1100 °С и выше может быть связано также с наличием на поверхности частиц тонкой оксидной пленки, снижающей скорость спекания. Эффекты подобного рода наблюдаются при различных видах диффузионной сварки.

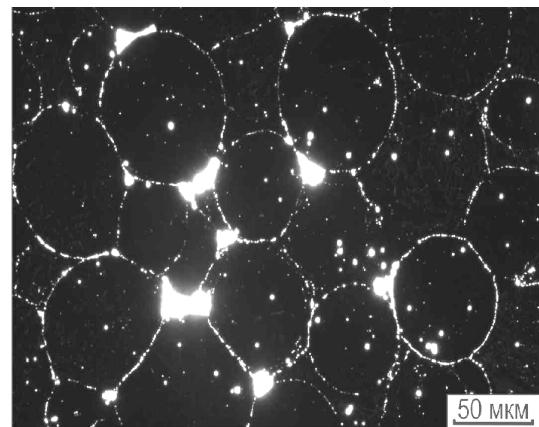
Дальнейшее повышение температуры до 1150 °С позволяет дополнительно повысить плотность материала. Однако даже при такой температуре полностью избавиться от пористости не удастся. Следует отметить, что наличие остаточной пористости является типичным для большинства технологических процессов, используемых в порошковой металлургии.

Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что описанные выше условия спекания (температура нагрева 1000...1150 °С, длительность выдержки 5 мин, давление 40 МПа) не позволяют получить монолитный материал с требуемой степенью дефектности. С учетом этой особенности сделаны выводы о необходимости корректировки режимов спекания порошковой смеси. С целью снижения пористости спекаемых материалов целесообразно в порошковые смеси вводить порошки более мелких фракций, позволяющие заполнить промежутки между крупными сферическими частицами. Второе предложение заключается в предварительном механическом измельчении порошка интерметаллида.

Особенность, характерная для образцов, спеченных при 1100 °С и 1150 °С, заключается в появлении во многих зернах полосчатой структуры (рис. 4). Можно предположить, что при повышении температуры активизируется



а



б

Рис. 3. Темнопольное изображение металлографического шлифа спеченного порошка ПН85Ю15. Температура нагрева 1100 °С, давление 40 МПа, время выдержки 5 мин

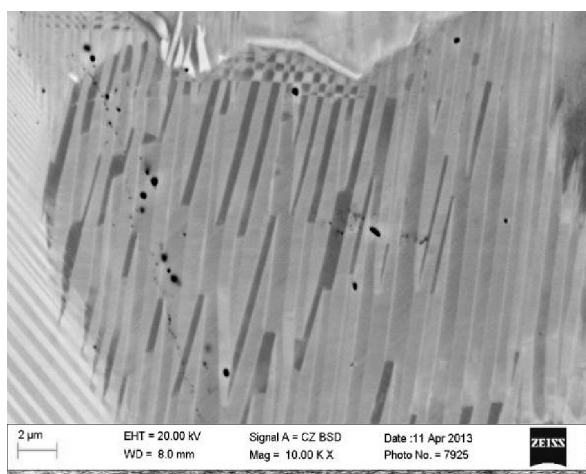
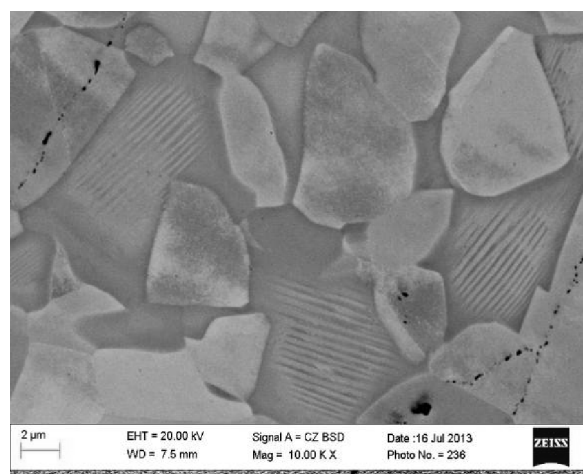
*a**б*

Рис. 4. Дефекты в структуре зерен интерметаллида Ni_3Al :

a – температура спекания 1100 °С; *б* – температура спекания 1150 °С

процесс пластической деформации материала, который в данных условиях развивается по механизму двойникования. При пересечении полос, распространяющихся в разных направлениях, образуется узор типа «шахматная доска», свидетельствующий о наличии кристаллографической связи между соседними участками, что также свидетельствует в пользу деформации по механизму двойникования (рис. 4, *a*). Для подтверждения высказанного предположения требуется проведение дополнительных исследований с использованием методов электронной дифракции. Тонкие строчечные дефекты, декорирующие границы между частицами, предположительно обусловлены наличием оксидов в поверхностном слое исходного порошка (рис. 4, *б*).

Результаты измерения микротвердости анализируемых материалов отражены в табл. 2. Экспериментальные данные, характеризующие свойства образцов трех типов, существенно не отличаются (3950...4100 МПа). В качестве

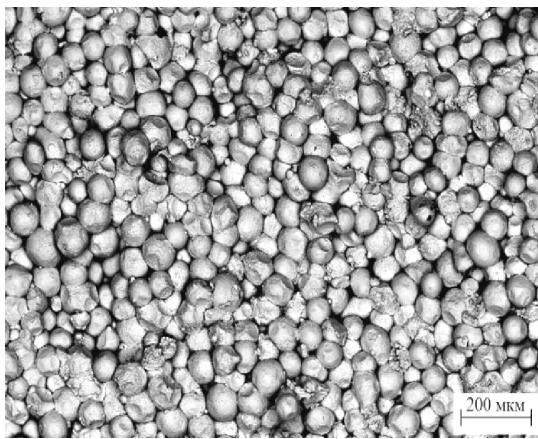
Таблица 2

Механические свойства материала, полученного спеканием порошка ПН85Ю15 при различных температурах нагрева

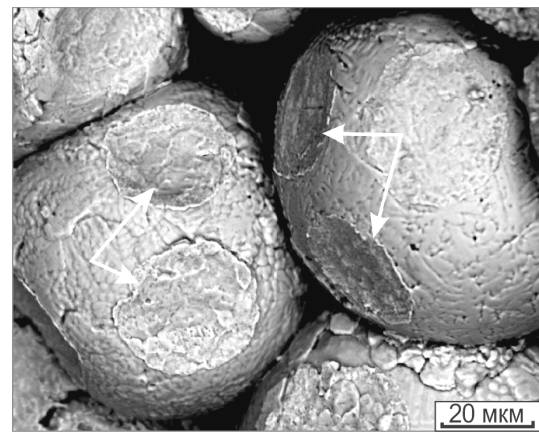
Температура спекания, °С	Микротвердость, МПа	Предел прочности на изгиб, МПа
1000	3950	270
1100	4000	890
1150	4100	810

критерия прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе. Наименьшей прочностью (270 МПа) обладает интерметаллид, спеченный при 1000 °С (см. табл. 2). Предел прочности образцов, полученных спеканием порошка ПН85Ю15 при 1100 °С (890 МПа), почти в три раза больше.

Анализ изломов дает важную информацию о качестве соединения частиц порошка в процессе спекания, об изменении формы исходных частиц, о наличии дефектов спеченных компактов и об энергоёмкости процессов разрушения. На рис. 5 представлены характерные зоны изломов образцов после спекания порошка при 1000 °С. Характерной особенностью, зафиксированной при разрушении данного материала, является рельеф, обусловленный присутствием в изломе множества частиц исходного порошка (рис. 5, *a*). В процессе спекания при 1000 °С существенного изменения формы частиц не произошло. Многочисленные поры, наблюдаемые в местах стыков частиц (рис. 5, *б*), свидетельствуют о том, что давление на уровне 40 МПа было явно недостаточным для эффективного компактирования и уплотнения порошкового материала. На рис. 5, *б* можно наблюдать две частицы с отпечатками, возникшими в результате контакта со смежными частицами (отпечатки указаны стрелками). Анализ формы и площади этих отпечатков свидетельствует об относительно малой площади контакта частиц порошка при спекании по описанному выше режиму. Оче-



а



б

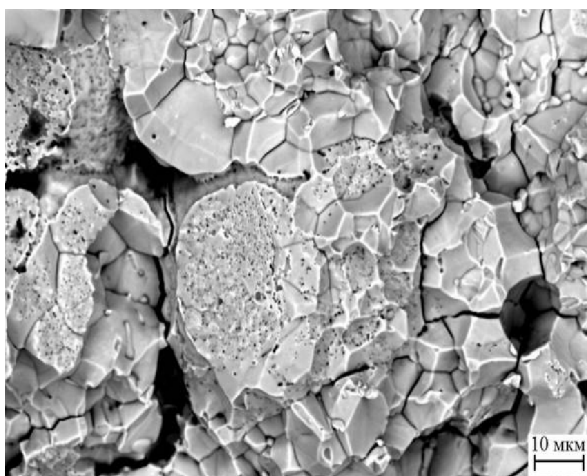
Рис. 5. Фрактограмма поверхности излома образца, полученного спеканием порошка ПН85Ю25 при 1000 °С

видно, что характер разрушения материала по данному механизму является низкоэнергетическим.

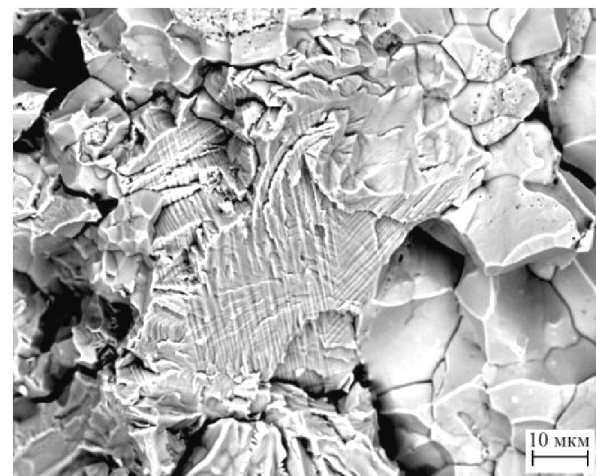
Результаты фрактографических исследований материала, спеченного при 1100 °С (рис. 6), свидетельствуют о том, что повышение температуры спекания благоприятно отражается на качестве компактированных образцов. Зона с разрушением материала по поверхности исходных частиц становится значительно меньше. Трещины преимущественно развиваются через тело частиц. Такой механизм разрушения является более энергозатратным. Этим обстоятельством может объясняться повышенный уровень предела прочности материала при испытаниях на трехточечный изгиб. Тем не менее следует подчеркнуть, что разрушение образцов являет-

ся хрупким. Повышение температуры спекания до 1150 °С, способствующее повышению плотности компактов, к существенному изменению характера разрушения материала не приводит. Однако результаты прочностных испытаний позволяют рекомендовать температуру спекания порошка ПН85Ю15 на уровне 1100 °С.

На основании полученных результатов были сделаны выводы о целесообразности корректировки процесса искрового плазменного спекания порошка ПН85Ю15. С целью снижения пористости компактируемых материалов и улучшения комплекса их механических свойств целесообразно в порошковую смесь вводить субмикронные и наноразмерные частицы, которые заполняют пустоты между крупноразмерными частицами.



а



б

Рис. 6. Фрактограмма поверхности излома образца, полученного спеканием порошка ПН85Ю25 при 1100 °С

Выводы

Нагрев порошка ПН85Ю15 при искровом плазменном спекании до 1000...1150 °С обеспечивает получение материалов с относительной плотностью 85...95 %. Микротвердость спеченных материалов находится в диапазоне 3950...4100 МПа. Максимальный уровень предела прочности при изгибе (890 МПа) достигнут при спекании порошковой смеси с нагревом до 1100 °С. С целью повышения плотности и снижения пористости целесообразно измельчение порошкового материала или добавление в спекаемую смесь наноразмерных частиц.

Список литературы

1. *Taub A. I., Fleischer R. L.* Intermetallic Compounds for High-Temperature Structural Use // *Science*. – 1989. – V. 243. – No. 4891. – P. 616–621.
2. *Deevi S.C., Sikka V.K.* Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. – No. 4. – P. 357–375.
3. *Toshio M., Toshiyuki H.* Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃Al // *Intermetallics*. – 1995 – No. 3. – P. 23–33.

4. *Гринберг Б.А., Иванов М.А.* Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 360 с.

5. *Овчаренко В.Е., Первалова О.Б.* Эволюция зеренной структуры при экструзии интерметаллического соединения Ni₃Al в процессе высокотемпературного синтеза под давлением. II. Экспериментальные данные // *Физика и химия обработки материалов*. – 2007. – № 4. – С. 78–82.

6. *Tokita M.* Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology // *J. Soc.Powd. Tech.Japan*. – 1993. – V.30. – No.11. – P. 790–804.

7. *Groza J.R., Zavaliangos A.* Nanostructures bulk solids by field activated sintering // *Rev.Adv. Mater. Sci.* – 2003. – V. 5. – No. 1. – P. 24–33.

8. *Sivakumar R., Doni Jayaseelan D., Nishikawa T., Honda S., Awaji H.* Mullite-molybdenum composites fabricated by pulse electric current sintering technique // *J. European Ceramic society*. – 2002. – V. 22. – P. 761–768.

9. *Doni Jayaseelan D., Amutha Rani D., Nishikawa T., Awaji H., Ohji T.* Sintering and microstructure of mullite-Mo composites // *J. European Ceramic society*. – 2002. – V.22. – P. 1113–1117.

10. *Lu X., He X.B., Zhang B., Zhang L., Qu X.H., Guo Z.X.* Microstructure and mechanical properties of a spark plasma sintered Ti–45Al–8.5Nb–0.2W–0.2B–0.1Y alloy // *Intermetallics*. – 2009. – No. 17 – P. 840–846.

Обработка металлов

N 4(61), October–December 2013, Pages 35-42

Influence of heat temperature on the structure and mechanical properties of the material fabricated by spark plasma sintering of the PN85U15 powder

¹L.I. Shevtsova, ¹I.A. Bataev, ²V.I. Mali, ²A.G. Anisimov, ¹D.V. Lazurenko, ¹T.S. Sameyshcheva.

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

²Lavrentyev Institute of Hydrodynamics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
Prospect Lavrentyev, 15
Novosibirsk, 630090, Russia

E-mail: edeliya2010@mail.ru

Received 16 October 2013

Revised 14 November 2013

Accepted 16 November 2013

Abstract

The investigation of the structure and mechanical properties of the specimens fabricated by spark plasma sintering of the ПН85Ю15 powder at 1000, 1100 and 1150 °C are conducted. Density ratio of sintered materials ranges from

85 to 95 %. It is supposed that the temperature increase activates plastic deformation process which in such conditions proceeds according to the twinning mechanism. In order to increase density and decrease porosity of material it is rational to grind up the powder material and add nanoparticles to the powder mixture. Microhardness of the sintered materials ranges from 3950 to 4100 MPa. Sintering the powder mixture at 1100 °C leads to the formation of material with a maximum value of flexural strength equal to 890 MPa.

Keywords: intermetallics, nickel aluminide, spark plasma sintering, heat temperature.

References

1. Taub A. I., Fleischer R. L. Intermetallic Compounds for High-Temperature Structural Use. Science. 1989, Vol. 243, no. 4891, pp. 616 – 621.
2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. Intermetallics. 1996, no. 4, pp. 357–375.
3. Toshio M., Toshiyuki H. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃Al. Intermetallics. 1995, no. 3, pp. 23–33.
4. Grinberg B.A., Ivanov M.A. *Intermetallidy Ni₃Al i TiAl: mikrostruktura, deformacionnoe povedenie* [Intermetallic compounds Ni₃Al and TiAl: microstructure, deformation behavior]. Yekaterinburg, Ural Branch of RAS Publ., 2002. 360 p.
5. Ovcharenko V.E., Perevalova O.B. *Fizika i himija obrabotki materialov*, 2007, no. 4, pp. 78-82.
6. Tokita M. Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology. Journal of the Society of Powder Technology, Japan. 1993, Vol. 30, no. 11, pp. 790-804.
7. Groza J.R., Zavaliangos A. Nanostructures bulk solids by field activated sintering. Reviews on advanced materials science. 2003, Vol. 5, no. 1, pp. 24-33.
8. Sivakumar R., Doni Jayaseelan D., Nishikawa T., Honda S., Awaji H. Mullite-molybdenum composites fabricated by pulse electric current sintering technique. Journal of the European Ceramic Society. 2002, Vol. 22, pp. 761-768.
9. Doni Jayaseelan D., Amutha Rani D., Nishikawa T., Awaji H., Ohji T. Sintering and microstructure of mullite-Mo composites. Journal of the European Ceramic Society. 2002, Vol. 22, pp. 1113-1117.
10. Lu X., He X.B., Zhang B., Zhang L., Qu X.H., Guo Z.X. Microstructure and mechanical properties of a spark plasma sintered Ti–45Al–8.5Nb–0.2W–0.2B–0.1Y alloy. Intermetallics. 2009, no. 17, pp. 840–846.



МНОГОСЛОЙНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА ТАНТАЛСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА ЗАГОТОВКИ ИЗ ТИТАНА ВТ1-0*

М.Г. ГОЛКОВСКИЙ¹, канд. физ-мат. наук, с.н.с.

В.В. САМОЙЛЕНКО², аспирант

А.И. ПОПЕЛЮХ², канд. техн. наук, доцент

А.А. РУКТУЕВ, аспирант

Н.В. ПЛОТНИКОВА², канд. техн. наук, доцент

Н.С. БЕЛОУСОВА², канд. техн. наук, доцент

¹(ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск)

²(НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 5 октября 2013

Рецензирование 12 ноября 2013

Принята к печати 15 ноября 2013

Руктуев А.А. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: Alex47@211.ru

Предложена технология формирования многослойных танталсодержащих покрытий методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхность заготовок из технически чистого титана ВТ1-0. Технология позволяет формировать бездефектные покрытия толщиной до 4,5 мм. Методами оптической и растровой электронной микроскопии изучено строение наплавленных слоев. Покрытия имеют сложное градиентное строение, изменяющееся по глубине слоя. Проведена оценка уровня механических характеристик и показателей коррозионной стойкости. Наплавка тантала приводит к упрочнению материала, но при этом снижает показатели ударной вязкости по сравнению с чистым титаном. Поверхностное электронно-лучевое легирование титана танталом снижает скорость его коррозии в кипящей азотной кислоте более чем в 100 раз.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая обработка, коррозионная стойкость, титан, тантал.

Введение

Коррозионно-стойкие сплавы систем титан–тантал и титан–тантал–ниобий являются перспективными конструкционными материалами для ядерной и химической промышленности [1–4]. Так, коррозионная стойкость сплава Ti – 40 %Ta сопоставима со стойкостью технически чистого тантала [5]. Однако использование тантала в качестве основного легирующего компонента приводит к значительному увеличению массы элементов конструкций, изготовленных из объемно-легированных материалов. При этом

тантал является достаточно дорогим материалом, что сказывается на стоимости модифицированного изделия. Одним из перспективных путей обеспечения экономии тантала и сохранения высоких показателей коррозионной стойкости является получение на поверхности титана слоев, легированных танталом. В работах [6–8] отмечается высокая эффективность метода вневакуумной электронно-лучевой обработки для создания покрытий системы «Ti-Ta» на поверхности титана ВТ1-0. При этом максимальная концентрация тантала, достигнутая при поверхностном электронно-лучевом легировании титановых

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг, соглашение № 14.В37.21.0477.

заготовок, составляет 22,4 %. Одним из способов увеличения количества тантала в поверхностном слое является многократная электронно-лучевая наплавка.

Цель работы заключалась в исследовании строения, механических свойств и коррозионной стойкости многослойных титан-танталовых покрытий, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки танталосодержащих порошковых смесей на заготовки из титана VT1-0.

Материалы и методы исследования

В качестве основного материала в работе использовали толстолистовые заготовки из титана VT1-0 размерами 100×50×10 мм. Перед электронно-лучевой обработкой на поверхность титановых заготовок наносилась смесь легирующих порошков и флюсов в соотношении: 51 % (вес.) Ta; 18 % (вес.) Ti; 23 % (вес.) CaF₂; 8 % (вес.) LiF.

Вневакуумная электронно-лучевая обработка выполнялась в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН с использованием промышленного ускорителя электронов ЭЛВ-6. Многослойные композиты получали последовательной наплавкой танталсодержащей порошковой смеси при токе пучка 24 мА, энергии электронов 1,4 МэВ и мощности пучка 33,5 кВт. Заготовки поступательно перемещались под электронным пучком со скоростью 10 мм/с. Для увеличения производительности процесса обработки поверхность заготовки сканировалась в поперечном направлении с амплитудой 25 мм. По результатам эксперимента были сформированы образцы с двух-, трех- и четырехслойными покрытиями.

Структурные исследования наплавленных покрытий осуществлялись на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Анализ фазового состава наплавленных слоев проводился на рентгеновском θ - θ дифрактометре ARLX'TRA. Регистрация дифракционных картин осуществлялась с использованием CuK α_1/α_2 -излучения.

Испытания на ударный изгиб проводились в соответствии с ГОСТ 9454-78 «Материалы металлические. Методы испытания на изгиб» на

маятниковом копре MetroCom. Ударная вязкость оценивалась на образцах с V-образным концентратором, нанесенным перпендикулярно наплавленному слою. В качестве контрольного материала был выбран технически чистый титан VT1-0. Измерение микротвердости осуществлялось на приборе Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на индентор составляла 0,98 Н. Индентирование проводилось от поверхности покрытия в глубину титановой основы с шагом 200 мкм.

Для проведения испытаний на коррозионную стойкость из покрытий готовились образцы размером 10×10×1 мм. В качестве коррозионной среды использовали кипящий 68 %-й раствор азотной кислоты.

Результаты и обсуждения

Методом рентгенофлуоресцентного анализа установлено, что при реализации наплавки за два прохода концентрация тантала в наплавленном слое составила 32 %. В трех- и четырехслойных покрытиях концентрация тантала составила 36 и 37 % соответственно.

Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих смесей приводит к формированию градиентного строения в поперечном сечении образцов. В структуре покрытия можно выделить три характерные зоны: покрытие, зону термического влияния и зону основного металла (рис. 1).

Процесс электронно-лучевой обработки титановых заготовок с порошковыми насыпками реализуется с высокими скоростями за счет выделения огромной энергии, что приводит к оплавлению используемых материалов. При этом в покрытиях формируется литая структура с явно выраженным дендритным строением. Приповерхностный слой представлен хаотично ориентированными дендритами, на фоне которых при травлении выявляются границы равноосных зерен (рис. 2, а). На границах слоев из-за неравновесных условий кристаллизации сформировались дендриты вытянутой формы (рис. 2, б). В междендритном пространстве наблюдается структура игольчатого (пластинчатого) типа (рис. 2, в). Структурные исследования показали, что при формировании покрытия за несколько проходов в структуре первого оплавленного слоя уменьшается количество дендритов и в

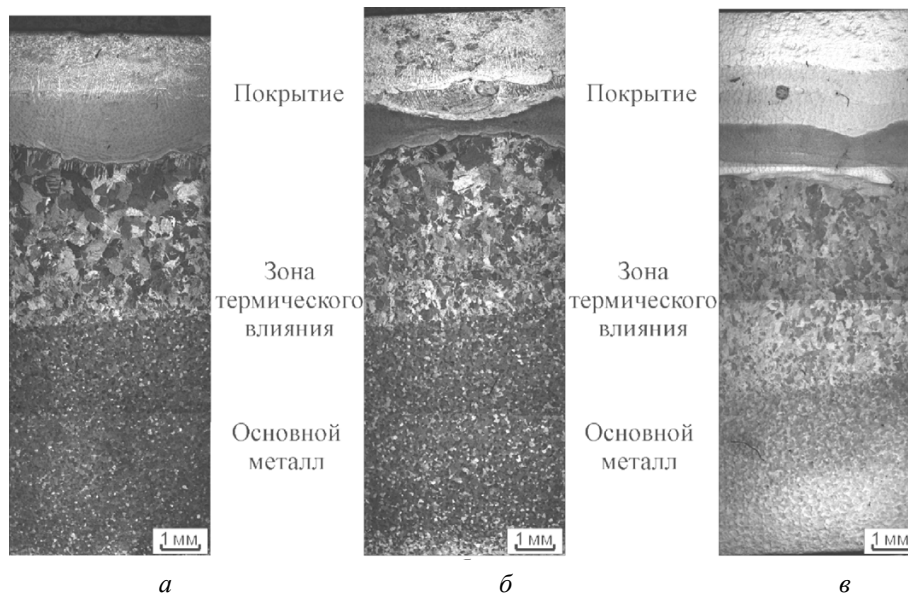


Рис. 1. Поперечное сечение титановых образцов с покрытием, сформированным в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси порошков Ti-Ta на титановую основу:

a – двухслойное покрытие; *б* – трехслойное покрытие; *в* – четырехслойное покрытие

большей мере проявляется игольчатое строение (рис. 2, *з*). Структура такого типа формируется при ускоренном охлаждении, если подавляется диффузионное $\beta \rightarrow \alpha$ превращение и реализуется превращение по мартенситному типу с образованием α' - или α'' -фазы. Кроме того, наблюдаются области, представляющие собой пакеты, состоящие из параллельных пластин α -фазы видман-

штеттова типа (рис. 2, *д*). Появление кристаллов такой морфологии обусловлено неравновесными условиями обработки. Зафиксированные структурные особенности покрытий характерны для всех образцов независимо от количества слоев.

При выполнении рентгеноструктурного анализа установлено, что во всех исследуемых покрытиях формируются три фазы: гексагональная

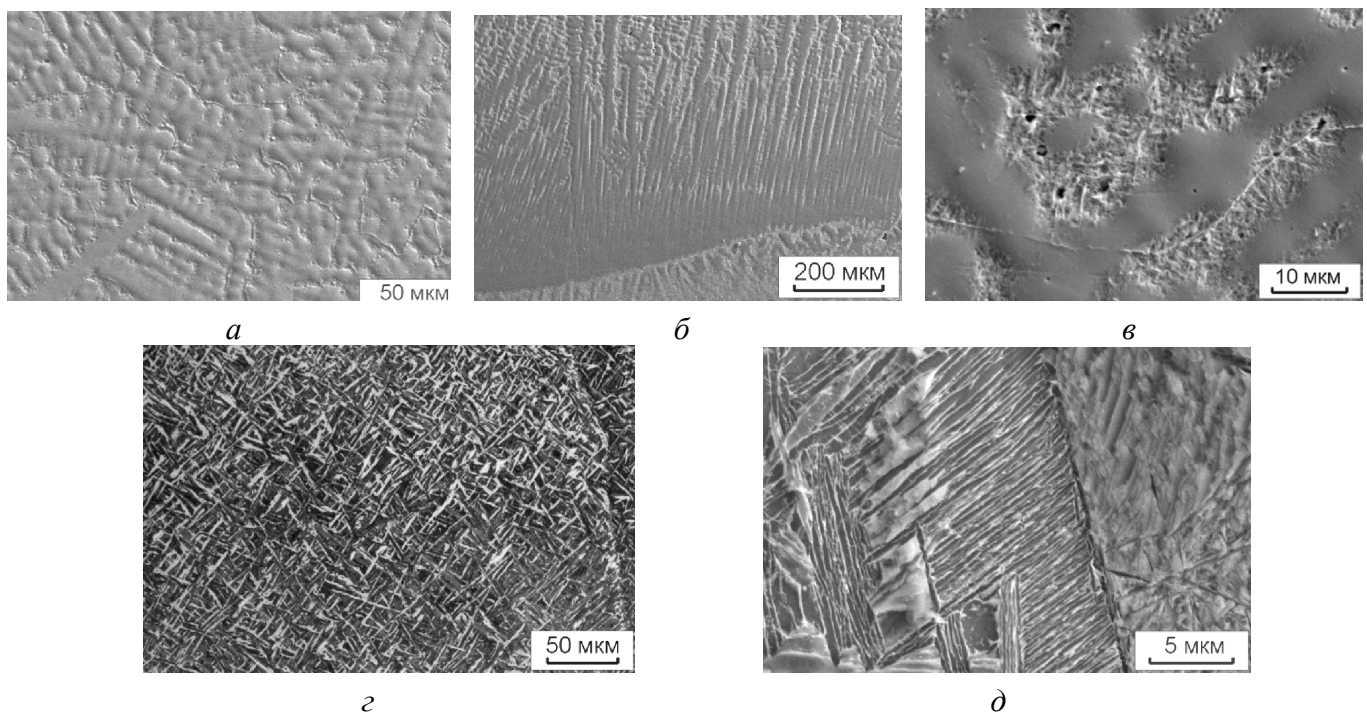


Рис. 2. Микроструктура покрытий:

a–в – трехслойное покрытие; *з* – четырехслойное покрытие; *д* – двухслойное покрытие

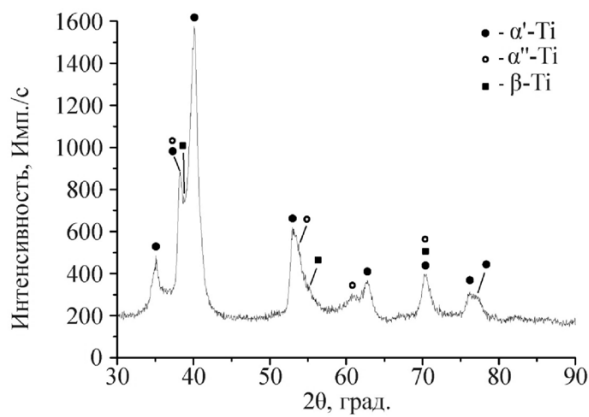


Рис. 3. Рентгенограмма двухслойного покрытия

α' -фаза, орторомбическая α'' -фаза и кубическая β -фаза. На рис. 3 представлена рентгенограмма, полученная при исследовании образца с двухслойным покрытием. Анализ формы профиля рентгенограммы свидетельствует об уширении пиков, связанном, вероятно, со значительными микроискажениями кристаллической решетки и образованием областей когерентного рассеяния малых размеров. Полученные результаты хорошо согласуются с данными, полученными методами оптической и растровой электронной микроскопии.

Ускоренное охлаждение после обработки материала электронным пучком приводит к формированию упрочненного слоя, который в зависимости от количества проходов имеет толщину от 3000 до 4500 мкм.

Микротвердость покрытия не изменяется до глубины 2000 мкм, а затем постепенно снижается до ~ 1700 МПа, что соответствует микротвердости титана VT1-0 (рис. 4).

Твердость двухслойного покрытия составляет 4000 МПа, трехслойного – 4500 МПа, четырехслойного – 4800 МПа.

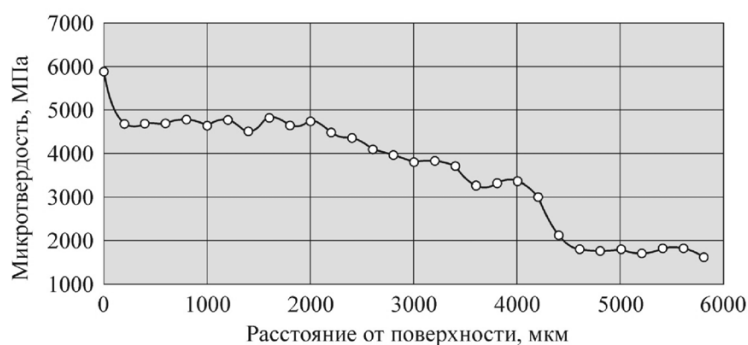
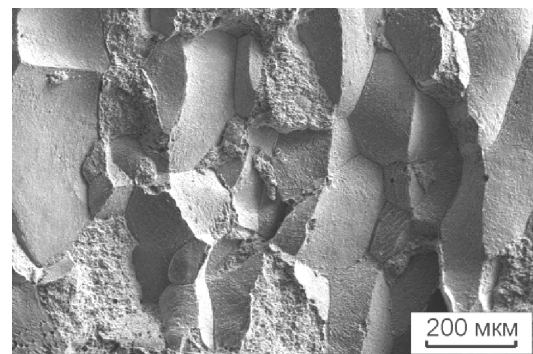
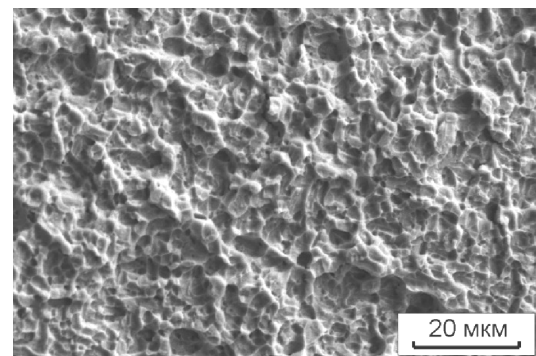


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению четырехслойного образца

Экспериментально установлено, что наибольшим значением ударной вязкости обладает титан VT1-0 – 185 Дж/см². Энергия разрушения образцов с покрытиями в 1,5–1,8 раза меньше материала основы и составляет 100...120 Дж/см². Снижение уровня ударной вязкости разработанного материала обусловлено наличием зоны термического влияния и прочного покрытия, твердость которого превосходит твердость материала основы в 2,5 раза. Фрактографические исследования поверхностей разрушения выявили преимущественно хрупкое строение излома в зоне наплавленного слоя. Разрушение покрытий происходит по границам бывших зерен β -фазы с формированием характерного рельефа поверхности (рис. 5, а). В локальных областях встре-



а



б

Рис. 5. Поверхность излома многослойных Ti-Ta покрытий

чаются участки квазихрупкого разрушения с признаками пластической деформации (рис. 5, б).

Результаты оценки коррозионной стойкости многослойных покрытий системы титан–тантал в кипящем 68 %-м растворе азотной кислоты представлены в таблице. В качестве контрольных материалов использовались титан марки VT1-0 и тантал.

**Скорость коррозии образцов в кипящем
68 %-м растворе азотной кислоты**

Материал	Скорость коррозии, мм/год
Титан BT1-0	1,0126
Тантал	0,0006
Двухслойное покрытие Ti-Ta	0,0116
Трехслойное покрытие Ti-Ta	0,0041
Четырехслойное покрытие Ti-Ta	0,0035

Наплавка даже двухслойного титан-танталового покрытия приводит к снижению скорости коррозии в 100 раз по сравнению с титаном BT1-0. Формирование покрытия, состоящего из 3 и 4 слоев, позволяет увеличить коррозионную стойкость в 250 раз.

Выводы

1. Вневакуумная электронно-лучевая обработка танталосодержащих порошковых смесей является эффективным и высокопроизводительным методом получения коррозионностойких покрытий на поверхности заготовок из титана BT1-0.

2. Многослойные покрытия имеют сложное градиентное строение как по сечению наплавленного слоя, так и по сечению композиции в целом. В процессе высокоэнергетического воздействия в наплавленных слоях формируются α' -, α'' - и β -фазы.

3. Формирование танталосодержащих покрытий на титане приводит к упрочнению материала, что подтверждается результатами дюрометрических исследований. Повышение прочностных характеристик поверхностно легированных слоев оказывает негативное влияние на уровень ударной вязкости материала, который снижается по сравнению с технически чистым титаном на 35–45 %.

4. Уровень коррозионной стойкости двух-, трех- и четырехслойных покрытий в кипящей

68 %-й азотной кислоте выше уровня коррозионной стойкости технически чистого титана в аналогичной среде на два порядка и всего в 6–7 раз уступает коррозионной стойкости чистого тантала.

Список литературы

1. Kapoor K, Vivekanand K., Gopalkrishna T., Saneal T., De P.K. High corrosion resistant Ti – 5 % Ta – 1.8 % Nb alloy for fuel reprocessing application // Journal of Nuclear Materials. – 2003. – Vol. 322. – P. 36–44.
2. Ningshen S., Kamachi Mudali U., Mukherjee P., Sarkar A., Barat P., Padhy N., Raj B., Ningshen S. Influence of oxygen ion irradiation on the corrosion aspects of Ti-5%Ta-2Nb alloy and oxide coated titanium // Corrosion Science. – 2008. – Vol. 50. – P. 2124–2134.
3. Raj B., Mudali U.K. Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants // Progress in Nuclear Energy. – 2006. – Vol. 48. – P. 283–313.
4. Mythili R., Saroja S., Vijayalakshmi M., Raghuna V.S. Selection of optimum microstructure for improved corrosion resistance in a Ti-5%Ta-1.8%Nb alloy // Journal of Nuclear Materials. – 2005. – Vol. 345. – P. 167–183.
5. De Souza K.A., Robin A. Influence of concentration and temperature on the corrosion behavior of titanium, titanium-20 and 40% tantalum alloys and tantalum in sulfuric acid solution // Materials Chemistry and Physics. – 2007. – Vol. 103. – P. 351–360.
6. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // Materials Science and Engineering. – 2013. – Vol. 578. – P. 310–317.
7. Журавина Т.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Алхимов А.П., Ленивцева О.Г., Бутьленкова О.А. Структурные исследования покрытий системы «титан-тантал», полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2012. – № 1(54). – С. 90–95.
8. Golkovsky M.G., Zhuravina T.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Veselov S.V., Bataev V.A., Prikhodko E.A. Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 314–316. – P. 23–27.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 43-48

Multilayered electron-beam overlay welding of the tantalum-containing powder mixtures on the commercial pure titanium
¹M.G. Golkovsky, ²V.V. Samojlenko, ²A.I. Popeliukh, ²A.A. Ruktuev, ²N.V. Plotnikova, ²N.S. Belousova

¹Institute of Nuclear Physics, Prospect akademika Lavrentieva, 11, Novosibirsk, 630090, Russia

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

E-mail: Alex47@211.ru

Received 5 October 2013

Revised 12 November 2013

Accepted 15 November 2013

Abstract

The technology of multilayer tantalum-containing coatings formation by non-vacuum electron-beam overlay welding on the surface of the workpiece made of commercially pure titanium BT1-0 is suggested. The technology allows to create defect-free coatings with a thickness of 4.5 mm. The structure of overlay welded layers are investigated by optical and scanning electron microscopy. The coatings have a complex gradient structure, that vary in depth of the layer. An assessment of the level of mechanical properties and corrosion resistance is performed. Tantalum overlay welding leads to the materials' hardening, but decreases the toughness in comparison with a pure titanium. Tantalum surface electron beam doping of titanium reduces the rate of its corrosion in a boiling nitric acid more than 100 times.

Keywords: non-vacuum electron-beam treatment, corrosion resistance, titanium, tantalum

References

1. Kapoor K, Vivekanand K., Gopalkrishna T., Saneal T., De P.K. High corrosion resistant Ti – 5 % Ta - 1.8 % Nb alloy for fuel reprocessing application. *Journal of Nuclear Materials*. 2003, Vol. 322, pp. 36-44.
2. Ningshen S., Kamachi Mudali U., Mukherjee P., Sarkar A., Barat P., Padhy N., Raj B., Ningshen S. Influence of oxygen ion irradiation on the corrosion aspects of Ti-5%Ta-2Nb alloy and oxide coated titanium. *Corrosion Science*. 2008, Vol. 50, pp. 2124-2134.
3. Raj B., Mudali U.K. Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants. *Progress in Nuclear Energy*. 2006, Vol. 48, pp. 283-313.
4. Mythili R., Saroja S., Vijayalakshmi M., Raghuna V.S. Selection of optimum microstructure for improved corrosion resistance in a Ti-5%Ta-1.8%Nb alloy. *Journal of Nuclear Materials*. 2005, Vol. 345, pp. 167-183.
5. De Souza K.A., Robin A. Influence of concentration and temperature on the corrosion behavior of titanium, titanium-20 and 40% tantalum alloys and tantalum in sulfuric acid solution. *Materials Chemistry and Physics*. 2007, Vol. 103, pp. 351-360.
6. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum. *Materials Science and Engineering*. 2013, Vol. 578, pp. 310-317.
7. Zhuravina T.V., Bataev I.A., Ruktuev A.A., Alhimov A.P., Lenivceva O.G., Butylenkova O.A. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2012, no. 1(54), pp. 90-95.

ВНЕВАКУУМНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА ЗАГОТОВКИ ИЗ ТИТАНА VT1-01*

О.Г. ЛЕНИВЦЕВА, аспирант

И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент

В.В. ИВАНЦИВСКИЙ, доктор техн. наук, доцент

Н.С. БЕЛОУСОВА, канд. техн. наук, доцент

Е.Д. ГОЛОВИН, канд. техн. наук, доцент

Т.А. ЗИМОГЛЯДОВА, студент

(НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 1 октября 2013

Рецензирование 30 октября 2013

Принята к печати 1 ноября 2013

Ленивцева О.Г. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: lenivtseva_olga@mail.ru

Представлены результаты исследований структуры и свойств поверхностно легированных заготовок из титана VT1-0, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки углеродсодержащих порошковых смесей. В качестве наплавочных материалов использовалась смесь порошка титана и ниобия с графитом, порошок ниобия с графитом и порошок титана с графитом. Для защиты материалов от воздействия атмосферных газов в процессе наплавки в порошковую смесь добавляли 50 % флюса CaF_2 . Применение вневакуумной электронно-лучевой наплавки позволяет получать покрытия, отличающиеся высоким качеством и толщиной до 1,7 мм. По данным рентгеноструктурного анализа легированный поверхностный слой состоит из карбида титана (TiC), α -фазы титана. Микротвердость поверхностных слоев увеличивается с 1,8 до 4,8 ГПа. Полученные поверхностно легированные слои отличаются повышенной износостойкостью в условиях трения о нежестко закрепленные частицы абразива. При этом покрытия на титане не приводят к катастрофическому снижению ударной вязкости материала.

Ключевые слова: титан, карбид титана, электронно-лучевая обработка, износостойкость, микротвердость.

Введение

Титановые сплавы обладают рядом недостатков, ограничивающих или затрудняющих их применение в некоторых отраслях промышленности. К таким недостаткам относятся, например, высокий коэффициент трения и низкая износостойкость. Экспериментально показано, что эффективными методами повышения триботехнических свойств титановых сплавов являются методы поверхностного упрочнения

[1–3]. На сегодняшний день активно развиваются технологии поверхностного легирования титановых сплавов, основанные на применении высокоэнергетических источников нагрева, таких как лазерный и электронный луч [4–13]. При обработке титановых сплавов необходимо использовать защитную атмосферу (например, аргон). Это связано с высокой химической активностью титана, которая в значительной степени проявляется при температурах выше 400 °С [14].

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, соглашение № 14.В37.21.0051 от 16 июля 2012 года.

Для повышения твердости и износостойкости при легировании поверхностных слоев применяются порошки карбидов, нитридов и боридов металлов [4–6, 8, 9, 13]. Для повышения коррозионной стойкости титана возможна наплавка порошков тантала, ниобия, молибдена [10, 12].

В работе W.L. Wu [15] рассматривается технология получения покрытий на титановом сплаве Ti-6Al-4V. В качестве наплавочных материалов использовались порошки титана и карбида титана. Отмечается, что полученные покрытия обладают высокой твердостью и износостойкостью.

Для получения высокопрочных частиц карбида титана в работе [5] с использованием 2 кВт Nd-YAG лазера на титан наплавляли порошковые смеси, содержащие 5, 10, 15 и 20 % углеродных нанотрубок (УНТ). Было показано, что при добавлении 20 % УНТ в покрытия появляются трещины. При наплавке 5 и 10 % УНТ карбидные частицы представляют собой тонкие иглы. Увеличение содержания УНТ до 15 и 20 % приводит к росту размеров частиц, осей дендритов. Авторами было показано, что увеличение содержания УНТ повышает микротвердость покрытий.

В работе [16] наплавку порошков (TiC и Ti) производили CO₂-лазером типа HL-2000. Было показано, что твердость уменьшается по мере приближения к подложке. При этом твердость вблизи поверхности покрытия составляет 1400 HV, что в 4,5 раза выше твердости подложки (300 HV).

Основным недостатком лазерных установок является их высокая стоимость и низкий КПД обработки. В данной работе для поверхностного легирования титановых сплавов была использована технология наплавки порошковых смесей электронным лучом, выведенным в атмосферу. Преимуществами данной технологии являются отсутствие вакуумных камер и высокая производительность процесса наплавки, что позволяет проводить обработку крупногабаритных деталей в атмосфере воздуха.

В работе исследовались структурные особенности и износостойкость поверхностно легированных слоев титана VT1-0, полученных методом электронно-лучевой наплавки углеродсодержащих порошковых смесей.

1. Материалы и методы исследования

При реализации технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки углеродсодержащих порошковых смесей в качестве основного материала использовались пластины титана VT1-0 размерами 100×50×10 мм. Для удаления окислы поверхность заготовок подвергалась шлифованию. Несмотря на кратковременность теплового воздействия в процессе электронно-лучевой обработки, атмосферные газы оказывают существенное влияние на качество получаемых покрытий. Поэтому для предотвращения окисления и обеспечения равномерного плавления порошков в наплавочную смесь добавляли 50 % (вес.) защитного флюса CaF₂. В качестве легирующих компонентов использовались углерод и ниобий. В ряде случаев для улучшения смачивания порошков графита (C) и ниобия (Nb) в порошковую смесь добавлялся титан (Ti). В статье представлены результаты трех наиболее репрезентативных режимов, для обозначения которых в тексте используются аббревиатуры 1TNC (в наплавочной смеси использовали порошки Ti, Nb и C), 2NC (порошки Nb и C), 3TC (порошки Ti и C). Состав и доля каждого компонента в наплавочной смеси представлены в табл. 1.

Компоненты порошковой смеси равномерно перемешивались и наносились на заготовки из титана VT1-0 с плотностью насыпки 0,2 г/см². Наплавка осуществлялась с использованием ускорителя ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН. Обработка титановых заготовок выполнялась по следующим технологическим режимам, основанным на предыдущих экспериментах [9–12, 10]: энергия пучка электронов – 1,4 МэВ, ток пучка электронов – 32 мА, расстояние от выпускного окна до заготовки – 90 мм, частота сканирования – 50 Гц,

Таблица 1

Состав и процентное содержание компонентов порошковой смеси

Номер образца	Процентное содержание элемента в исходной насыпке, % (вес.)			Процентное содержание флюса в исходной насыпке, % (вес.)
	Ti	Nb	C	CaF ₂
1TNC	23	21	6	50
2NC	0	40	10	50
3TC	40	0	10	50

скорость перемещения заготовок относительно пучка электронов – 25 мм/с.

Потери основного порошка в процессе обработки, определенные весовым методом, не превышали 3 %.

Исследование структуры поверхностно легированных материалов при увеличениях до 1000 крат проводилось на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m. При больших увеличениях исследования были выполнены на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP.

Для выявления структуры поверхностно легированный слой травили раствором Кролля (H_2O – 18,4 мл, HNO_3 – 1,2 мл и HF – 0,4 мл). Фазовый состав покрытий исследовали с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA. Дифракционные картины были получены в $Cu K\alpha$ -излучении в пошаговом режиме.

Для определения микротвердости образцов использовался твердомер Wolpert Group 402 MVD. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида. Измерения микротвердости осуществлялись на поперечных шлифах в направлении от поверхности к основному металлу. Нагрузка на индентор при проведении испытаний составляла 0,98 Н.

Износостойкость поверхностно легированных слоев титана определялась при трении о жестко закрепленные абразивные частицы (ГОСТ

23.208-79). В качестве абразива выступали частицы речного песка размером до 0,3 мм. Подача песка в зону контакта «ролик – испытуемый образец» осуществлялась по лотку, установленному под углом 45° . В процессе испытаний резиновый ролик диаметром 50 мм вращался с постоянной скоростью. Усилие прижатия ролика к образцу было также постоянным. Для оценки степени износа использовали потерю массы образца. Длина пути трения при испытании составила 942,5 м. Поверхность образцов после изнашивания исследовалась на растровом электронном микроскопе.

Испытания на ударный изгиб проводились на маятниковом копре METROCOM в соответствии с ГОСТ 9454-78. На образцы размерами $50 \times 10 \times 10$ мм перпендикулярно наплавленному слою наносился V-образный концентратор напряжения. В результате испытаний определяли ударную вязкость материала KCV. Подобная схема испытаний использовалась ранее в работе [18].

2. Результаты исследований и их обсуждение

Металлографический анализ структуры материалов, полученных при вневакуумной электронно-лучевой наплавке углеродсодержащих порошковых смесей с использованием методов оптической и электронной микроскопии свиде-

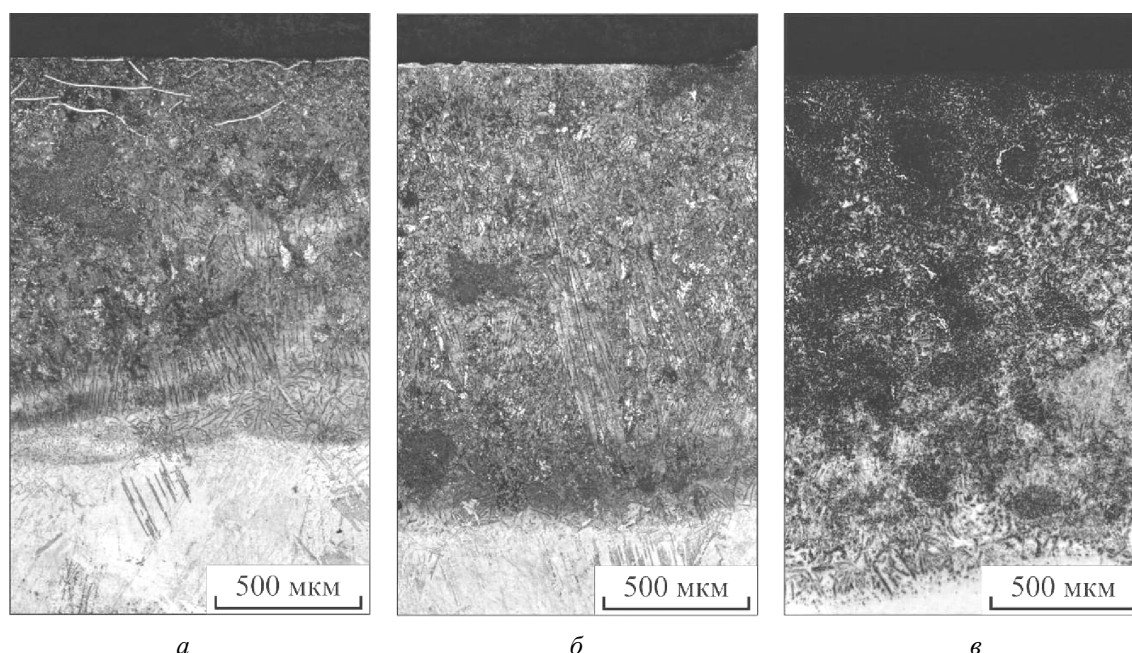


Рис. 1. Структура поверхностно легированного слоя, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки углеродсодержащих порошковых смесей:

a – режим 1TNC; *b* – режим 2NC; *v* – режим 3TC

тельствует о высоком качестве полученных слоев. На рис. 1 представлены панорамы поверхностно легированного слоя. Дефектов (микротрещин, крупных пор) в полученных покрытиях не зафиксировано.

Толщина поверхностно легированных слоев изменялась на различных участках образцов от 1,5 до 1,7 мм. Для электронно-лучевой наплавки характерным является образование градиента структур по сечению наплавленного слоя. Это обусловлено разностью температур и скоростей нагрева и охлаждения микрообъемов металла, находящихся на разном расстоянии от поверхности. При этом свойства полученных слоев также могут отличаться. Наплавленный материал принято разделять на четыре характерные зоны: зону переплавленного металла, переходную зону, крупнозеренную и мелкозеренную зону термического влияния (ЗТВ) и зону основного металла.

Наибольший интерес представляет зона переплавленного металла. Анализ дифрактограмм, полученных при исследовании поверхностно легированного слоя, указывает на наличие двух основных фаз (рис. 2): кубического карбида титана TiC и гексагонального Ti. На основании металлографического анализа можно предположить, что в процессе ускоренного охлаждения в поверхностном слое образуется мартенситная фаза α' -Ti, что соответствует классическим представлениям [15]. Рентгенофазовый анализ не показал присутствия в наплавленном слое карбида ниобия, вероятность образования карбида титана выше [17]. Кроме этого ниобий неограниченно растворяется в титане. Методами EDX-анализа было зафиксировано присутствие ниобия как в матрице титана, так и в карбидных частицах. Поскольку рентгеновская дифракция не выявила изменения в симметрии кристаллической решетки образующихся карбидов, можно предположить, что ниобий в карбиде титана замещает некоторые атомы титана. Также было установлено, что при увеличении доли порошка ниобия в исходной насыпке происходит увеличение содержания ниобия на несколько процентов не только в матричном материале, но и в карбидных включениях.

Кроме отмеченных выше фаз в поверхностно легированном слое образцов 2NC и 3TC обнаружен слабый пик, соответствующий графиту

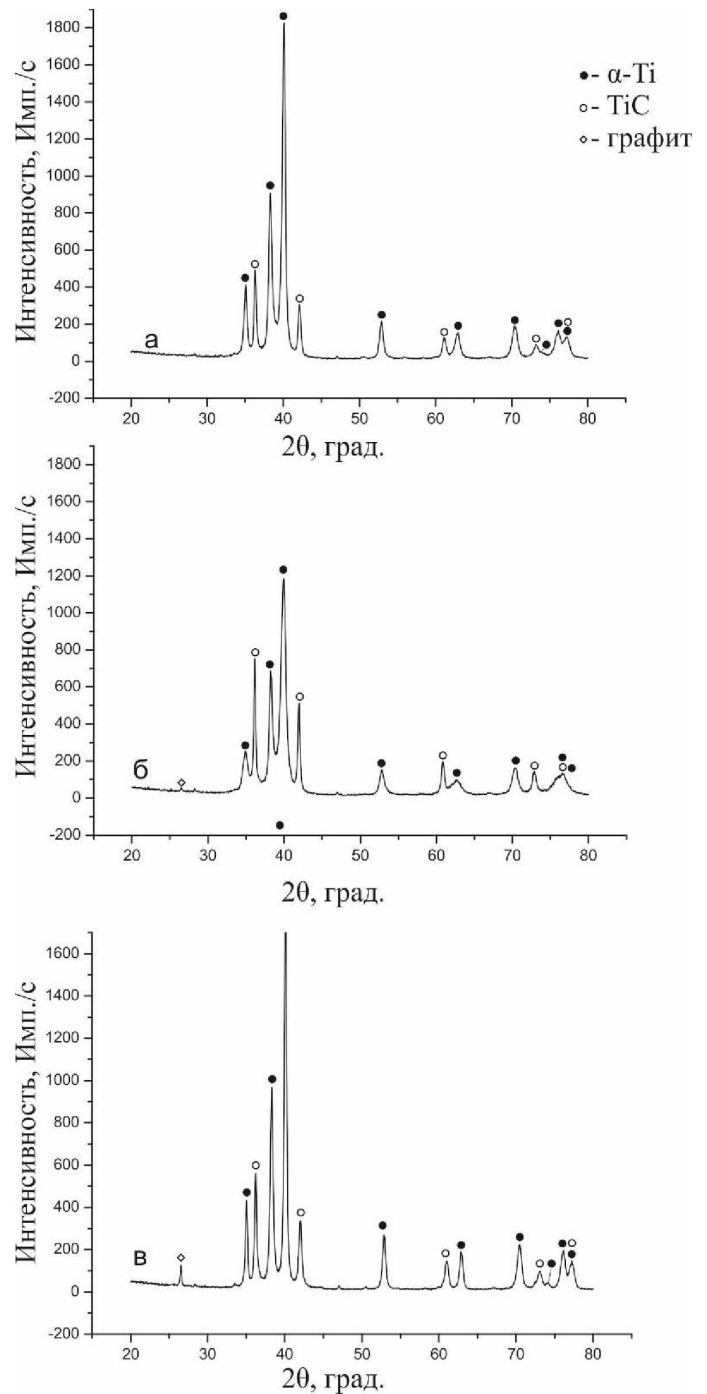


Рис. 2. Дифракционные картины, снятые с поверхностно легированного слоя титана:

a – образец 1TNC; *б* – образец 2NC; *в* – образец 3TC

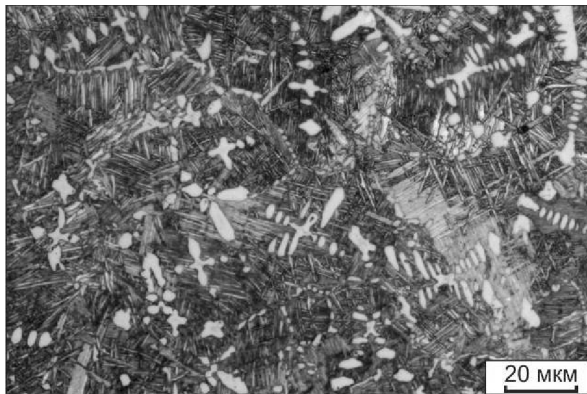
(рис. 2, б, в). Присутствие нерастворившихся частиц графита в указанных выше образцах подтверждается также оптической металлографией. Присутствие графита может приводить как к нежелательному снижению твердости покрытий, так и положительно сказываться на некоторых триботехнических свойствах. Так, например, в работе [7] показано, что частицы графита, содержащиеся в матрице титана, могут оказать

положительный эффект на триботехнические свойства полученного материала и снизить коэффициент трения.

На рентгенограммах поверхностно легированных слоев обнаружено отклонение соотношений интенсивностей рефлексов 101 и 002 α -титана, а также 111 и 200 карбида титана от теоретически рассчитанных значений. Данный эффект, вероятно, обусловлен направленной ориентацией кристаллов указанных фаз. По результатам анализа,

выполненного в программе Maud, было определено направление оси текстуры для α -Ti – [001], а для кристаллов карбида титана – [111].

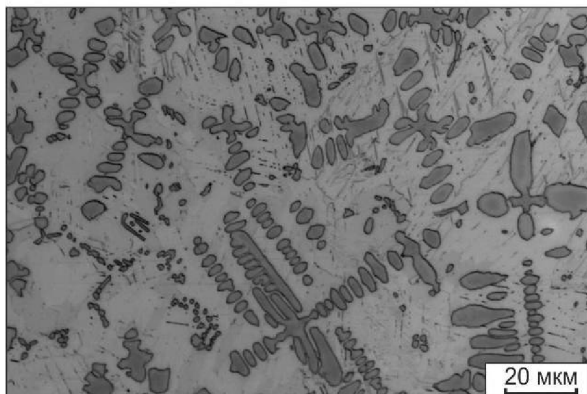
Особенности структуры наплавленных слоев представлены на рис. 3. Основными структурными составляющими являются карбиды различных размеров и формы, а также титановая матрица. Игольчатый (пластинчатый) характер титановой матрицы обусловлен быстрым охлаждением наплавленных слоев за счет теплоотвода



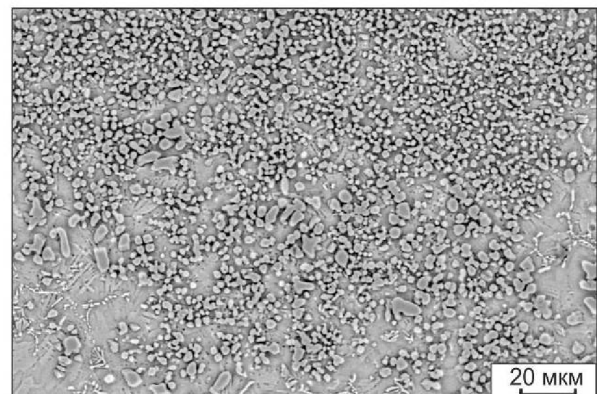
а



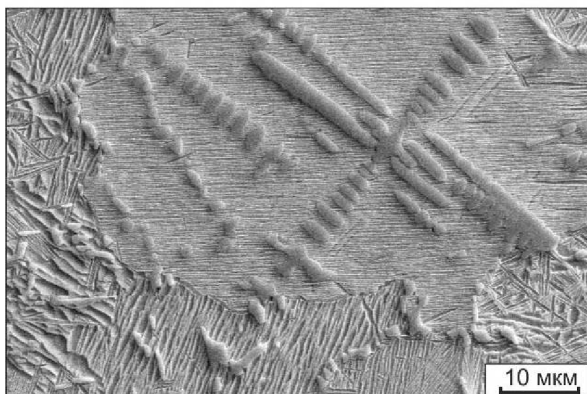
б



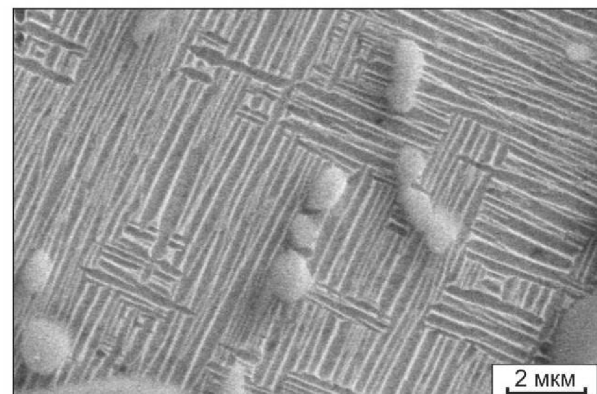
в



z



д



e

Рис. 3. Структура поверхностно легированного слоя:
а – образец 1TNC; б, д, е – образец 2NC; в, z – образец 3TC

в объем заготовки. Кроме пластин α' -фазы методами электронной микроскопии в образцах 1TNC и 2NC были обнаружены тонкие прослойки другой фазы (рис. 3, *d*, *e*). Данные пластины предположительно являются β -титаном, однако наличия пиков данной фазы на дифрактограммах не обнаружено. В работе [10] было показано, что при вневакуумной электронно-лучевой наплавке бета-изоморфного тантала на титановые пластины заметные пики β -Ti появлялись при концентрации легирующего элемента выше 17 %, что объяснялось влиянием текстуры кристаллизации.

Объемная доля и тип распределения карбидной фазы изменяются в направлении от поверхности в глубь покрытия. При этом доля карбидной фазы в покрытии 1TNC меньше, так как в исходной насыпке присутствовало меньшее количество углерода.

Вследствие малого времени выдержки металла в расплавленном состоянии до процесса кристаллизации проявляется градиент по составу покрытия. Во время охлаждения начинается кристаллизация из расплава за счет теплопередачи от наплавленного слоя в глубь материала [18].

Вблизи поверхности покрытия карбидная фаза представлена округлыми частицами (рис. 3, *z*). Часто карбидные частицы в этой зоне срастались между собой, образуя плотный слой. На глубине около 100 мкм от поверхности зафиксированы дендритные кристаллы TiC, образовавшиеся в процессе первичной кристаллизации (см. рис. 3). Дендриты растут хаотично вследствие сложного характера теплообмена в процессе обработки и в зоне, прилегающей к ЗТВ, практически не выявлены. Конвекция в жидком титане приводит к разориентации дендритов карбида титана и анизотропии микроструктуры [17, 19].

В связи с высокой объемной долей карбида титана, имеющего твердость выше 2800 HV, микротвердость покрытий увеличивается (рис. 4). Твердость наплавленных слоев всех исследованных образцов превышает твердость основного металла. Аналогичный эффект наблюдали авторы работ [20–21].

Наибольшее значение микротвердости достигается вблизи поверхности покрытия (4,8 ГПа). Значения твердости образца 2NC меньше по



Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине наплавленного слоя:

a – образец 1TNC; *б* – образец 2NC; *в* – образец 3TC

сравнению с другими образцами, так как доля карбидной фазы в покрытии меньше. Твердость покрытия снижается в направлении от поверхности к ЗТВ, что обусловлено уменьшением объемной доли твердых карбидных частиц. Твердость ЗТВ плавно снижается до уровня твердости основного металла (1,8 ГПа).

На рис. 5 приведены результаты испытаний на износостойкость поверхностно легированных слоев титана. На всех образцах с поверхностно легированным слоем наблюдалось уменьшение глубины лунки износа. Твердый карбид титана

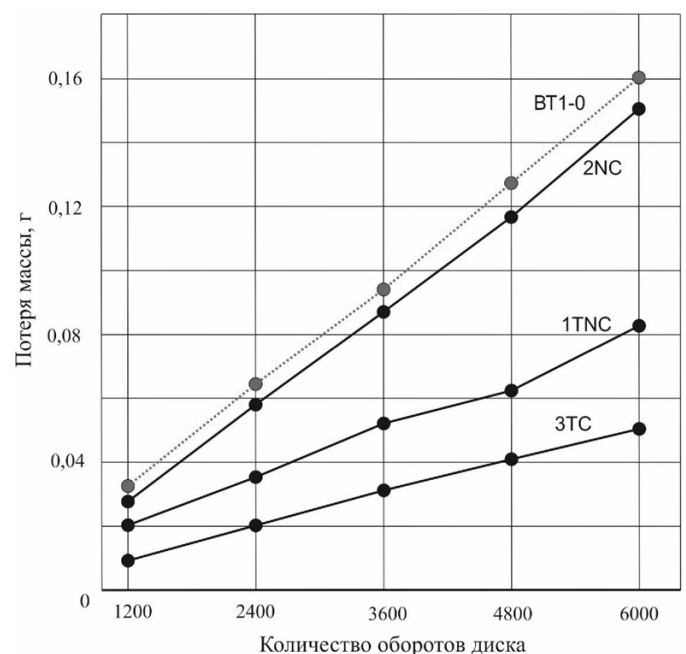


Рис. 5. Потеря массы образцов при воздействии нежестко закрепленных частиц абразива



играет роль жесткого барьера, предотвращающего образование бороздок и царапин, и, следовательно, повышает износостойкость покрытия.

Потеря массы образца ЗТС в 3,2 раза меньше по сравнению с потерей массы титана ВТ1-0. Прироста свойств у образца 2НС не обнаружено.

Наплавка высокопрочных слоев не приводит к катастрофическому снижению уровня ударной вязкости. Значения ударной вязкости для образцов 1ТНС и ЗТС снизились на 6 % по сравнению с ударной вязкостью технически чистого титана (143 Дж/см²). При этом уровень ударной вязкости образца 2НС снизился на 17 % по сравнению с титаном ВТ1-0. Следует отметить, что эффект снижения ударной вязкости тем меньше, чем больше соотношение между толщиной подложки и толщиной наплавленного слоя.

Выводы

В работе показано, что технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки углеродсодержащих порошковых смесей позволяет эффективно упрочнять поверхностные слои титановых сплавов. В качестве наплавочных материалов использовалась смесь порошка титана и ниобия с графитом, порошка ниобия с графитом и порошка титана с графитом. Полученные покрытия имеют толщину до 1,7 мм и отличаются отсутствием крупных дефектов в виде пор и трещин. Значения твердости поверхностно легированных слоев в два раза выше по сравнению с уровнем твердости исходного титана. Наибольшее влияние на повышение твердости оказывают высокопрочные частицы карбида титана. Поверхностно легированные слои обладают лучшей износостойкостью по сравнению с износостойкостью титана ВТ1-0 в условиях трения о нежестко закрепленные частицы абразива. При этом не происходит значительного снижения ударной вязкости образцов по сравнению с материалом основы.

Список литературы

1. Лащенко Г.И. Плазменное упрочнение и напыление. – Киев: Екотехнология, 2003. – 65 с.
2. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление / пер. с яп., В.Н. Попова; под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.

3. *ASM Handbook*. Vol. 5. Surface Engineering / eds.: C.M. Cotell, J.A. Sprague, F.A. Smidt. Jr.: ASM International, 1994. – 525 p.

4. *Ettaqi S., Hays V., Hantzpergue J.J., Saindrenan G., Remy J.C.* Mechanical, structural and tribological properties of titanium nitrided by a pulsed laser // *Surface and Coatings Technology*. – 1998. – Vol. 100/101. Iss. 1–3. – P. 428–432.

5. *Savalani M.M., Ng C.C., Li Q.H., Man H.C.* In situ formation of titanium carbide using titanium and carbon-nanotube powders by laser cladding // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258. Iss. 7. – P. 3173–3177.

6. *Courant B., Hantzpergue J.J., Benayoun S.* Surface Treatment of titanium by laser irradiation to improve resistance to dry-sliding friction // *Wear*. – 1999. – Vol. 236. – P. 39–46.

7. *Chehrghani A., Torkamany M.J., Hamed M.J., Sabbaghzadeh J.* Numerical modeling and experimental investigation of TiC formation on titanium surface pre-coated by graphite under pulsed laser irradiation // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258. Iss. 6. – P. 2068–2076.

8. *Oh J.Ch., Lee S., Golkovski M.G.* Improvement of the hardness and wear resistance of (TiC, TiN)/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. – 2001. – Vol. 32. Iss. 2. – P. 2995–3005.

9. *Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A.* Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // *Materials Science & Engineering: A*. 2013. – Vol. 578. – P. 310–317.

10. *Батаев И.А., Журавина Т.В., Руктуев А.А., Ленивецова О.Г., Ромашова Ю.Н.* Структурные исследования покрытий системы «титан-тантал», полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2012. – № 3(56). – С. 56–59.

11. *Golkovsky M.G., Zhuravina T.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Veselov S.V., Bataev V.A., Prikhodko E.A.* Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 314–316. – P. 23–27.

12. *Farayibi P.K., Folkes J., Clare A., Oyelola O.* Cladding of pre-blended Ti-6Al-4V and WC powder for wear resistant applications // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 206. Iss. 2–3. – P. 372–377.

13. *Глазунов С.Г., Мусеев В.Н.* Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 367 с.

14. *Wu W.L.* Dissolution precipitation mechanism of TiC/Ti composite layer produced by laser cladding //

Materials Science and Technology. – Vol. 2010. – P. 367–370.

15. Zhang K-M., Zou J-X., Li J., Yu Z-S., Wang H-P. Surface modification of TC4 Ti alloy by laser cladding with TiC+Ti powders // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2011. – Vol. 20. Iss. 11. – P. 2192–2197.

16. Kimura Y., Kaito C., Formation of carbon nanotubes from mixture film of carbon and titanium // Physica E: Low-Dimensional Systems & Nanostructures. – 2005. – Vol. 28. – P. 281–285.

17. Yang Y-L., Zhang D., Liu C.-S., Yang Y-R. Laser cladding of TiCN/Ti coatings on Ti6-Al4-V and the

calculation of the temperature field // Optical Engineering. – 2008. – Vol. 47(8). – P. 084301.

18. Covelli L., Pierdominici F., Smurov I., Tos-to S. Surface microstructure of titanium irradiated by Nd:YAG pulsed laser in presence of carbon and nitrogen // Surface and Coatings Technology. – 1996. – Vol. 78. – P. 196–204.

19. Hamed M.J., Torkamany M.J., Sabbaghzadeh J. Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in laser surface treatment // Optics and Lasers in Engineering. – 2011. – Vol. 49. – P. 557–563.

20. Bahadur S. Friction and wear behavior of tungsten and titanium carbide coatings // Wear. – 1996. – Vol. 196. – P. 156–163.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 49-57

Atmospheric electron-beam overlay welding of carbon containing powder mixtures onto technically pure titanium VT1-0

O.G. Lenivtseva, I.A Bataev, N.S. Belousova, E.D. Golovin, T.A. Zimoglyadova

Novosibirsk State Technical University, Prospect K. Marksa, 20
Novosibirsk, 630073, Russia

E-mail: lenivtseva_olga@mail.ru

Received 1 October 2013

Revised 30 October 2013

Accepted 1 November 2013

Abstract

The results of structure and properties investigations of the surface alloyed titanium substrate layers are discussed in present work. Built-up layers are produced by the electron-beam overlay welding of carbon-containing powder mixtures in the air. The powder mixtures of titanium, niobium and graphite as well as “niobium – graphite” and “titanium - graphite” compositions are used as the alloying materials. To protect materials from the influence of atmospheric gases during overlay welding, 50 % of the flux (CaF₂) was added to the powder mixture. The electron beam overlay welding allows to produce the high quality coatings with a thickness up to 1.7 mm. X-ray analysis of built-up layers revealed the presence of TiC, α -Ti and residual graphite phase. As a result of the treatment microhardness of surface layers increased from 1.8 to 4.8 GPa. The coatings produced by the method of electron beam overlay welding showed enhanced wear resistance in conditions of friction against non-rigidly fixed abrasive particles. Wherein the formation of coatings on titanium surfaces doesn't cause the dramatically decrease of the material impact toughness.

Keywords: Cp titanium, titanium carbide, electron-beam cladding, wear resistance, microhardness.

References

1. Lashhenko G.I. *Plazmennoe uprochnenie i napylenie* [Plasma hardening and coating]. Kiev, Ekotehnologija, 2003. 65 p.
2. Hasui A., Morigaki O. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. Trans. Japan. Moscow, Mashinostroenie, 1985. 240 p.

3. Cotell C.M., Sprague J.A., Smidt F.A. ASM Handbook Surface, Volume 5: Engineering. ASM International. 1994, 525 p.
4. Ettaqi S., Hays V., Hantzpergue J.J., Saindrenan G., Remy J.C. Mechanical, structural and tribological properties of titanium nitrided by a pulsed laser. *Surface and Coatings Technology*. 1998, Vol. 100/101. Iss. 1–3, pp. 428–432.
5. Savalani M.M., Ng C.C., Li Q.H., Man H.C. In situ formation of titanium carbide using titanium and carbon-nanotube powders by laser cladding. *Applied Surface Science*. 2012, Vol. 258, Iss. 7, pp. 3173–3177.
6. Courant B., Hantzpergue J.J., Benayoun S. Surface Treatment of titanium by laser irradiation to improve resistance to dry-sliding friction. *Wear*. 1999, Vol. 236, pp. 39–46.
7. Chehrghani A., Torkamany M.J., Hamed M.J., Sabbaghzadeh J. Numerical modeling and experimental investigation of TiC formation on titanium surface pre-coated by graphite under pulsed laser irradiation. *Applied Surface Science*. 2012, Vol. 258, Iss. 6, pp. 2068–2076.
8. Oh J.Ch., Lee S., Golkovski M.G. Improvement of the hardness and wear resistance of (TiC, TiN)/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2001, Vol. 32, Iss. 2, pp. 2995–3005.
9. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum. *Materials Science & Engineering: A*. 2013, Vol. 578, pp. 310–317.
10. Bataev I.A., Zhuravina T.V., Ruktuev A.A., Lenivceva O.G., Romashova Yu.N. *Obrabotka metallov: tehnologija, oborudovanie, instrumenty*, 2012, no. 3(56), pp. 56–59.
11. Golkovsky M.G., Zhuravina T.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Veselov S.V., Bataev V.A., Prikhodko E.A. Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere. *Advanced Materials Research*. 2011, Vol. 314–316, pp. 23–27.
12. Farayibi P.K., Folkes J., Clare A., Oyelola O. Cladding of pre-blended Ti-6Al-4V and WC powder for wear resistant applications. *Surface and Coatings Technology*. 2011, Vol. 206, Iss. 2–3, pp. 372–377.
13. Glazunov S.G., Moiseev V.N. *Konstrukcionnye titanovye splavy* [Structural titanium alloys]. Moscow, Metallurgija, 1974. 367 p.
14. Wu W.L. Dissolution precipitation mechanism of TiC/Ti composite layer produced by laser cladding. *Materials Science and Technology*. 2010, Vol. 26, pp. 367–370.
15. Zhang K-M., Zou J-X., Li J., Yu Z-S., Wang H-P. Surface modification of TC4 Ti alloy by laser cladding with TiC+Ti powders. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. Vol. 20, Iss. 11, pp. 2192–2197.
16. Kimura Y., Kaito C., Formation of carbon nanotubes from mixture film of carbon and titanium. *Physica E: Low-Dimensional Systems & Nanostructures*. 2005, Vol. 28, pp. 281–285.
17. Yang Y.-L., Zhang D., Liu C.-S., Yang Y.-R. Laser cladding of TiCN/Ti coatings on Ti6-Al4-V and the calculation of the temperature field. *Optical Engineering*. 2008, Vol. 47, Iss. 8, 084301. doi: 10.1117/1.2969128
18. Covelli L., Pierdominici F., Smurov I., Tosto S. Surface microstructure of titanium irradiated by Nd:YAG pulsed laser in presence of carbon and nitrogen. *Surface and Coatings Technology*. 1996, Vol. 78, pp. 196–204.
19. Hamed M.J., Torkamany M.J., Sabbaghzadeh J. Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in laser surface treatment. *Optics and Lasers in Engineering*. 2011, Vol. 49, pp. 557–563.
20. Bahadur S. Friction and wear behavior of tungsten and titanium carbide coatings. *Wear*. 1996, Vol. 196, pp. 156–163.

ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОЦЕССОВ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ И СВАРКИ ВЗРЫВОМ*

Д.В. ЛАЗУРЕНКО, канд. техн. наук, доцент
И.А. БАТАЕВ, канд. техн. наук, доцент
А.А. РУКТУЕВ, аспирант
А.М. ТЕПЛЫХ, канд. техн. наук, доцент
В.В. САМОЙЛЕНКО, аспирант
И.А. ПОЛЯКОВ, аспирант
 (НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 1 октября 2013
 Рецензирование 5 ноября 2013
 Принята к печати 10 ноября 2013

Лазуренко Д.В. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
 Новосибирский государственный технический университет,
 e-mail: pavlyukova_87@mail.ru

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки были сформированы титан-танталсодержащие коррозионностойкие покрытия на поверхности заготовок из сталей 40Х и 06Х18Н10Т. Структурные исследования показали, что в процессе наплавки порошковых смесей в поверхностных слоях стальных образцов формируется гетерофазная структура эвтектического типа. Уровень коррозионной стойкости покрытий, сформированных на заготовках из стали 40Х и хромоникелевой аустенитной стали 06Х18Н10Т, повысился в 1,5–3 раза относительно исходных материалов. Однако такое повышение является несущественным, поскольку электронно-лучевое легирование титана танталом позволяет понизить скорость его коррозии в 190 раз. С учетом полученных результатов была предложена технология формирования коррозионно-стойких покрытий на стальных заготовках, включающая в себя прокатку титановых заготовок, поверхностно легированных танталом, их последующую термическую обработку и сварку взрывом со стальными пластинами.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, коррозионно-стойкие покрытия, титансодержащие порошковые смеси, низколегированная сталь, нержавеющая сталь.

Введение

В настоящее время проблема, связанная с повышением ресурса работы оборудования, используемого на предприятиях по переработке токсичных отходов и на других объектах повышенной опасности, является весьма актуальной. Критическим параметром материалов, используемых для изготовления этого оборудования является коррозионная стойкость. Материалы, находящиеся в постоянном контакте с агрессивной средой, подвержены преждев-

ременному разрушению, которое может привести к катастрофическим последствиям. Наиболее широко для изготовления емкостей, в которых реализуется переработка и хранение опасных отходов, используются хромоникелевые коррозионно-стойкие стали аустенитного класса [1]. Эти материалы выполняют две функции: во-первых, они обеспечивают прочность самой конструкции, а во-вторых, – высокую коррозионную стойкость. Однако в некоторых случаях уровня коррозионной стойкости традиционно используемых материалов недостаточно. Одним из

* Работа проведена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг., соглашение № 14.В37.21.1569 от 24 сентября 2012 г.

подходов к решению этой проблемы может быть улучшение химической стойкости углеродистых и легированных сталей путем формирования на поверхности стальных заготовок коррозионно-стойких наплавленных слоев.

В качестве альтернативного подхода можно рассматривать применение сплавов на основе титана, которые обладают повышенной прочностью, коррозионной стойкостью и при этом являются высоко технологичными. Известно [2-5], что при легировании титана танталом его коррозионная стойкость резко возрастает. Введение в титан всего лишь 5 % тантала оказывает положительное влияние на его стойкость при эксплуатации в агрессивных средах. При добавлении 40 % Ta формируется сплав, показатели коррозионной стойкости которого сопоставимы со стойкостью чистого тантала. Следует подчеркнуть, что в особо агрессивных средах, например в кипящей азотной кислоте, тантал ведет себя практически инертно. Однако тантал является дорогостоящим материалом, что ограничивает его широкое применение в промышленном производстве. Таким образом, рациональным является формирование титановых заготовок, поверхностно легированных танталом. Эффективной технологией, позволяющей получать материалы такого типа, является вневакуумная электронно-лучевая наплавка [6-10].

При реализации электронно-лучевой наплавки возможно получение покрытий толщиной 1,5...2 мм на толстолистовых титановых заготовках. Однако для обеспечения повышенной коррозионной стойкости на поверхности титановой заготовки достаточно наличия коррозионно-стойкой прослойки гораздо

меньшей толщины. Снижения толщины легированного слоя и титановой основы можно достичь путем прокатки поверхностно легированной композиции. Следующий этап предлагаемого технологического процесса заключается в сварке взрывом тонколистового легированного титана (обеспечивающего повышенный уровень коррозионной стойкости) и толстолистовой углеродистой или низколегированной стали (выполняющей функцию конструкционного материала). Описанная технология позволит сэкономить дорогостоящие исходные материалы (титан и тантал) и в то же время получить надежный и долговечный конструкционный материал с требуемыми свойствами.

В работе был проведен анализ двух способов формирования материалов с поверхностными коррозионностойкими слоями. Первый заключался в наплавке смеси порошков титана и тантала на углеродистую низколегированную сталь 40X и на хромоникелевую сталь аустенитного класса 06X18H10T. В качестве альтернативного способа была предложена наплавка тантала на титановую основу, последующая ее прокатка, термическая обработка и сварка взрывом сформированной заготовки со стальной основой.

Материалы и методы исследования

Титан-танталовые порошковые смеси наплавлялись на заготовки из углеродистой низколегированной стали 40X и из хромоникелевой стали аустенитного класса 06X18H10T размерами 100×50×10 мм. Основные режимы наплавки приведены в табл. 1 и 2. Покрытия, сформированные на стали 40X, отличались

Таблица 1

Режимы наплавки титансодержащих порошковых смесей на сталь 40X

№ п/п	Подложка	Ток, А	Флюс		Плотность насыпки, г/см ²	Легировующие элементы, соотношение по массе	
			Состав	Количество, %		Ti	Ta
1	40X	27	CaF ₂ +LiF	40	0,33	1	3
2	40X	27	CaF ₂ +LiF	40	0,33	1	2
3	40X	27	CaF ₂ +LiF	40	0,33	1	1

Таблица 2

Режимы наплавки титансодержащих порошковых смесей на заготовки из стали 06X18H10T

№ п/п	Подложка	Ток	Флюс		Плотность насыпки, г/см ²	Легировующие элементы, соотношение по массе			Химический состав, % (вес.)	
			Состав	Количество, % (вес.)		Ti	Ta	Cr	Ti	Ta
1	06X18H10T	27	MgF ₂	40	0,33	1	3	-	2,7	7,54
2	06X18H10T	27	MgF ₂	40	0,33	1	4	-	1,53	4,92
3	06X18H10T	26	MgF ₂	40	0,33	1	2	2	1,7	3,28

соотношением модифицирующей и смачивающей компоненты. На заготовки из стали 06X18H10T наплавляли смеси порошков «Ti-Ta» и «Ti-Ta-Cr».

Структурные исследования композитов были проведены на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m и на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Рентгенофазовый анализ выполнен на θ - θ -дифрактометре ARL X'TRA с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения. Коррозионную стойкость образцов из стали 40X с наплавленными покрытиями оценивали по потере массы материала в условиях воздействия 10 %-го раствора HNO_3 в воде. Оценка уровня коррозионной стойкости покрытий, наплавленных на сталь 06X18H10T, проводилась по результатам испытаний образцов в кипящем 68 %-м растворе азотной кислоты в воде.

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования материалов, полученных в процессе электронно-лучевой обработки, свидетельствуют о формировании сложной градиентной структуры. Поперечное сечение образца из стали 40X, поверхностно легированного титаном и танталом, показано на рис. 1. В структуре образца можно выделить три характерные зоны: наплавленное покрытие, зону термического влияния и зону основного металла, не претерпевшего существенных структурных изменений. В зонах термического влияния всех образцов присутствует мартенсит (рис. 2, в). Покрытия, наплавленные на заготовки из углеродистой стали, преимущественно имеют эвтектическое строение (рис. 2, а). Анализ диаграммы состояния «Fe-Ti» и результаты рентгенофазовых исследований свидетельствуют о присутствии в покрытии эвтектики состава $\text{Fe}_2\text{Ti} + \alpha\text{-Fe}$ (рис. 2, в).

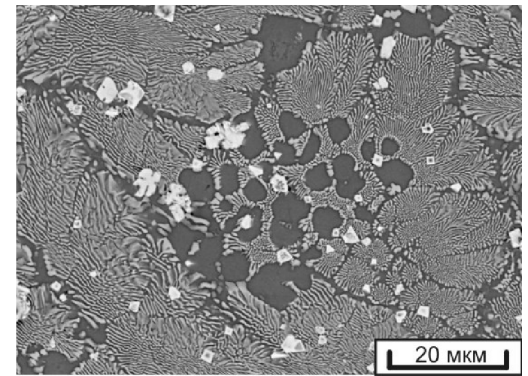


Рис. 1. Общий вид образца из стали 40X с наплавленным покрытием

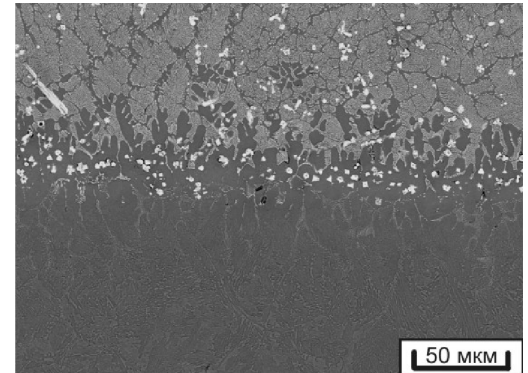
В наплавленных образцах зафиксировано наличие карбидной фазы. Карбиды присутствуют как в наплавленном слое, так и в переходной зоне. Сосредоточены они преимущественно вдоль границы раздела «покрытие – основной металл» (рис. 2, б).

Сложная градиентная структура формируется также и при наплавке титаносодержащих порошковых смесей на заготовки из стали 06X18H10T. В зонах термического влияния всех образцов содержатся равноосные зерна аустенита. В переходной области, соединяющей покрытие

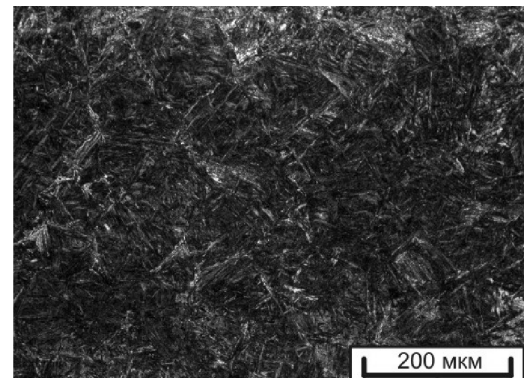
и зону термического влияния, зафиксировано образование кристаллов вытянутой формы (рис. 4, б). В покрытиях наблюдается эвтектическая структура (рис. 4, а). Результаты рентгенофазового анализа представлены на рис. 5. Эвтектика в покрытиях на стали 06X18H10T преимущественно располагается по границам бывших аустенитных зерен.



а



б



в

Рис. 2. Микроскопические исследования различных зон образцов из стали 40X, поверхностно легированных титаном и танталом:

а – покрытие; б – переходная зона с границей раздела; в – зона термического влияния

и зону термического влияния, зафиксировано образование кристаллов вытянутой формы (рис. 4, б). В покрытиях наблюдается эвтектическая структура (рис. 4, а). Результаты рентгенофазового анализа представлены на рис. 5. Эвтектика в покрытиях на стали 06X18H10T преимущественно располагается по границам бывших аустенитных зерен.

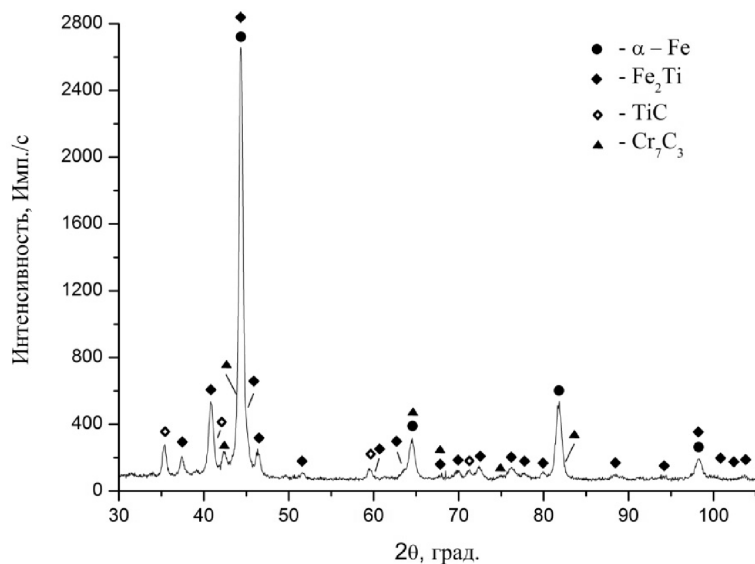
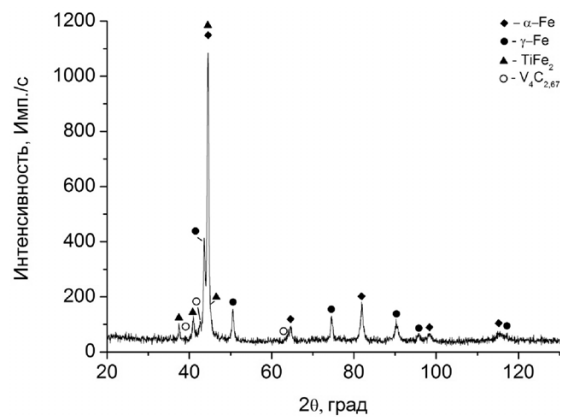
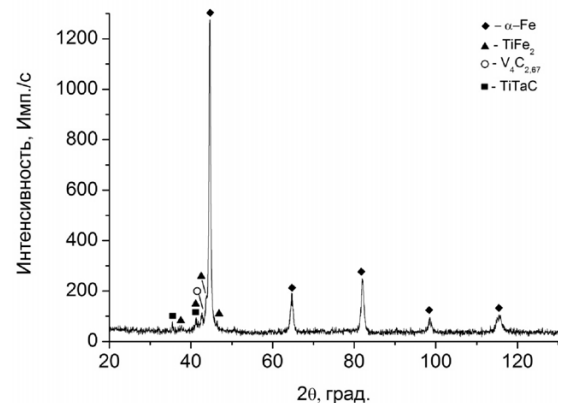


Рис. 3. Дифрактограмма покрытия на стали 40X

Результаты испытаний образцов из стали 40X с наплавленными покрытиями в 10 %-м растворе азотной кислоты в воде показали, что скорость коррозии данных материалов по сравнению с не легированной сталью 40X снизилась всего лишь в 1,5–3 раза и составила 350...950 мм/год. Такие результаты не позволяют рекомендовать материал для

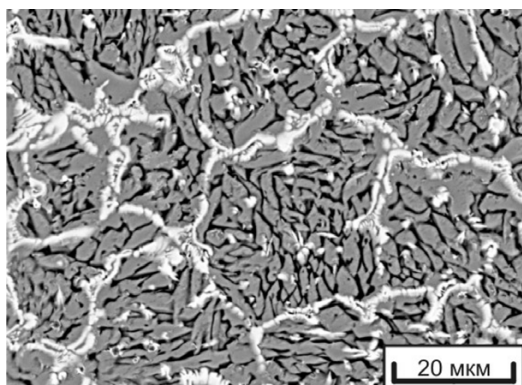


а

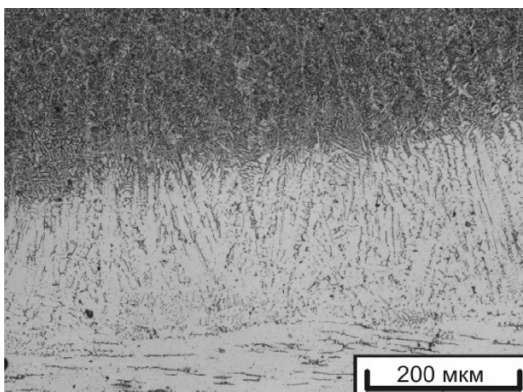


б

Рис. 5. Результаты рентгенофазового анализа образцов, полученных путем наплавки порошковых смесей состава «Ti-Ta» и «Ta-Ta-Cr» на сталь 06X18N10T



а



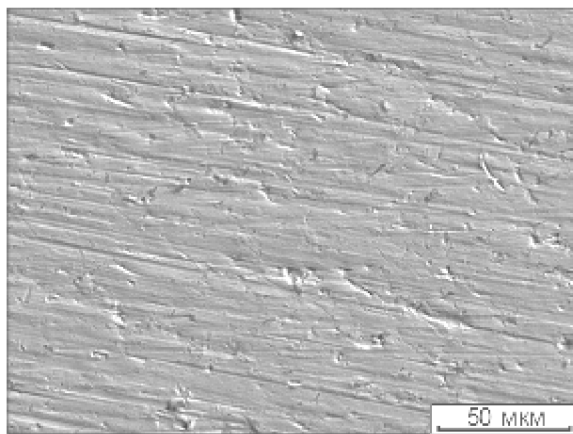
б

Рис. 4. Структура покрытия (а) и границы раздела «покрытие–основной металл» (б) на образцах из стали 06X18N10T

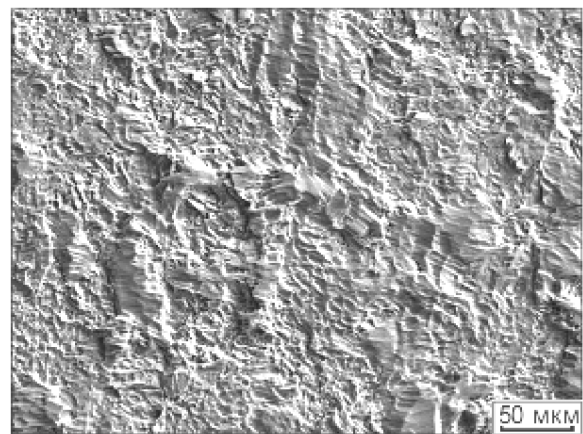
изготовления конструкций, эксплуатирующихся в особо агрессивных средах. Электронно-лучевая наплавка смеси порошков титана, тантала и хрома способствует двукратному повышению коррозионной стойкости стали 06X18N10T. Однако такое изменение свойств материала также нельзя считать приемлемым.

С целью многократного повышения коррозионной стойкости анализируемых сталей предлагается применение комбинированного технологического процесса. Основные его этапы заключаются в наплавке на титановые заготовки толщиной 10...12 мм танталовых покрытий, последующей прокатке композиции до толщины 2 мм и менее, термической обработке проката (для восстановления пластичности материала) и сварке взрывом со стальной основой.

Содержание тантала в покрытии выбирается с учетом требуемой коррозионной стойкости материала. Проведенные ранее исследования свидетельствуют о том, что технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки позволяет сформировать



а



б

Рис. 6. Поверхность покрытия Ti-22,4%Ta (а) и титана VT1-0 (б) после испытаний на коррозионную стойкость в течение 240 ч в кипящей азотной кислоте [7, 10]

рывать высококачественные покрытия толщиной до 2 мм на основе из технически чистого титана [6–9]. Коррозионная стойкость покрытий, в состав которых входит 22,4 % тантала, в кипящем 68 %-м растворе азотной кислоты в 190 раз превышает коррозионную стойкость чистого титана [6].

Методом растровой электронной микроскопии покрытий, содержащих 22,4 % Ta, после коррозионных испытаний в кипящей концентрированной азотной кислоте следов коррозии на поверхности образцов обнаружено не было. При этом на пластинах титана VT1-0 сформирована поверхность с развитым рельефом, свидетельствующим о протекании процессов коррозионного разрушения материала (рис. 6) [7, 10].

Заготовки с коррозионно-стойкими покрытиями прокатывали в горячем (для титана) состоянии. Предварительный нагрев образцов под прокатку составляет 800 °С. Экспериментальные исследования показали, что степень обжатия поверхностно легированных титановых пластин может составлять 80 % (рис. 7). При этом толщина наплавленного слоя снижается до ~ 300 мкм. Для снятия внутренних напряжений перед сваркой взрывом проводился дополнительный отжиг прокатанных заготовок при температуре 850 °С в течение одного часа. Процесс

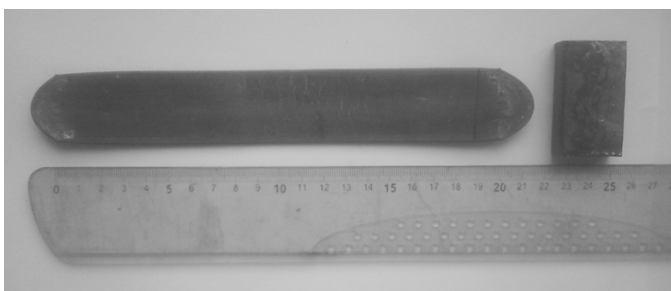


Рис. 7. Титановая заготовка, поверхностно легированная танталом, после прокатки

сварки взрывом пары «титан – сталь» изучен подробно [11–15]. Получение композиции такого типа в данной работе дополнительно не анализировалось. Анализ полученных результатов свидетельствует о целесообразности проведения дальнейших исследований по реализации предложенной комбинированной обработки. Поведение композиции типа «Ti–Ta» свидетельствует о возможности получения более тонких пластин, предназначенных для соединения сваркой взрывом с толстолистовыми стальными заготовками.

Выводы

Исследования по формированию на стальных заготовках коррозионно-стойких покрытий свидетельствуют о низкой эффективности технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки титан- и танталсодержащих порошковых смесей. Металлографические исследования свидетельствуют о формировании в наплавленных покрытиях сложной гетерофазной структуры, содержащий хрупкую эвтектику состава $Fe_2Ti + \alpha-Fe$ и другие структурные составляющие. Коррозионная стойкость таких покрытий по сравнению с анализируемыми сталями возрастает не более чем в три раза. С целью многократного повышения коррозионной стойкости предложена технология, заключающаяся в прокатке титановых пластин, на которые предварительно наплавлялась смесь порошков титана и тантала, последующей термообработке сформированных заготовок и их последующей сварке взрывом со стальными пластинами.

Список литературы

1. Raj B., Mudali U.K. Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants // Progress in Nuclear Energy. – 2006. – V. 48. – P. 283–313.



2. Ягодин Г.А. Технология металлов в атомной технике. – М.: Атомиздат, 1974. – 344 с.

3. Mareci D., Chelarin R., Gordin D.-M., Ungureanu G., Gloriant T. Comparative corrosion study of Ti-Ta alloys for dental application // Acte Biomaterialia. – 2009. – Vol. 5. – P. 3625 – 3639.

4. De Souza K.A., Robin A. Preparation and characterization of Ti-Ta alloys for application in corrosive media // Materials Letters. – 2003. – Т. 57, № 20. – P. 3010 – 3016.

5. Малахов А.И., Жуков А.П. Основы металловедения и теории коррозии. – М.: Высш. шк., 1978. – 192 с.

6. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // Materials Science & Engineering. – 2013. – А 578. – P. 310-317.

7. Голковский М.Г., Веселов С.В., Батаев И.А., Батаев А.А., Журавина Т.В., Руктуев А.А. Рентгеноструктурные исследования поверхностных слоев титана, легированного танталом // Ползуновский вестник. – 2012. – № 3/1. – С. 85–89.

8. Журавина Т.В., Батаев И.А., Голковский М.Г., Руктуев А.А., Самойленко В.В. Коррозионная стойкость слоев «Ti-Ta», сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси на пластины из технически чистого титана // Ползуновский вестник. – 2012. – № 3/1. – С. 80–84.

9. Журавина Т.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Алхимов А.П., Ленивецова О.Г., Бутыленкова О.А. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошков системы титан – тантал – ниобий на титан ВТ1-0 // Обработка металлов. – 2012. – № 3 (56). – С. 90–95.

10. Журавина Т.В. Структура и свойства биметаллических материалов на основе титана, полученных по технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки и сварки взрывом: дис...канд. техн. наук. – Новосибирск, 2012. 207 с.

11. Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. – Минск: Наука и техника, 1990. – 205 с.

12. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980. – 221 с.

13. Первухина О.Л., Бердыченко А.А., Первухин Л.Б., Олейников Д.В. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом // Известия Волгогр. гос. техн. ун-та. – 2006. – № 9. – С. 51–54.

14. Трыков Ю.П., Шморгул В.Г., Гуревич Л.М. Титан–сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов // Известия Волгогр. гос. техн. ун-та. – 2008. – Т. 10, № 2. – С. 5–14.

15. Белоусов В.П., Седых В.С., Трыков Ю.П. Механические свойства титаново-стальных соединений (с промежуточными слоями), сваренных взрывом // Сварочное производство. – 1971. – № 9. – С. 19–21.

Obработка metallo

N 4(61), October–December 2013, Pages 58-64

The improvement of corrosion resistance of steel constructions by using the processes of overlay welding of the powder mixtures and explosion welding

D.V. Lazurenko, I.A. Bataev, A.A. Ruktuev, A.M. Teplyh, V.V. Samoylenko, I.A. Polyakov.

Novosibirsk State Technical University, Prospect K. Marksa, 20
Novosibirsk, 630073, Russia

E-mail: pavlyukova_87@mail.ru

Received 1 October 2013

Revised 5 November 2013

Accepted 10 November 2013

Abstract

Using the method of electron beam overlay welding, corrosion-resistant coatings containing titanium and tantalum were fabricated on the surfaces of blanks made of 40X and 06X18H10T steels. The structure investigations revealed that during the powder mixtures overlay welding process heterophase eutectic structure is formed. The corrosion

resistance of coatings fabricated on steel 40X blanks and chromium-nickel austenitic steel blanks is 1.5...3 times higher in comparison with the raw materials. However such improvement is insignificant insofar as electron beam alloying of titanium with tantalum decreases its corrosion rate in 190 times. Taking into account the obtained results, the technology of corrosion-resistant coating formation is suggested. It includes rolling of the surface alloyed titanium billets, its subsequent heat treatment and explosive welding with steel plates.

Keywords: electron beam overlay welding in the air, corrosion-resistant coatings, titanium-containing powder mixtures, low-alloyed steels, stainless steel.

References

1. Raj B., Mudali U.K. Materials development and corrosion problems in nuclear fuel reprocessing plants. *Progress in Nuclear Energy*. 2006, Vol. 48, pp. 283–313.
2. Yagodin G.A. *Tehnologija metallov v atomnoj tehnike* [Process Metallurgy in Nuclear Engineering]. Moscow, Atomizdat, 1974. 344 p.
3. Mareci D., Chelarin R., Gordin D.-M., Ungureanu G., Gloriant T. Comparative corrosion study of Ti-Ta alloys for dental application. *Acte Biomaterialia*. 2009, Vol. 5, pp. 3625 – 3639.
4. De Souza K.A., Robin A. Preparation and characterization of Ti-Ta alloys for application in corrosive media. *Materials Letters*. 2003, Vol. 57, no. 20, pp. 3010 – 3016.
5. Malahov A.I., Zhukov A.P. *Osnovy metallovedeniya i teorii korrozii* [Fundamentals of Metallurgy and Corrosion theory]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1978. 192 p.
6. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum. *Materials Science & Engineering: A*. 2013, Vol. 578, pp. 310-317.
7. Golkovskij M.G., Veselov S.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Zhuravina T.V., Ruktuev A.A. *Polzunovskij vestnik*, 2012, no. 3/1, pp. 85-89.
8. Zhuravina T.V., Bataev I.A., Golkovskij M.G., Ruktuev A.A., Samojlenko V.V. *Polzunovskij vestnik*, 2012, no. 3/1, pp. 80-84.
9. Zhuravina T.V., Bataev I.A., Ruktuev A.A., Alhimov A.P., Lenivceva O.G., Butylenkova O.A. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2012, no. 3 (56), pp. 90-95.
10. Zhuravina T.V. *Struktura i svojstva bimetallicheskih materialov na osnove titana, poluchennyh po tehnologii vnevakuumnoj jelektronno-luchevoj naplavki i svarki vzryvom*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and properties of bimetallic materials based on titanium obtained technology electron beam welding and explosion welding. Dr. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, NSTU, 2012. 207 p.
11. Zaharenko I. D. *Svarka metallov vzryvom* [Metal welding explosion]. Minsk, Nauka i tehnika, 1990. 205 p.
12. Deribas A. A. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom* [Physics hardening and explosion welding]. Novosibirsk, Nauka, 1980. 221 p.
13. Pervuhina O.L., Berdychenko A.A., Pervuhin L.B., Olejnikov D.V. *Izvestija Volgogradskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta. Serija: Svarka vzryvom i svojstva svarnyh soedinenij*, 2006, Iss. 2, no. 9, pp. 51 – 54.
14. Trykov Yu. P., Shmorgun V.G., Gurevich L.M. *Izvestija Volgogradskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta. Serija: Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii*, 2008, Vol. 10, Iss. 2, pp. 5–14.
15. Belousov V. P., Sedyh V. S., Trykov Yu. P. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1971, no. 9, pp. 19–21.

ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ПЕРЕГРЕТОЙ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

С.В. БУРОВ, канд. техн. наук

*Ю.В. ХУДОРОЖКОВА, канд. техн. наук, доцент
(ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург)*

*М.А. РЫЖКОВ, канд. техн. наук
(УрФУ, г. Екатеринбург)*

Поступила 1 ноября 2013

Рецензирование 20 ноября 2013

Принята к печати 22 ноября 2013

Буров С.В. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
Институт машиноведения Уральского отделения РАН,
e-mail: burchitai@mail.ru

Морфология избыточного цементита важна в обеспечении механических свойств заэвтектоидных сталей. Целью настоящей работы являлось исследование влияния скорости охлаждения перегретой заэвтектоидной стали на морфологию вторичного цементита. На основании дилатометрических исследований построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной углеродистой стали электрошлакового переплава У16-Ш, содержащей 1,56 % углерода. Охлаждение образцов производили с температуры аустенитизации 1150 °С со скоростями от 0,1 до 30 °С/с на закалочном дилатометре Linseis L78 R.I.T.A. Определены критические точки рассматриваемой стали: $M_n = 138$ °С; $A_{c1} = 742$ °С; $A_{cm} = 960$ °С. Металлографические исследования дилатометрических образцов показали, что с увеличением скорости охлаждения выше 1...3 °С/с цементитная сетка постепенно сменяется видманштеттовой формой избыточного цементита. Показано, что морфология избыточного цементита при непрерывном охлаждении заэвтектоидной стали в значительной мере зависит от величины зерна переохлажденного аустенита. Увеличение размеров аустенитного зерна позволяет получать игольчатый цементит при меньших скоростях охлаждения.

Ключевые слова: заэвтектоидная сталь, видманштеттов цементит, аустенит, цементитная сетка, термокинетическая диаграмма.

Введение

Механические свойства заэвтектоидных углеродистых и низколегированных сталей в значительной степени определяются морфологией и характером распределения избыточных карбидов, а высокая доля карбидной фазы является исключительно важной в вопросах повышения износостойкости. Известно, что максимальный уровень прочности, пластичности и ударной вязкости у заэвтектоидных, в том числе сверхвысокоуглеродистых сталей, дает глобулярная морфология избыточного цементита [1]. Дополни-

тельный вклад в повышение уровня прочности, пластичности и трещиностойкости может дать и управление характером распределения избыточных карбидов. Глобули могут быть распределены равномерно, могут быть расположены в местах расположения бывшей цементитной сетки, залегать слоями или повторять дендритное ликвидационное распределение карбидообразующих элементов.

Вопрос получения естественного композиционного материала на основе углеродистой заэвтектоидной стали неоднократно разбирался в научной печати при исследова-

нии вопросов технологии получения булатов. Практически все варианты получения слоистого распределения мелкодисперсного глобулярного избыточного цементита сводятся к деформированию заэвтектоидной стали в интервале температур от A_{cm} до A_{c1} , однако мнения по поводу морфологии выделений избыточного цементита доковки расходятся. По мнению авторов работы [2], основной вклад в формирование слоев цементитных глобулей вносит дробление цементитной сетки. Авторы работы [3] считают, что углерод в процессековки вне зависимости от исходной морфологии перераспределяется в глобули сообразно распределению карбидообразующих элементов, например ванадия. В то же время процесс термообработки, предшествующий деформированию в межкритическом интервале, все указанные авторы проводят с охлаждением со значительного перегрева, обычно с температуры, близкой к солидусу (1100...1200 °С). В работе [3] указано, что длительный отжиг необходим для формирования обезуглероженной ферритной «рубашки», предотвращающей растрескивание в процессековки. О морфологии избыточного цементита, благоприятной для формирования при ковке слоистого распределения глобулярного цементита, в работах этих авторов не сообщается. По исследованиям, приведенным в работе [4], слоистое залегание глобулей после деформации лучше всего обеспечивается при деформировании в указанном температурном интервале стали с видманштеттовой морфологией избыточного цементита.

Данная работа проведена с целью построения диаграммы распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали и определения влияния скоростей охлаждения на морфологию избыточного цементита. В существующих диаграммах распада переохлажденного аустенита заэвтектоидных сталей не приводится такого соответствия между скоростями охлажденного аустенита и морфологией избыточного цементита. Наличие возможности управления структурой подсистемы избыточного цементита позволит в максимальной степени гарантировать получение естественного слоистого композиционного материала на базе заэвтектоидной стали.

Методика

экспериментального исследования

В качестве материала исследования была выбрана заэвтектоидная сталь У16-Ш опытной индукционной выплавки с последующим электрошлаковым переплавом, позволившим минимизировать ликвационную неоднородность и снизить количество неметаллических включений. Состав стали приведен в таблице.

Химический состав стали У16-Ш

Содержание элемента, %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1,562	0,137	0,201	0,016	0,0034	0,5	0,13

Образцы для дилатометрических исследований длиной 10 и диаметром 3 мм вырезались из нормализованной поковки с помощью электроэрозионной проволочной резки. Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре Linseis L78 R.I.T.A. с индукционным нагревом. Нагрев образцов производили со скоростью 2,5 °С/с. Выдержка при температуре 1150 °С составляла 300 с, что достаточно для гомогенного перераспределения углерода в аустените, но при этом не происходит значительного обезуглероживания образцов в среде вакуума. Охлаждение производили с постоянными скоростями: 0,1; 0,3; 1; 3; 10; 30 °С/с. Критические точки и интервалы фазовых превращений определяли графически по перегибам на кривых «температура – абсолютное удлинение». При проведении опытов регистрация проводилась откалиброванной термопарой типа ТХА (К-тип), приваренной к боковой цилиндрической поверхности исследуемых образцов с помощью точечной сварки. Методика испытаний и построения кинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита описана в работах [5, 6].

Нагрев образцов производили индукционным способом в вакууме ($\sim 10^{-2}$ Па), что полностью исключало вероятность образования окалины на торцах образцов и, следовательно, искажения показаний дилатометра. Однако индукционный вакуумный нагрев и выдержка 300 с при 1150 °С не предотвращал обезуглероживания поверхности. Оцененный металлографически обезуглероженный слой не превышал 30 мкм и

наблюдался только на цилиндрической поверхности. В качестве охлаждающей среды использовали гелий марки Б (по ТУ-51-940-80, чистота 99,99 %), который подавали на образцы под различным давлением, что позволило реализовать скорости охлаждения образцов от 0,1 до 30 °С/с, достаточные для прохождения всего спектра характерных для непрерывного охлаждения заэвтектоидной стали типов превращений: выделения избыточной карбидной фазы, перлитного превращения, мартенситного превращения.

После дилатометрических исследований образцы подвергали металлографическому анализу и измерению твердости. Металлографические исследования проводили в продольном и поперечном сечениях образцов на металлографическом инвертированном микроскопе Альтами-МЕТ 1М в светлопольном режиме.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш (при охлаждении от 1150 °С).

При проведении дилатометрических исследований выявлены критические точки стали У16-Ш: $M_n = 138$ °С; $A_{c1} = 742$ °С; $A_{cm} = 960$ °С.

Значения твердости представлены на термокинетической диаграмме. Твердость соответствует ряду структур: от цементитно-перлитной до цементитно-мартенситной структуры с остаточным аустенитом.

Анализ кривой начала выделения избыточного (вторичного) цементита из переохлажденного аустенита на диаграмме (см. рис. 1) показывает наличие вогнутости на этой кривой в районе скоростей охлаждения около 0,3 °С в секунду. Аналогичное поведение кривой начала выделения вторичного цементита на диаграмме распада переохлажденного аустенита стали У16 (с незначительно отличным химическим составом, при охлаждении от 1200 °С) имеется в литературных данных [6], однако описание такого поведения кривой не приведено.

Проведенные металлографические исследования дилатометрических образцов, результаты которых представлены на рис. 2 – 6, показывают, что вогнутость кривой, характеризующей начало выделения избыточной цементитной фазы из аустенита, характеризуется сменой морфологии избыточного цементита от сетчатой (рис. 2 – 4) к игольчатой (рис. 4 – 6). Образование исключительно цементитной сетки характерно для величин переохлаждения до 150 °С ниже A_{cm} . При образовании цементита игольчатой морфологии устойчивость переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении снижается. Большие величины переохлаждения ниже A_{cm} , приводят к тому, что образование карбидной фазы происходит внутри объема аустенитного зерна в виде «игл» (пластин), в силу заторможенности процессов диффузии атомов углерода из центра зерна к границам. Пластинчатое строение видманштеттова цементита и пространственное расположение пластин внутри бывшего аустенитного зерна детально исследовано в работах [1,7].

Размер аустенитного зерна является одной из важнейших характеристик, влияющих на

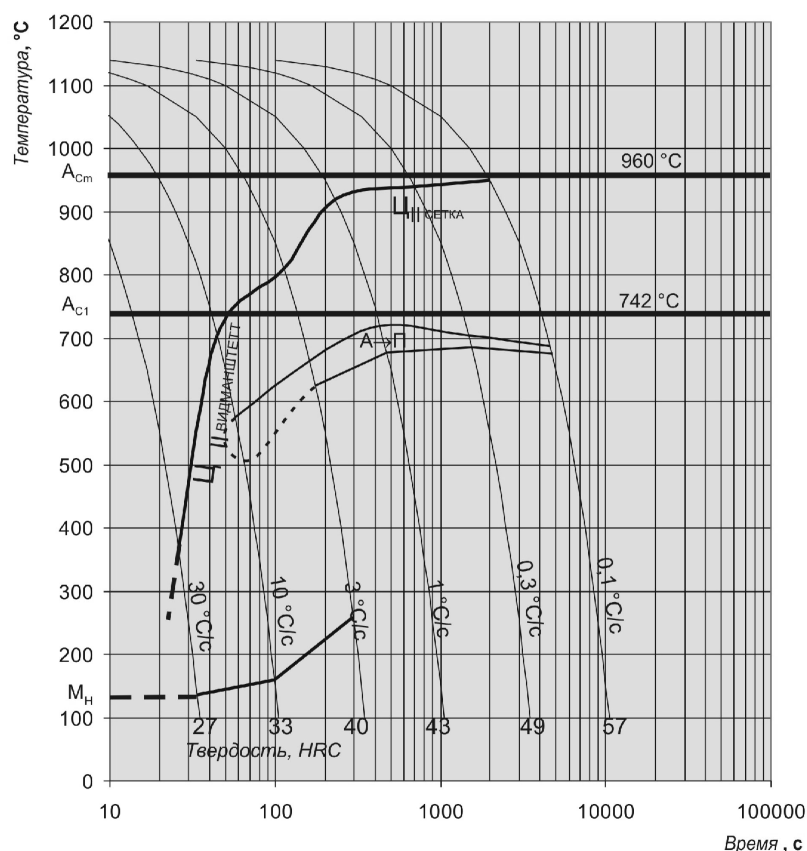


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш при линейном непрерывном охлаждении от 1150 °С

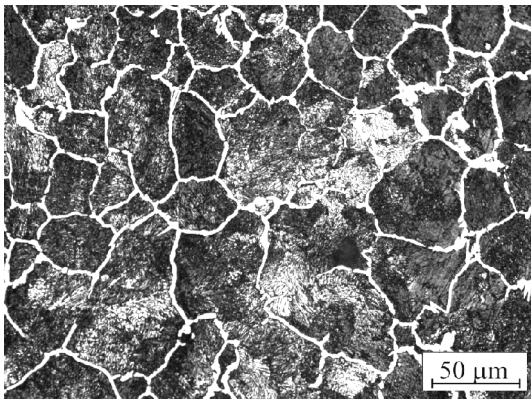


Рис. 2. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 0,1 °С/с

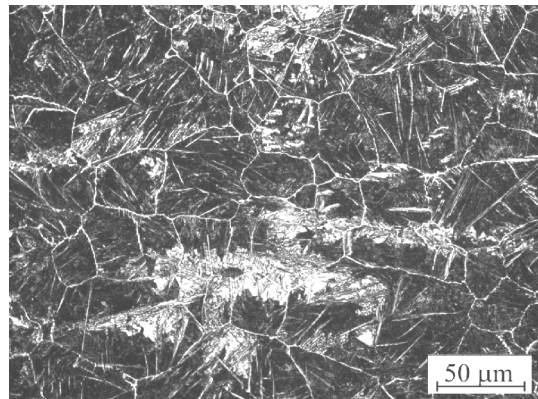


Рис. 5. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 10 °С/с

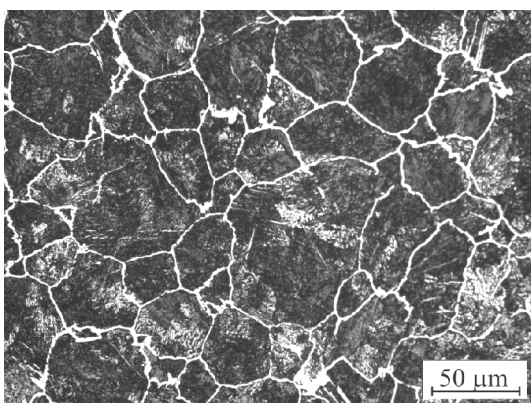


Рис. 3. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 1 °С/с

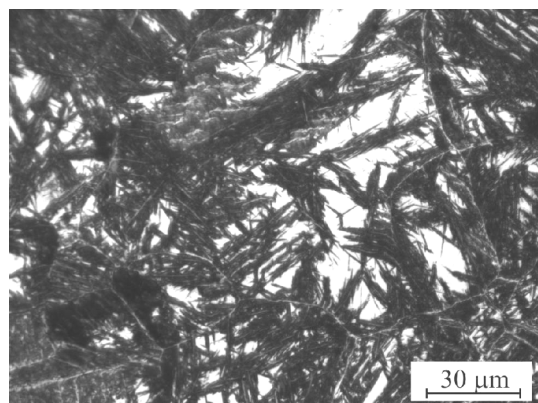


Рис. 6. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 30 °С/с

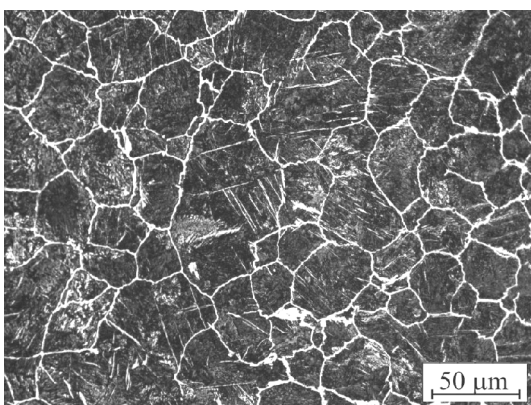


Рис. 4. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 3 °С/с

возможность формирования игольчатого цементита в определенных условиях охлаждения. В условиях охлаждения, при которых избыток атомов углерода даже из центра аустенитного зерна не способен достичь границы, будет происходить выделение избыточного цементита внутри зерна в виде пластин. При про-

ведении дилатометрических исследований в настоящей работе, когда размер аустенитного зерна составлял 30...90 мкм, появление первых «игл» видманштеттова цементита соответствует скорости охлаждения 0,3 °С/с. При повышении температуры аустенитизации до 1200 °С и времени выдержки 4000 с размер отдельных аустенитных зерен составляет 1500 мкм, значительное количество видманштеттова цементита образуется уже при скорости охлаждения 0,1 °С/с. Можно привести еще одно подтверждение вывода о влиянии размера зерна на морфологию избыточного цементита. На рис. 3 и 4 видно, что самое значительное количество избыточного цементита видманштеттовой морфологии наблюдается в пределах крупных бывших аустенитных зерен, тогда как в зернах малых размеров может практически не наблюдаться цементитных «игл». Можно предположить, что для получения видманштеттовой морфологии существует некоторая зависимость между размером зерна, определяемым

температурой и временем аустенитизации, и скоростью охлаждения, ответственной за путь диффузионного пробега атома углерода.

Выводы

По результатам проведенного дилатометрического и микроструктурного анализа распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш при непрерывном охлаждении от 1150 °С выявлены следующие особенности выделения избыточно-вторичного цементита.

1. Кривая А→К вогнута в районе скоростей охлаждения около 3 °С в секунду. При больших скоростях охлаждения переохлажденного аустенита происходит выделение избыточного цементита преимущественно в виде видманштеттовых «игл» (пластин), а при меньших скоростях охлаждения – преимущественно в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен.

2. С увеличением скорости охлаждения смена морфологии цементита от сетки к «иглам» происходит постепенно, однако полностью избежать образования сетки по границам зерен ускоренным охлаждением невозможно.

3. Морфология избыточного цементита при непрерывном охлаждении заэвтектоидной стали в значительной мере зависит от величины зерна переохлажденного аустенита. Увеличение размеров аустенитного зерна позволяет получать игольчатый цементит при меньших скоростях охлаждения.

Obrabotka metallov

№ 4(61), October–December 2013, Pages 65-70

Peculiarities of austenite transformation under continuous cooling of hypereutectoid steel

¹S.V. Burov, ¹Yu.V. Khudorozhkova, ²M.A. Ryzhkov

¹Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Komsomolskaya st., 34, Ekaterinburg, 620049, Russia

²Ural Federal University, Mira st., 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

E-mail: burchitai@mail.ru

Received 1 November 2013

Revised 20 November 2013

Accepted 22 November 2013

Список литературы

1. Плотникова Н.В. Роль морфологии цементита в обеспечении конструктивной прочности углеродистых заэвтектоидных сталей: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2004. – 193 с.

2. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus Steels // Scientific American. – 1985. – Vol. 252 (February). – P. 112–120.

3. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The Key Role of Impurities in Ancient Damascus Steel Blades // JOM. – 1998. – № 50 (9). – P. 58–64.

4. Буров С.В., Худорожкова Ю.В., Плотникова Н.В. Эволюция распределения избыточного цементита в процессе деформирования заэвтектоидных сталей // Состояние, проблемы и перспективы восстановления технологии получения дамасской стали, булата и металлических композитов: сб. докладов и материалов I Междунар. науч.-практ. семинара: «Дамасская сталь. Булат. Металлические композиты. Теория и практика». – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. – С. 105–109.

5. Рыжков М.А., Попов А.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 12. – С. 37–41.

6. Попов А.А., Попова Л.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Машгиз, 1961. – 430 с.

7. Kral M.V., Spanos G. Three Dimensional Analysis of Proeutectoid Cementite Precipitates // Acta Metallurgica. – 1999. – № 47 (2). – P. 711–724.

Abstract

Morphology of hypereutectoid cementite is essential for mechanical properties of ultra-high carbon steels. The influence of cooling rate of hypereutectoid steel on morphology of -hypereutectoid cementite is studied. Using results of dilatometric experiment the diagram “time – temperature – transformation” (TTT-diagram) was plotted for hypereutectoid ultra-high carbon steel containing 1.56%C. Cooling of samples with rates of 0.1 to 30 °C/s from 1150 °C was carried out in quenching dilatometer Linseis L78 R.I.T.A. The critical points of steel are: $M_s = 138$ °C; $A_{c1} = 742$ °C; $A_{cm} = 960$ °C. Metallographic studies of cooled dilatometric samples showed that an increase in the rate of cooling leads to changes of cementite morphology. Widmanstätten cementite precipitates at cooling rates faster than $1 \div 3$ °C/s while net-shape cementite is typical for slow cooling. Accelerated cooling does not completely prevent the formation of cementite network at the grain boundaries. Morphology of hypereutectoid cementite is in dependence on the grain size of austenite. Increasing of the austenite grain size produces needle of widmanstätten cementite at lower cooling rates.

Keywords: hypereutectoid steel, ultrahigh carbon steel, widmanstätten cementite, austenite, cementite network, TTT-diagram.

References

1. Plotnikova N.V. *Rol' morfologii cementita v obespechenii konstruktivnoj prochnosti uglerodistyh zajevektoidnyh stalej*. Diss. kand. tehn. nauk [The role of the morphology of the cementite in providing structural strength carbon hypereutectoid steels. Cand. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, 2004. 193 p.
2. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus Steels. Scientific American. 1985, Vol. 252, pp. 112-120.
3. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The Key Role of Impurities in Ancient Damascus Steel Blades. JOM. 1998, № 50 (9), pp. 58-64.
4. Burov S.V., Hudorozhkova Yu.V., Plotnikova N.V. *Jevoljucija raspredelenija izbytochnogo cementita v processe deformirovanija zajevektoidnyh stalej* [The evolution of the distribution of excess cementite in the process of deformation of steel hypereutectoid]. *Sbornik dokladov i materialov I Mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo seminara: "Damasskaja stal". Bulat. Metallicheskie kompozity. Teorija i praktika* [The collection of reports and materials I International scientific-practical seminar “Damascus steel. Bulat. Metal Composites. Theory and Practice”]. Moscow, BMSTU, 2012, pp. 105-109.
5. Ryzhkov M.A., Popov A.A. Metodicheskie voprosy postroenija termokineticheskikh diagramm prevrashhenija pereohlazhdennogo austenita v nizkolegirovannyh staljah [Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov - Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 12, pp. 37-41.
6. Popov A.A., Popova L.E. Spravochnik termista. Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdjonnogo austenite [Heat Treater's Guide. Isothermal and thermokinetic diagrams of decomposition of supercooled austenite]. Moscow, Mashgiz, 1961. 430 p.
7. Kral M.V., Spanos G. Three Dimensional Analysis of Proeutectoid Cementite Precipitates. Acta Metallurgica. 1999, № 47 (2), pp. 711-724.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ НА МОРФОЛОГИЮ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ СЛОЕВ CaF_2

*А.В. КАЦЮБА, аспирант
А.Ю. КРУПИН, аспирант
С.С. КУДАЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 15 октября 2013
Рецензирование 14 ноября 2013
Принята к печати 15 ноября 2013

Кацюба А.В. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: kacuba@ngs.ru

Рассматриваются изменение морфологии и электрофизические параметры пленок фторида кальция, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), в зависимости от режима роста. Показано, что при увеличении температуры происходит резкое огрубление поверхности, при этом пленка CaF_2 получается несплошной, что является неприемлемым для создания КНИ-структур. Также показано, что использование метода твердофазной эпитаксии (ТФЭ) и температуры роста 530 °С позволяет получать сплошные пленки с хорошими электрофизическими параметрами. Образцы, выращенные без использования ТФЭ, имеют плохие электрофизические параметры и большой разброс по пластине значений токов утечки.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, фторид кальция, твердофазная эпитаксия.

Введение

В настоящее время перспективным является выращивание фотоактивных слоев КРТ на альтернативных подложках Si или GaAs, что позволяет совместить фотоприемную матрицу и мультиплексорную схему обработки сигнала. Структуры кремний-на-изоляторе (КНИ) в качестве подложечного материала обладают существенными преимуществами по сравнению с обычными пластинами кремния. Это дает возможность создавать приборы, функционирующие в экстремальных условиях и режимах эксплуатации, в том числе в условиях высоких (250...1000 °С) температур и высоких уровней радиационных воздействий [1]. Наиболее широкое промышленное применение имеют структуры SIMOX, которые получают методом ионной имплантации кислорода с последующим отжигом.

Кроме высокой стоимости, к основному недостатку таких структур относится также неоднородная толщина слоя кремния из-за случайного (гауссового) распределения атомов кислорода в процессе ионной имплантации и последующего отжига [2].

Одним из вариантов создания КНИ-структур является использование гетероэпитаксиальной системы $\text{Si}/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$, где в качестве диэлектрика используется слой фторида кальция, имеющего кристаллическую решетку, сходную с кремниевой, и ширину запрещенной зоны 12 эВ. Выбор ориентации обусловлен применимостью в технологии КМОП, так как $\text{Si}(100)$ имеет на порядок меньшую плотность поверхностных состояний по сравнению с $\text{Si}(111)$. Структуры $\text{Si}/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ получают методом молекулярно-лучевой эпитаксии в замкнутом технологическом цикле. Однако из-за того что

поверхностная энергия $\text{CaF}_2(100)$ выше поверхностной энергии $\text{Si}(100)$, рост на таких подложках осуществляется по трехмерному механизму с образованием фасетированной поверхности, представляющей собой пирамиды роста высотой 20...50 нм [3]. Слой фторида должен обладать как можно менее развитым рельефом и однородностью по толщине, несмотря на то что при последующем эпитаксиальном выращивании кремния, слой кремния также становится неоднородным по толщине, что ограничивает приборное применение таких структур. Поэтому крайне важным является разработка технологии получения слоев CaF_2 с атомарно-гладкой поверхностью. Модельные представления о процессах осаждения и поверхностной миграции атомов и молекул позволяют предположить, что наиболее однородными по толщине являются пленки, осажденные при низких температурах, при которых процессами поверхностной диффузии и, следовательно, слиянием молекул в островки можно практически пренебречь. Однако при этом пленки получаются аморфными или поликристаллическими [4]. Поэтому для получения пленок с более гладкой поверхностью целесообразно использовать метод твердофазной эпитаксии (ТФЭ), который заключается в нанесении тонкого слоя материала порядка 3...5 нм на подложку с последующим его отжигом для кристаллизации.

Целью данной работы является исследование морфологии и электрофизических свойств пленок фторида кальция, выращенных на поверхности $\text{Si}(100)$ с использованием метода ТФЭ и без него.

Методика экспериментального исследования

Структуры $\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ выращивались в двухкамерной установке МЛЭ «Катунь-100». Для проведения экспериментов использовались подложки $\text{Si}(100)$ КДБ-20 диаметром 100 мм. Перед началом роста для снятия защитного поверхностного окисла подложки в ростовой камере в условиях сверхвысокого вакуума отжигались при температуре 850...900 °С в течение 5...10 мин в слабом потоке Si . Нагрев подложки с защитным окислом приводит к восстановлению до монооксида кремния. После отжига про-

водился рост буферного слоя кремния толщиной ~100 нм.

С целью исследования морфологии и электрофизических свойств гетероструктур CaF_2/Si было подготовлено четыре группы образцов. На образцах первой группы фторид кальция выращивался в течение двух часов при температуре 530 °С. На образцах второй группы сначала фторид кальция осаждался в течение 5 мин при комнатной температуре, затем подложка нагревалась до температуры 700 °С в течение 10 мин для кристаллизации осажденного слоя (ТФЭ), далее рост происходил при температуре 530 °С два часа. Образцы третьей группы выращивались при повышенной температуре 680 °С. Образцы четвертой группы также выращивались при повышенной температуре 680 °С, но как и во второй группе сначала осуществлялся процесс ТФЭ. Толщины образцов измерялись в центре пластины эллипсометрическим методом. В целях минимизации влияния пучка быстрых электронов на морфологию пленок CaF_2 дифракция быстрых электронов наблюдалась только в течение первых 10 мин роста [5], затем пушка дифрактометра отключалась и включался механизм вращения подложки. После выращивания все образцы подвергались исследованию свойств поверхности методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ), также измерялись электрофизические характеристики получившихся структур. Следует отметить, что структура пленок фторида в пределах одной группы схожа, поэтому в данной работе приводятся экспериментальные данные только для одного образца из каждой группы.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны экспериментальные данные для образцов первой группы. Из анализа ДБЭ картины (рис. 1, а) видно, что на них присутствует три типа ростовых рефлексов: кольцевые (помечены стрелкой, направленной вверх), характерные для поликристаллического роста, точечные (помечены стрелкой, направленной вниз), характерные для трёхмерного островкового роста и нечеткие линейчатые (помечены стрелкой, направленной вправо), характерные для двумерного монокристаллического роста.

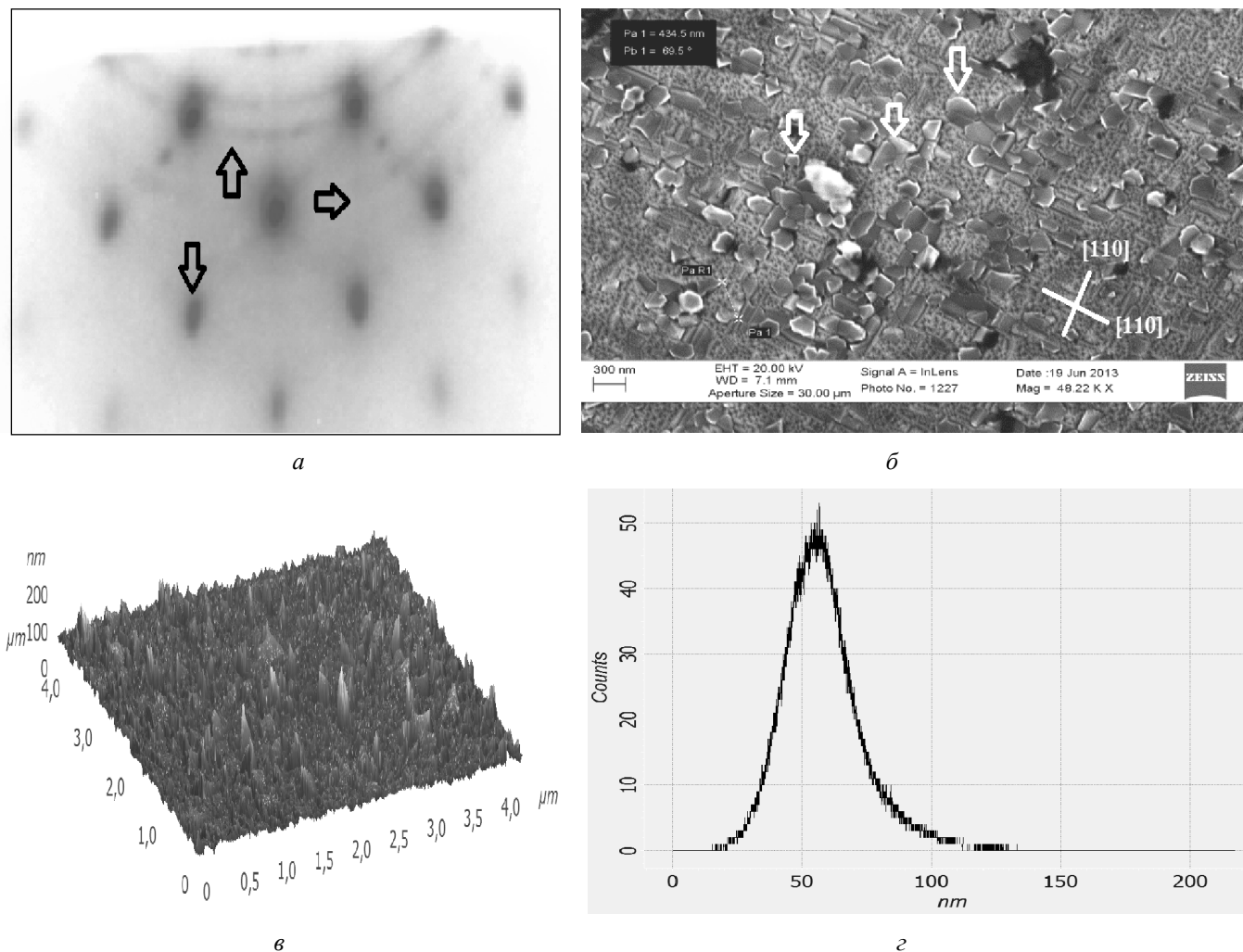


Рис. 1. Экспериментальные данные образца из первой группы после окончания роста:

а – картина ДБЭ; б – РЭМ-поверхности CaF_2 – увеличение в 49 тыс. раз; в – АСМ-поверхности CaF_2 ;
г – распределение высоты микронеровностей в зависимости от их количества

На изображении, полученном с помощью РЭМ на поверхности образцов (рис. 1, б), присутствуют две фазы: островки треугольной формы (помечены стрелками) и полосчатая текстура из отдельных островков, (помечена пересекающимися линиями). Из анализа АСМ-изображений видно, что рельеф является сильно развитым и разброс по высоте составляет $\sim 100\text{--}200$ нм. Статистический анализ показывает, что наиболее вероятная высота микронеровностей $\sim 30\text{--}60$ нм на площади 16 мкм^2 . Приведенные экспериментальные данные образцов позволяют считать, что выделенные особенности не носят случайный характер.

На рис. 2 показаны экспериментальные данные для образцов второй группы. Из анализа представленных ДБЭ картин (рис. 2) видно, что

на поверхности образцов второй группы пленка CaF_2 монокристаллическая, с гладкой поверхностью, о чем свидетельствуют характерные стержневые рефлексы (помечены стрелками вниз). Это подтверждается анализом РЭМ-изображений, на которых, по всей видимости, видны сросшиеся островки фторида кальция. Из анализа АСМ-изображения видно, что наиболее вероятная высота микронеровностей составляет $\sim 30\text{--}40$ нм на площади 9 мкм^2 . Приведенные экспериментальные данные образцов позволяют считать, что выделенные особенности не носят случайный характер.

На рис. 3 показаны экспериментальные данные для образцов третьей группы. Данные образцы характеризуются меньшей толщиной слоя фторида кальция, что объясняется реиспа-

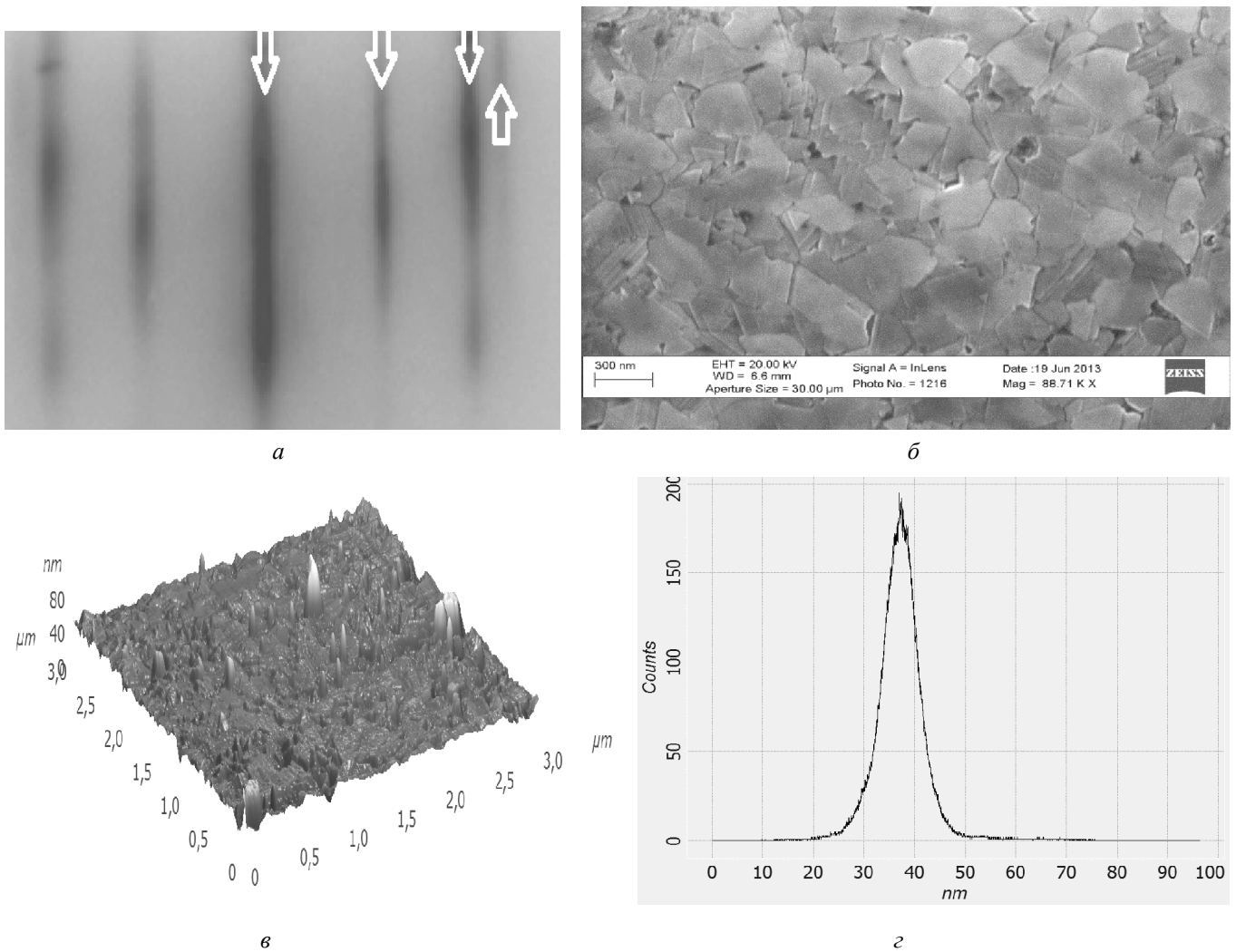


Рис. 2. Экспериментальные данные образца из первой группы после окончания роста:

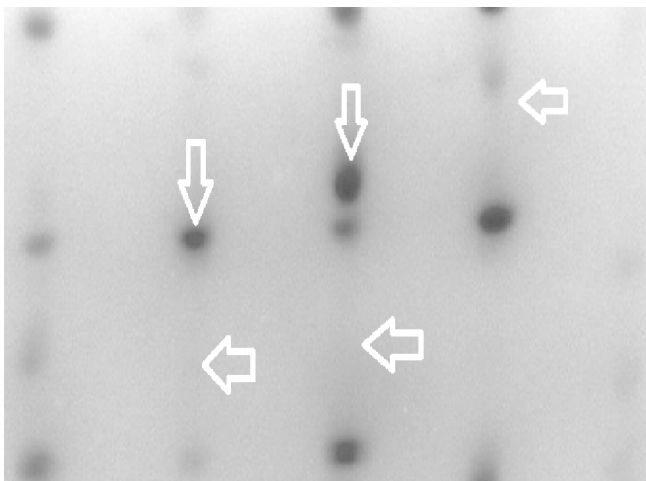
a – картина ДБЭ; *б* – РЭМ-поверхности CaF_2 – увеличение в 81 тыс. раз; *в* – АСМ-поверхности CaF_2 ; *г* – распределение высоты микронеровностей в зависимости от их количества

рением фторида с поверхности в процессе роста, так как рост проводился при высокой температуре ($\sim 700^\circ\text{C}$).

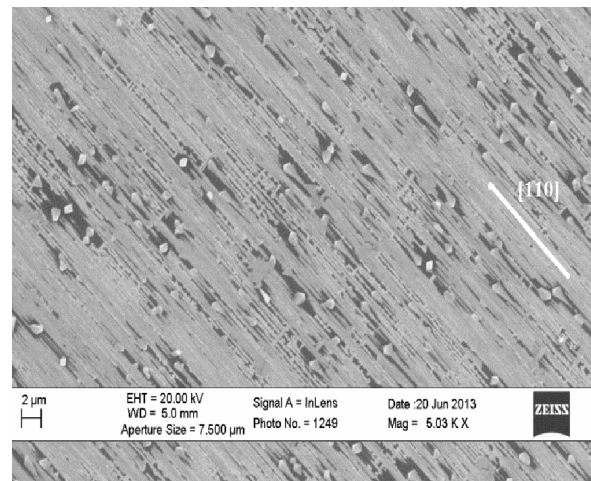
Из ДБЭ картины (рис. 3) видно, что присутствует два типа рефлексов – слабые рефлексии монокристаллического двумерного роста (отмечены стрелкой, направленной влево) и точечные рефлексии трехмерного монокристаллического роста (отмечены стрелками, направленными вниз). На РЭМ-изображении можно видеть полосы с направлениями $\{110\}$, вероятно, монокристаллической пленки, также видны островки. Темные зоны между островками и полосами монокристаллического фторида, по всей видимости, подложечный кремний. Наличие незакрытых участков Si подтверждается рис. 4, на котором видно, что впадина имеет

глубину порядка 50 нм, что составляет толщину пленки данного образца. Из статистического анализа поверхности видно, что наиболее вероятная высота микронеровностей составляет ~ 70 нм.

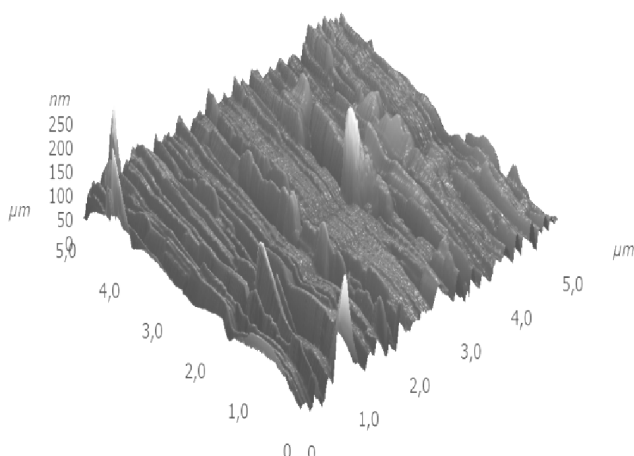
На рис. 5 показаны экспериментальные данные для образцов третьей группы, которые выращивались с ТФЭ. Из ДБЭ-изображения данного образца (рис. 5, *a*) отчетливо видны рефлексии двумерного монокристаллического роста, что отчасти подтверждается анализом РЭМ-изображения – на поверхности образца отчетливо видны срастающиеся островки, однако присутствует большое количество темных участков, по всей видимости, подложечного кремния. Из АСМ-изображения (рис. 5, *в*) видно, что присутствуют темные участки между островками.



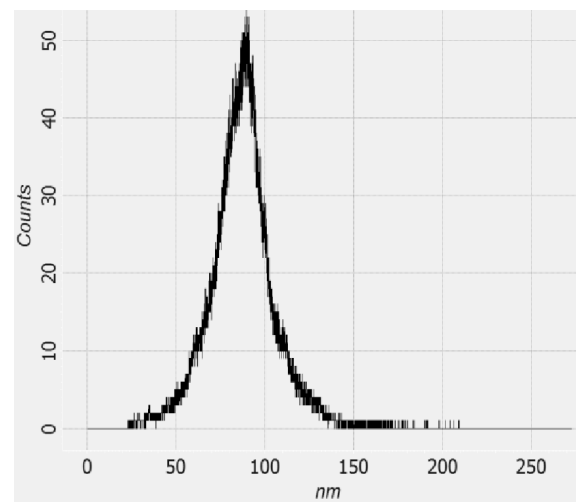
a



б



в



г

Рис. 3. Экспериментальные данные образца из первой группы после окончания роста:
a – картина ДБЭ; *б* – РЭМ-поверхности CaF_2 – увеличение в 5 тыс. раз; *в* – АСМ-поверхности CaF_2 ;
г – распределение высоты микронеровностей в зависимости от их количества

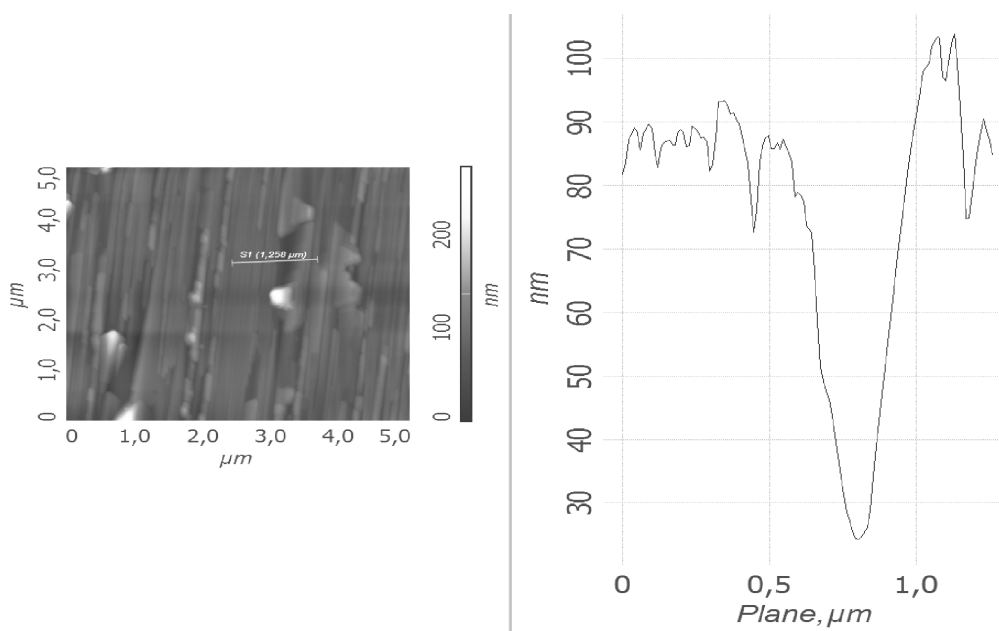
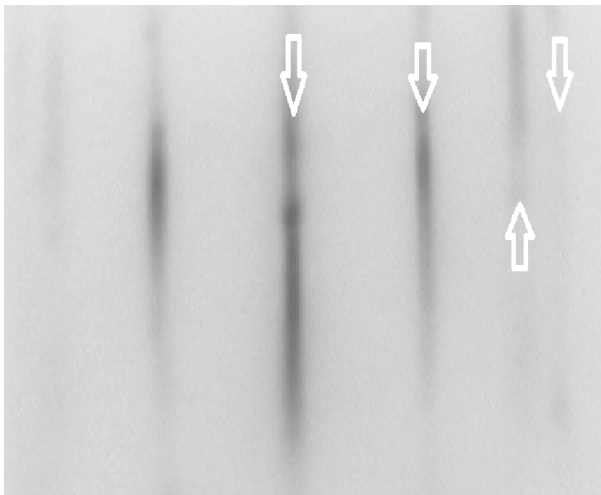
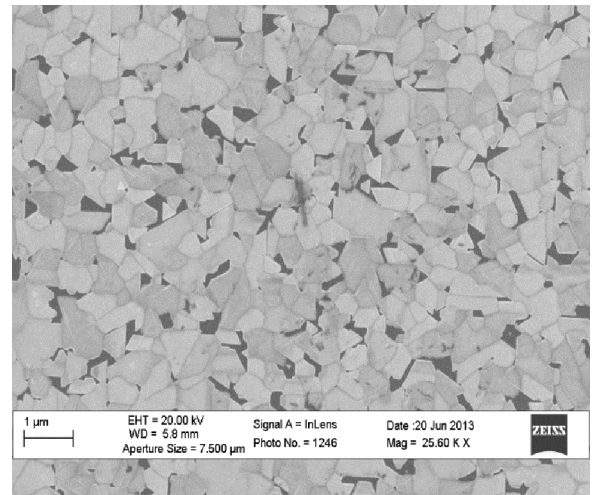


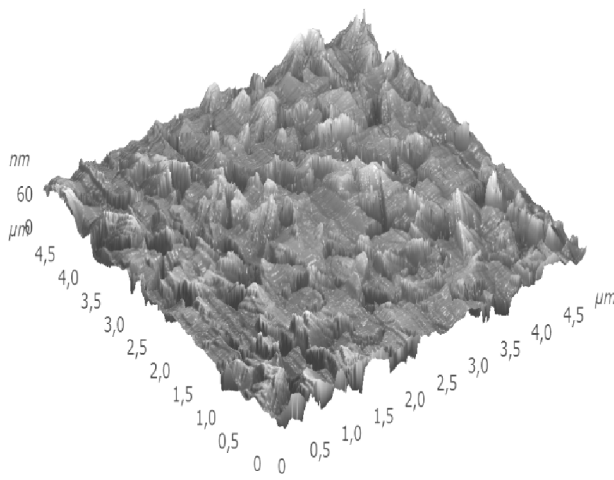
Рис. 4. Амплитудный анализ участка поверхности образца



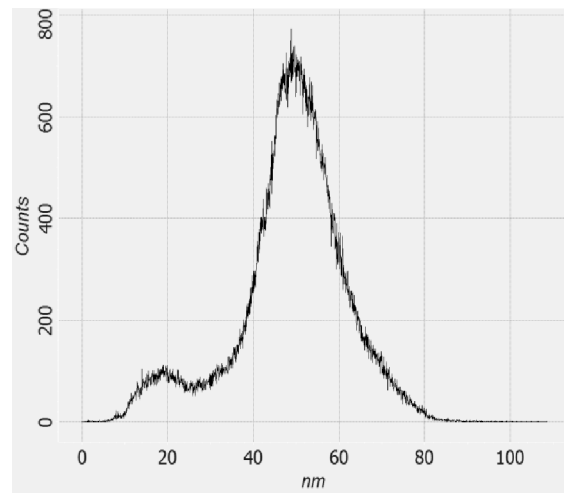
a



б



в



г

Рис. 5. Экспериментальные данные образца из первой группы после окончания роста:
a – картина ДБЭ; *б* – РЭМ-поверхности CaF_2 – увеличение в 26 тыс. раз; *в* – АСМ-поверхности CaF_2 ;
г – распределение высоты микронеровностей в зависимости от их количества

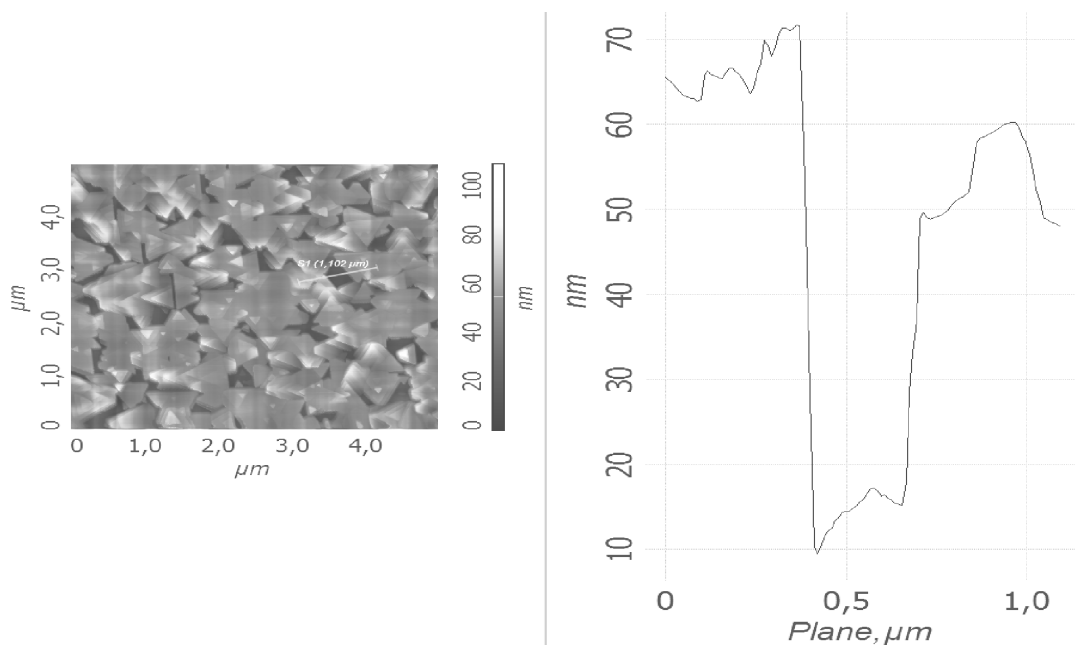


Рис. 6. Амплитудный анализ участка поверхности образца

Из рис. 6 видно, что глубина впадины на поверхности образца составляет ~50 нм, что эквивалентно толщине пленки. Это означает, что данная впадина может уходить на всю глубину слоя фторида кальция до кремниевой подложки. Разброс высот микронеровностей рельефа поверхности составляет порядка ~100 нм с наиболее вероятным размером микронеровностей ~50 нм.

Для всех образцов снимались C-V-характеристики. Для этого на образцы напылялись алюминиевые контакты и далее измерялись электрические параметры: пробивное напряжение диэлектрика, токи утечки. Известно, что напряженность поля пробоя CaF_2 равна $E_{\text{пр}} \sim 10^6$ В/см [3]. Результаты измерений электрических параметров представлены в таблице.

На пластинах второй группы наблюдаются поля пробоя, согласующиеся с литературными данными [4], на пластинах первой группы при измерении напряжения пробоя наблюдались утечки. Поле пробоя считалось из среднего напряжения пробоя. Токи утечки на образцах первой группы имеют очень большое различие между минимальным и максимальным значениями по пластине. Это можно объяснить неоднородностью структуры пленки и наличием пор в CaF_2 . Минимальные токи утечки 10 нА/см^2 наблюдались на пластинах из второй группы (измерения значений тока менее 10 нА/см^2 ограничиваются погрешностью прибора). Следует отметить, что ток утечки на этих образцах равномерен по всей пластине. Токи утечки образцов третьей и четвертой группы сходны по порядку с токами утечки образцов из первой группы.

Выводы

1. Слои фторида кальция образцов первой группы, выращенные при низких температурах (~500 °С), представляют собой набор монокристалла и поликристалла. Из анализа экспериментальных данных видно, что подобный режим не позволяет получать образцы с хорошим покрытием поверхности и, как следствие, с хорошими электрофизическими свойствами. Это подтверждается приведенными выше электрофизическими показателями данных образцов.

Электрические параметры структур CaF_2/Si

Номер группы пластины	Параметры роста	Напряжение пробоя, U_c (В)	Поле пробоя, $E_{\text{ср}}$, В/см, 10^6	Токи утечки (при $U = 1$ В), $I_{\text{ср}}$, нА/см ²
1	2 часа рост при $T = 530$ °С	45	4,4	$13 \cdot 10^3$
2	2 ТФЭ + 2 часа рост при $T = 530$ °С	150	8,9	24
3	2 часа рост при $T = 700$ °С	>300		$8 \cdot 10^3$
4	2ТФЭ + 2 часа рост при $T = 700$ °С	>300		$5 \cdot 10^3$

2. Высокотемпературное выращивание образцов третьей и четвертой группы (~700 °С) не позволяет получать образцы с хорошей степенью покрытия. На поверхности данных образцов имеются незакрытые участки подложечного кремния. Образцы обладают неприемлемыми электрофизическими качествами.

3. При выращивании образцов с применением ТФЭ на начальной и конечной стадиях роста (вторая группа) при температурах ~530 °С получают образцы с хорошим покрытием поверхности и приемлемыми электрофизическими параметрами с токами утечки ~10 нА.

Список литературы

1. Мордкович В.Н. Структуры «кремний на изоляторе» – перспективный материал микроэлектроники // Материалы электронной техники. – 1998. – № 2. – С. 4–7.
2. Вялых Д.В. Исследование микротопографии поверхностей SiO_2 и Si межфазной границы Si/SiO₂ в структурах SIMOX методом сканирующей туннельной микроскопии / Д.В. Вялых, С.И. Федосеев // Физика тонких пленок. – 1999. – Т. 33. – Вып. 6. – С. 708–711.
3. Fathauer R.W. Surface morphology of epitaxial CaF_2 films on Si substrates / R.W. Fathauer, L.J. Schowalter // Appl. Phys. Lett. – 1984. – Vol. 45, № 5. – P. 519–521.
4. Electroluminescence from silicon nanocrystals in Si/ CaF_2 superlattices / V. Ioannou – Sougleridis, A.G. Nassiopoulou, T. Ouisse F. Bassani, F. Arnaud d'Avitaya // Appl. Phys. Lett. – 2001. – Vol. 79, № 13. – P. 2076–2078.
5. Кацюба А.В., Крутин А.Ю. Измерение морфологии пленок CaF_2 под действием электронного пучка в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии // 3-я Всерос. молодежная конф. с элементами научной школы «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества». – М.: ПХТУ, 2012. – С 47–49.

Obrabotka metallo

N 4(61), October–December 2013, Pages 71-78

Effect of the temperature conditions of the molecular beam epitaxy on morphology and electrical properties of the CaF₂ layers

A.V. Katsyuba, A.Y. Krupin, S.S. Kudaev

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

E-mail: kacuba@ngs.ru

Received 15 October 2013

Revised 14 November 2013

Accepted 15 November 2013

Abstract

The change in morphology and electrical parameters of calcium fluoride films grown by molecular beam epitaxy (MBE) as a function of temperature and mode of growth are considered. It is shown that the temperature increase leads to a sharp surface roughening, and obtained CaF₂ film is not continuous, that is unacceptable for creating SOI structures. It is also shown that the use of the solid phase epitaxy (SPE) and the growth temperature of 530 °C gives opportunity to produce solid films with good electrical parameters. The samples, that were grown without the use of TFE have poor electrical parameters and a large variation in leakage current's values through the wafer.

Keywords: molecular beam epitaxy, calcium fluoride, solid-phase epitaxy.

References

1. Mordkovich V.N. *Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Materialy jelektronnoj tehniki*, 1998, no. 2, pp. 4 – 7.
2. Vjalyh D.V., Fedoseenko S.I. *Fizika Tonkih Plenok*, 1999, Vol. 33, Issue 6, pp. 708–711.
3. Fathauer R.W. Surface morphology of epitaxial CaF₂ films on Si substrates. *Applied Physics Letters*. 1984, Vol. 45, no. 5, pp. 519-521.
4. Ioannou – Sougleridis V., Nassiopoulou A.G., Ouisse T., Bassani F., Arnaud d,Avitaya F. Electroluminescence from silicon nanocrystals in Si/CaF₂ superlattices. *Applied Physics Letters*. 2001, Vol. 79, no. 13, pp. 2076-2078.
5. Kacjuba A.V., Krupin A.Yu. *Izmerenie morfologii plenok CaF₂ pod dejstviem jelektronnogo puchka v processe molekuljarno-luchevoj jepitaksii* [Measuring the morphology of the CaF₂ films by electron beam during molecular beam epitaxy]. *3-ja Vserossijskaja molodezhnaja konferencija s jelementami nauchnoj shkoly «Funkcional'nye nanomaterialy i vysokochistye veshhestva»* [3rd National Youth Conference with the elements of the scientific school “Functional nanomaterials and high-matter”]. Moscow, MUCTR, 2012, pp. 47–49.



УПРОЧНЯЮЩАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА NiCrBSi ЛАЗЕРНОГО ПОКРЫТИЯ*

Н.Н. СОБОЛЕВА

А.В. МАКАРОВ, доктор техн. наук

ст. науч. сотрудник

И.Ю. МАЛЫГИНА, канд. техн. наук

(ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург)

Поступила 6 сентября 2013

Рецензирование 5 ноября 2013

Принята к печати 15 ноября 2013

Соболева Н.Н. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
Институт машиноведения УрО РАН,
e-mail: natashasoboleva@list.ru

Изучено влияние технологических параметров фрикционной обработки (материал индентора, смазочно-охлаждающая технологическая среда, нагрузка и коэффициент трения) на фазовый состав, шероховатость и микротвердость поверхности хромоникелевого покрытия ПГ-СР2, полученного газопорошковой лазерной наплавкой. Установлено эффективное упрочнение поверхности покрытия ПГ-СР2 фрикционной обработкой инденторами из нитрида бора на воздухе и из твердого сплава в аргоне при относительно высоких коэффициентах трения в паре «индентор–покрытие» при одновременном обеспечении благоприятного напряженного состояния поверхностного слоя и высокой чистоты обработки поверхности. Показано, что фрикционная обработка способствует росту износостойкости поверхности покрытия при испытании по закрепленному абразиву (кремень), а также в условиях адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения).

Ключевые слова: лазерная наплавка, фрикционная обработка, NiCrBSi, микротвердость, абразивное изнашивание, адгезионное изнашивание.

Введение

Износостойкие хромоникелевые покрытия обладают высокой эксплуатационной стойкостью в условиях абразивного изнашивания, коррозии и высоких температур [1–4]. Среди различных методов получения износостойких покрытий несомненное преимущество имеет лазерная наплавка, в процессе которой тонкий поверхностный слой основного металла оплавляется лазерным лучом совместно с присадочным материалом [5]. Лазерную наплавку характеризует высокая скорость охлаждения за счет локальности нагрева и интенсивного теплоотвода в глубь детали, возможность выборочной наплавки небольшой области детали и др. [6]. Лазерная наплавка обеспечивает хорошее металлургическое сцепление

и низкое коробление деталей [7]. Однако наплавленные слои характеризуются значительной волнистостью и шероховатостью поверхности, что устраняется, как правило, шлифованием абразивными кругами. При этом в результате шлифования в поверхностном слое деталей формируются опасные растягивающие напряжения, а на поверхности возможно появление «прижогов» и микротрещин.

Применение технологии интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД) в качестве финишной обработки покрытий позволяет устранить многие недостатки шлифования, обеспечив одновременно дополнительное повышение прочностных и трибологических свойств, формирование благоприятных сжимающих напряжений, а также низкую шероховатость поверхности. Перспективным

* Работа выполнена при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-Т-1-1010 по программе ОЭММПУ РАН № 12 и проект №12-П-1-1027 по программе Президиума РАН № 25. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

представляется использование в качестве финишной обработки хромоникелевых лазерных покрытий такого способа ИППД, как фрикционная обработка скользящими инденторами [8].

В настоящей работе рассматривается возможность достижения дополнительного повышения твердости и износостойкости хромоникелевых лазерных наплавов при одновременном обеспечении благоприятного напряженного состояния поверхностного слоя и высокой чистоты обработки поверхности за счет оптимизации технологических параметров фрикционной обработки.

Методика экспериментального исследования

Материалом для покрытий выбран порошок марки ПГ-СР2 (0,48% С; 14,8% Cr; 2,6% Fe; 2,9% Si; 2,1% В; остальное – Ni). Наплавку порошков на пластины из стали Ст3 проводили непрерывным CO₂-лазером при мощности излучения 1,4...1,6 кВт, скорости 160 мм/мин, расходе порошка 2,9...3,8 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Для уменьшения поверхностных напряжений наплавка осуществлялась в два прохода путем наложения одного слоя на другой.

Перед проведением фрикционной обработки проводилась ручная механическая полировка образца, а затем электролитическим полированием в уксусно-хромовом электролите (90 об. % CH₃COOH, 10 об. % H₂CrO₄) удалялся слой покрытия толщиной 30 мкм.

Фрикционную обработку проводили сферическими инденторами из мелкодисперсного кубического нитрида бора, вольфрамо-кобальтового твердого сплава ВК-8 и природного алмаза в различных смазочно-охлаждающих технологических средах СОТС (смазочно-охлаждающей жидкости СОЖ, окислительной воздушной среде и безокислительной среде аргона). Фрикционную обработку осуществляли при пятикратном сканировании инденторами плоских наплавленных поверхностей со средней скоростью 0,013 м/с, длине хода 18 мм, смещении индентора на 0,1 мм на двойной ход.

Структуру и фазовый состав покрытий изучали с применением сканирующего электронного микроскопа VEGA II XMU и рентгеновского дифрактометра SHIMADZU XRD-7000. Микротвердость измеряли на микротвердомере Wilson & Wolpert 402 MVD при нагрузке 0,245 Н на индентор Виккерса. Шероховатость

поверхности исследовали на оптическом интерферометрическом профилометре Wyko NT-1100.

Испытания на абразивное изнашивание проводили при скольжении торцевых поверхностей (7×7 мм) наплавленных образцов по закрепленному абразиву – кремню зернистостью 200 мкм со средней скоростью 0,175 м/с, при нагрузке 49 Н, поперечном смещении образца за один двойной ход 1,2 мм, пути трения 18 м. Испытания в условиях трения скольжения проводили при возвратно-поступательном движении торцевой поверхности образца по пластине из стали Х12М (62-64 HRCэ) на воздухе при нагрузке 294 Н средней скорости скольжения 0,07 м/с, длине рабочего хода 40 мм и различном пути трения. Коэффициент трения определяли как отношение силы трения к нормальной нагрузке $f = F/N$, где F – сила трения, Н; N – нормальная нагрузка, Н. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле $Ih = Q/(\rho SL)$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность материала, г/см³; S – геометрическая площадь контакта, см²; L – путь трения, см. Для расчета удельной работы абразивного изнашивания использовалась формула $W = fNL\rho/Q$.

Результаты и обсуждение

В результате газопорошковой лазерной наплавки на поверхности стальных пластин формировались покрытия, по всей толщине (0,6...1,0 мм) которых наблюдалось достаточно равномерное распределение основных структурных составляющих. По данным рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального методов анализа (рис. 1) металлическую основу покрытия ПГ-СР2 составляет эвтектика, представляющая собой γ -твердый раствор на основе никеля и Ni₃B. Упрочняющей карбидной фазой покрытия являются дисперсные карбиды хрома типа Cr₂₃C₆, имеющие микротвердость 9,9...11,3 ГПа.

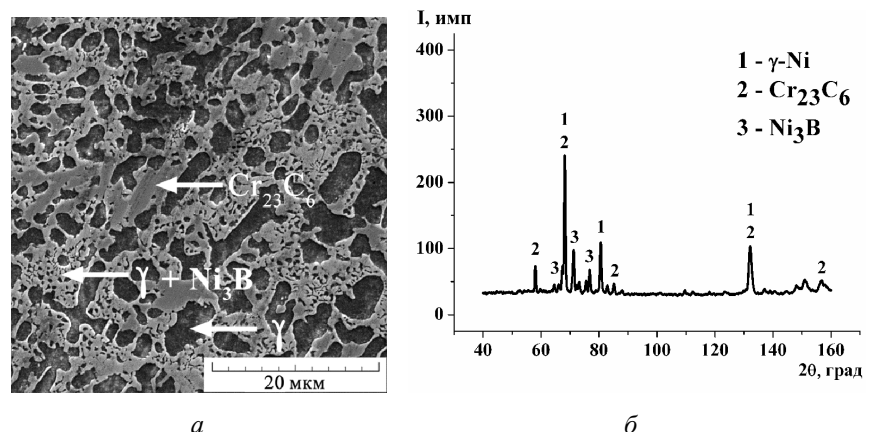


Рис. 1. Микроструктура и рентгеновская дифрактограмма покрытия ПГ-СР2 после лазерной наплавки



Фрикционная обработка электролитически полированной поверхности покрытия ПГ-СР2 инденторами из мелкодисперсного кубического нитрида бора, природного алмаза и твердого сплава ВК-8 во всех исследованных смазочно-охлаждающих технологических средах (жидкой – СОЖ, воздух, аргон) при нормальной нагрузке на индентор $P = 350$ Н, а также при обработке всеми указанными инденторами в СОЖ при нагрузке $P = 1000$ Н формирует более качественные поверхности покрытия ПГ-СР2 (со средними параметрами шероховатости $Ra = 25...80$ нм) по сравнению с исходной электролитически полированной поверхностью ($Ra = 255$ нм) и поверхностью после шлифовки абразивным кругом на плоскошлифовальном станке ($Ra = 135$ нм) (табл. 1, рис. 2, а–в).

При этом наиболее эффективное упрочнение на поверхности покрытия достигается фрикционной обработкой инденторами из мелкодисперсного нитрида бора на воздухе ($HV_{0,025} = 855$) и из твердого сплава в аргоне ($HV_{0,025} = 800$) (при микротвердости после электрополировки $HV_{0,025} = 570$ и шлифовки на станке $HV_{0,025} = 740$) при относительно высоких коэффициентах трения ($f = 0,23...0,25$) в паре «индентор–покрытие» (см. табл. 1), способствующих накоплению деформаций в поверхностном слое [9, 10].

При фрикционной обработке инденторами из тридцати бора и твердого сплава в газовых средах при увеличенной нагрузке ($P = 500$ Н) и коэффициентах трения ($f = 0,33...0,39$) также достигается значительное упрочнение поверхности покрытия (до $HV_{0,025} = 785...885$), однако при этом на поверхности покрытия в процессе фрикционной обработки интенсивно развиваются процессы схватывания (рис. 2, з) и формируются поверхности с высокой шероховатостью (средние значения $Ra = 300...505$ нм) (см. табл. 1).

Исследованием на сканирующем электронном микроскопе поперечных шлифов образцов с лазерной наплавкой ПГ-СР2 после фрикционной обработки индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при нагрузке 350 Н установлено формирование сильно диспергированного поверхностного слоя толщиной 5...7 мкм (рис. 3). Фрикционная обработка создает на поверхности рассматриваемых наплавленных покрытий упрочненный градиентный слой с максимальной микротвердостью непосредственно на поверхности образцов. При этом по данным измерений микротвердости при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя общая толщина упрочненного фрикционной обработкой слоя у покрытия ПГ-СР2 достигает 100 мкм.

Таблица 1

Влияние электролитического полирования, шлифования и фрикционной обработки с различными технологическими параметрами (материал индентора, смазочно-охлаждающая технологическая среда СОТС, нагрузка P и коэффициент трения f) на среднее арифметическое отклонение профиля Ra и микротвердость $HV_{0,025}$ поверхности покрытия ПГ-СР2

Состояние образца, материал индентора	Параметры фрикционной обработки			Ra, нм	HV 0,025
	СОТС	P , Н	f		
Исходное (электрополировка)	–	–	–	255	570
Шлифовка на станке	–	–	–	135	740
Фрикционная обработка индентором из алмаза	СОЖ	1000	0,08	85	790
	Аргон	350	0,06	25	755
Фрикционная обработка индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора	СОЖ	350	0,11	50	710
		1000	0,11	50	710
	Воздух	350	0,25	60	855
		500	0,33	505*	805
	Аргон	500	0,35	300*	885
Фрикционная обработка индентором из твердого сплава ВК-8	СОЖ	1000	0,11	70	650
	Воздух	350	0,21	40	730
		500	0,38	380*	830
	Аргон	350	0,23	60	800
		500	0,39	445*	785

* Режим схватывания

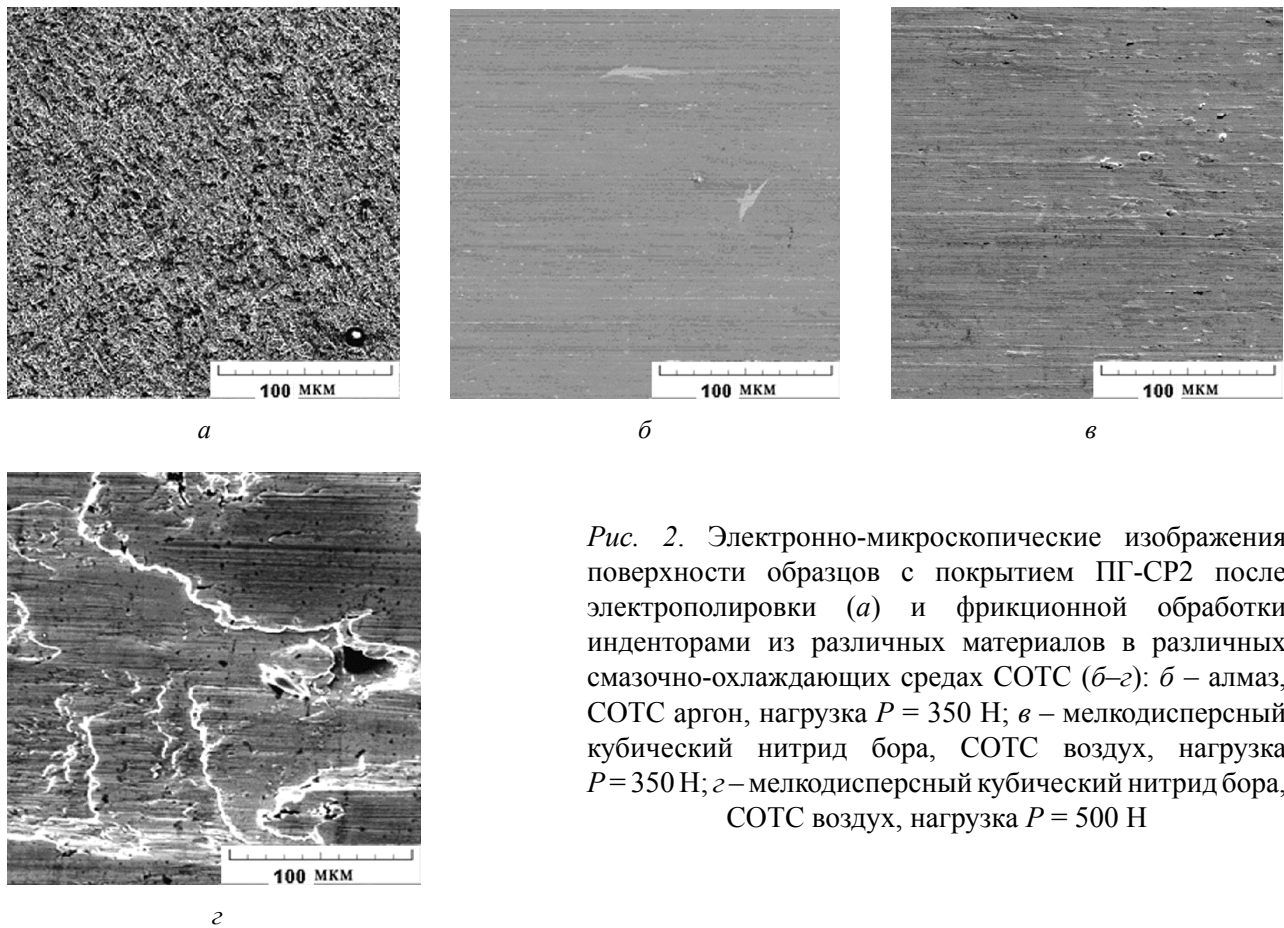


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения поверхности образцов с покрытием ПГ-CP2 после электрополировки (а) и фрикционной обработки инденторами из различных материалов в различных смазочно-охлаждающих средах СОТС (б-з): б – алмаз, СОТС аргон, нагрузка $P = 350$ Н; в – мелкодисперсный кубический нитрид бора, СОТС воздух, нагрузка $P = 350$ Н; з – мелкодисперсный кубический нитрид бора, СОТС воздух, нагрузка $P = 500$ Н

Рис. 3, б и в показывают, что в тонком поверхностном слое покрытия в процессе фрикционной обработки происходит деформационное растворение частиц Ni_3B , а также частичное растворение карбидов $Cr_{23}C_6$, о чем свидетельствует уменьшение интенсивности соответствующих линий на рентгеновской дифрактограмме (по сравнению с рис. 1, б). Деформационному растворению боридов и карбидов способствует развитие в поверхностном слое под

действием трения (при фрикционной обработке) ротационной пластичности металла [8].

После фрикционной обработки на поверхности покрытия зафиксированы сжимающие остаточные напряжения ($\sigma = -400$ МПа).

Согласно данным табл. 2 фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-CP2 индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе не только повышает микротвердость, но и способствует росту на 20 % износостойкости (что проявляется в

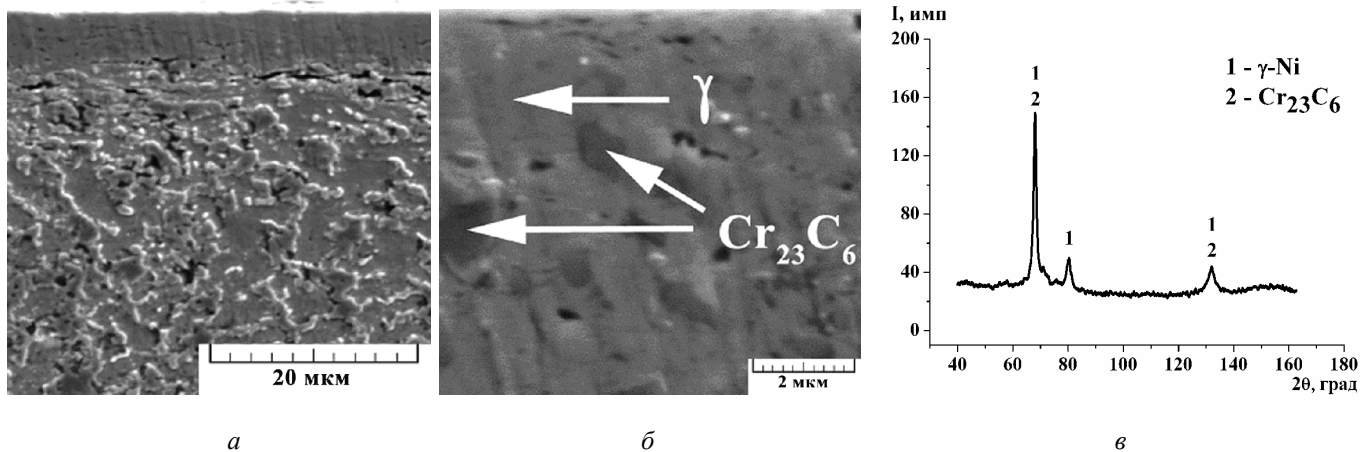


Рис. 3. Микроструктура поперечного шлифа (а, б) и рентгеновская дифрактограмма поверхности (в) покрытия ПГ-CP2 после фрикционной обработки индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при нагрузке $P = 350$ Н

Влияние фрикционной обработки покрытия ПГ-СР2 индентором из мелкодисперсного нитрида бора на воздухе при нагрузке 350 Н на микротвердость HV0,025, интенсивность изнашивания Ih , коэффициент трения f и удельную работу изнашивания W при испытании по кремнию

Состояние образца	HV0,025	$Ih, 10^{-5}$	f	$W, \text{Дж/см}^3$
Исходное (электрополировка)	570	1,05	0,45	42,6
Фрикционная обработка	855	0,85	0,43	50,8

снижении интенсивности абразивного изнашивания) и удельной работы изнашивания при испытании по закрепленному абразиву кремнию.

Фрикционная обработка покрытия обеспечивает также существенное (до 4 раз) снижение интенсивности изнашивания (рис. 4) в условиях адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения). Рост

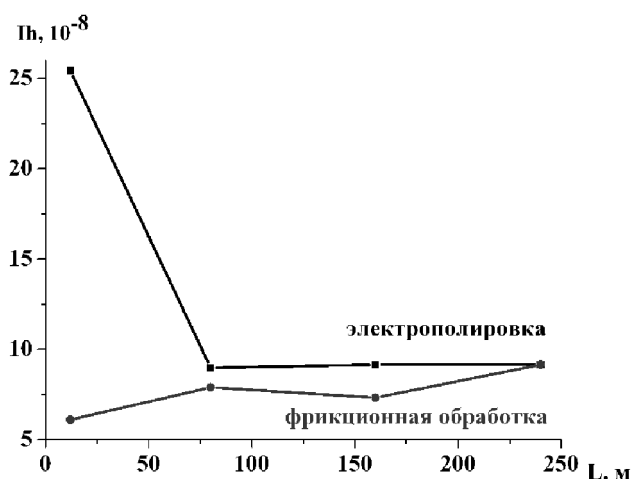


Рис. 4. Изменение интенсивности изнашивания Ih на пути трения L при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали X12M покрытия ПГ-СР2 в исходном электрополированном состоянии и после фрикционной обработки индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при нагрузке $P = 350$ Н

износостойкости связан с тем, что сильное диспергирование структуры и упрочнение покрытия фрикционной обработкой приводят к устранению периода приработки, при которой происходит наиболее интенсивное изнашивание, а также к замедлению разрушения материала в период его установившегося изнашивания.

Выводы

Экспериментально установлено, что фрикционная обработка скользящими полусферическими инденторами из различных твердых материалов (мелкодисперсный кубический нитрид бора, твердый

сплав ВК-8, алмаз) при определенных технологических режимах и выборе смазочно-охлаждающей технологической среды обеспечивает по сравнению с электрополированным состоянием и шлифовкой на станке более качественные поверхности с параметром шероховатости $R_a = 25 \dots 80$ нм и рост микротвердости покрытия. При этом наиболее эффективное упрочнение на поверхности покрытия ПГ-СР2 достигается фрикционной обработкой инденторами из кубического нитрида бора на воздухе ($HV_{0,025} = 855$) и из твердого сплава в аргоне ($HV_{0,025} = 800$) при относительно высоких коэффициентах трения в паре «индентор–покрытие» ($f = 0,23 \dots 0,25$).

Показано, что фрикционная обработка покрытия ПГ-СР2 индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при нагрузке 350 Н формирует сильно диспергированный поверхностный слой толщиной 5...7 мкм при общей толщине упрочненного слоя до 100 мкм, в котором происходит деформационное растворение частиц Ni_3B , а также частичное растворение карбидов $Cr_{23}C_6$. Слой характеризуется повышенным уровнем благоприятных сжимающих остаточных напряжений (-400 МПа). Фрикционная обработка повышает на 20 % износостойкость и удельную работу изнашивания покрытия при испытании по закрепленному абразиву кремнию, а также обеспечивает существенное (до 4 раз) снижение интенсивности адгезионного изнашивания вследствие ограничения периода приработки.

Список литературы

1. González R., Cadenas M., Fernández R. et al. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser // *Wear*. – 2007. – Vol. 262. – P. 301–307.
2. Miguel J.M., Guilemany J.M., Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes // *Tribology International*. – 2003. – Vol. 36. – P. 181–187.
3. Sari N.J., Yilmaz M. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr-Ni-B-Si+WC thermal spraying powders // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 3136–3141.

4. *Rodríguez J., Martín A., Fernández R., Fernández J.E.* An experimental study of wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings // *Wear.* – 2003. – Vol. 255. – P. 950–955.

5. *Tobar M.J., Álvarez C., Amado J.M. et al.* Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi=WC coatings on stainless steel // *Surface and Coatings Technology.* – 2006. – Vol. 200. – P. 6313–6317.

6. *Huang S.W., Samandi M., Brandt M.* Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers // *Wear.* – 2004. – Vol. 256. – P. 1095–1105.

7. *Ming Q., Lim L.C., Chen Z.D.* Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys // *Surface and Coatings Technology.* – 1998. – Vol. 106. – P. 174–182.

8. *Макаров А.В.* Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных

сталей // Перспективные материалы: учеб. пособие / под ред. Д.Л. Мерсона: – Тольятти: ТГУ. – 2011. – 434 с. – Т. IV, гл. 3. – С. 123–208.

9. *Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A. et al.* Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // *Surface and Coatings Technology.* – 2010. – Vol. 205, №. 3. – P. 841–852.

10. *Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю.* Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором // *Проблемы машиностроения и надежности машин.* – 2011. – № 6. – С. 61–69.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 79-85

Hardening frictional treatment of NiCrBSi laser clad coating

N.N. Soboleva, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina

Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences,
Komsomolskaya st., 34,
Ekaterinburg, 620049, Russia

E-mail: natashasoboleva@list.ru

Received 6 September 2013

Revised 5 November 2013

Accepted 15 November 2013

Abstract

The influence of technological parameters of a friction treatment (indenter material, coolant-cutting processing medium, friction load and friction coefficient) on the phase composition, surface roughness and microhardness of chromium-nickel PG- SR2 coating, produced by gas-powder laser cladding is studied. The efficiency of the coating surface hardening of the PG- SR2 coating by the indenters of boron nitride in the air and solid carbide in argon at a relatively high friction coefficient “indenter - coating” while ensuring a favorable stress state of the surface layer and high surface finish is determined. It is shown that the friction treatment promotes increase of coating surface durability during tests on fixed abrasive (flint) and on adhesive wear (in dry sliding friction).

Keywords: Laser cladding; Frictional treatment; Microhardness; Abrasive wear; Adhesive wear.

References

1. González R., Cadenas M., Fernández R. et al. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser. *Wear.* 2007, Vol. 262, pp. 301–307.

2. Miguel J.M., Guilemany J.M., Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribology International*. 2003, Vol. 36, pp. 181–187.
3. Sari N.J., Yilmaz M. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr-Ni-B-Si+WC thermal spraying powders. *Surface and Coatings Technology*. 2008, Vol. 202, pp. 3136–3141.
4. Rodríguez J., Martín A., Fernández R., Fernández J.E. An experimental study of wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings. *Wear*. 2003, Vol. 255, pp. 950–955.
5. Tobar M.J., Álvarez C., Amado J.M. et al. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi=WC coatings on stainless steel. *Surface and Coatings Technology*. 2006, Vol. 200, pp. 6313–6317.
6. Huang S.W., Samandi M., Brandt M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. *Wear*. 2004, Vol. 256, pp. 1095–1105.
7. Ming Q., Lim L.C., Chen Z.D. Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys. *Surface and Coatings Technology*. 1998, Vol. 106, pp. 174–182.
8. Makarov A.V. *Nanostrukturirujushhaja frikcionnaja obrabotka uglerodistyh i nizkolegированных сталей* [Nanostructured friction processing carbon and alloy steels]. *Perspektivnye materialy. Struktura i metody issledovaniya: Uchebnoe posobie dlja studentov vuzov napravlenij "Fizicheskoe materialovedenie" i "Metallurgija"* [Advanced materials. Structure and Methods: Tutorial for students of directions "Physical Materials" and "Metallurgy"]. Pod red. D.L. Mersona. Moscow, MISiS; Togliatti, TSU, 2011, Vol. 4, Chapter 3, pp. 123–208. (434 p.)
9. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A. et al. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension. *Surface and Coatings Technology*. 2010, Vol. 205, no. 3, pp. 841–852.
10. Vichuzhanin D.I., Makarov A.V., Smirnov S.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Yu. Naprjazhenno-deformirovannoe sostojanie i povrezhdennost' pri frikcionnoj uprochnjajushhej obrabotke ploskoj stal'noj poverhnosti skol'zjashhim cilindricheskim indentorom [Stress and strain and damage during frictional strengthening treatment of flat steel surface with a sliding cylindrical indenter]. *Problemy mashinostroenija i nadezhnosti mashin - Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2011, no. 6, pp. 61–69.

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА РЕЗА ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТОНКОСТРУЙНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ*

*А.А. ЛОКТИОНОВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 14 ноября 2013
Рецензирование 20 ноября 2013
Принята к печати 22 ноября 2013

Локтионов А.А. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: pushkin-lok@mail.ru

Проведены исследования по оценке качества реза листовых конструкционных материалов в части шероховатости поверхности после плазменной резки. Для исследования выбран листовой прокат из конструкционной стали марки Ст. 3 и предельные значения толщин (от 3 до 20 мм) исходя из условия его гарантированной пробивки и раскроя для технологий тонкоструйной плазменной резки HiFocus; HiFocus^{plus}; HiFocus F. Определены значения шероховатости поверхности реза для исследуемых технологий для различных толщин. Проведена сравнительная оценка шероховатости поверхности для отмеченных технологий. Выявлено наличие волнистости поверхности при использовании технологии раскроя HiFocus F, определены ее высотные и шаговые характеристики. Даны рекомендации по применению технологий тонкоструйной плазменной резки в зависимости от толщины и требуемой шероховатости поверхности реза.

Ключевые слова: тонкоструйная плазменная резка, рез, формообразование, точность, качество, волнистость поверхности, шероховатость поверхности.

Введение

В технологии машиностроения под качеством поверхности реза при термических способах раскроя понимают отклонение поверхности реза от перпендикулярности, шероховатость поверхности реза и зону термического влияния [1,2]. В общем случае для оценки геометрического состояния поверхности после механической обработки используется также характеристика волнистости. Под волнистостью поверхности понимают периодически возникающие неровности геометрической структуры поверхности [3].

Использование характеристик волнистости и шероховатости поверхности приемлемо и для

изучения топографии поверхности после тонкоструйной плазменной резки листовых материалов. Если для традиционных механических обработок данные параметры представлены в различных литературных источниках [4, 5], то в случае использования электрофизических технологий разделения листовых материалов, к которым относится тонкоструйная плазменная резка, такой информации крайне мало.

Вопросы отклонения поверхности реза от перпендикулярности были рассмотрены в работе [6] для различных технологий тонкоструйной плазменной резки. Данные исследования посвящены оценке шероховатости и волнистости поверхности для данных методов обработки.

* Исследования проведены при финансовой поддержке проекта, выполненного в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ в 2013 г. и в плановом периоде в 2013-2014 гг. (Шифр заявки 7.759.2011 «Повышение конструктивной прочности материалов конструкционного и инструментального назначения методами, основанными на высокоэнергетическом воздействии»).



Методика экспериментального исследования

Для проведения эксперимента был выбран листовой прокат из конструкционной стали марки Ст. 3 (ГОСТ 14637-89). Для технологии HiFocus толщина листового проката составляла 3, 5, 8 мм; для технологии раскроя HiFocus^{plus} – 4, 10, 20 мм, а для технологии HiFocusF – 3, 10, 20 мм. Диапазон толщин для отмеченных технологий был выбран исходя из условия гарантированной пробивки и раскроя материала для каждой из исследуемых технологий.

Расходные элементы плазматрона, применяемые газы и режимы обработки, а также методика получения образцов для отмеченных технологий соответствуют данным, приведенным в работе [6].

Для всех образцов исследование шероховатости осуществлялось по наружной поверхности реза при помощи комплекса для изучения топографии поверхности NewView 7300 (рис. 1). С целью получения достоверных данных на каждом образце для технологий тонкоструйной плазменной резки было произведено не менее трех измерений.

Для оценки волнистости поверхности использовался профилограф-профилометр модели 252.

Результаты и обсуждение

Результаты измерений шероховатости поверхности образцов для различных технологий раскроя листового материала приведены на рис. 2.

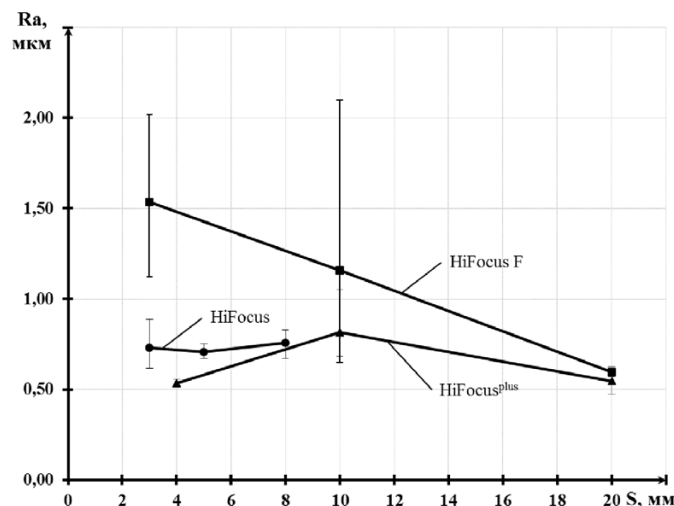


Рис. 2. Шероховатость поверхности

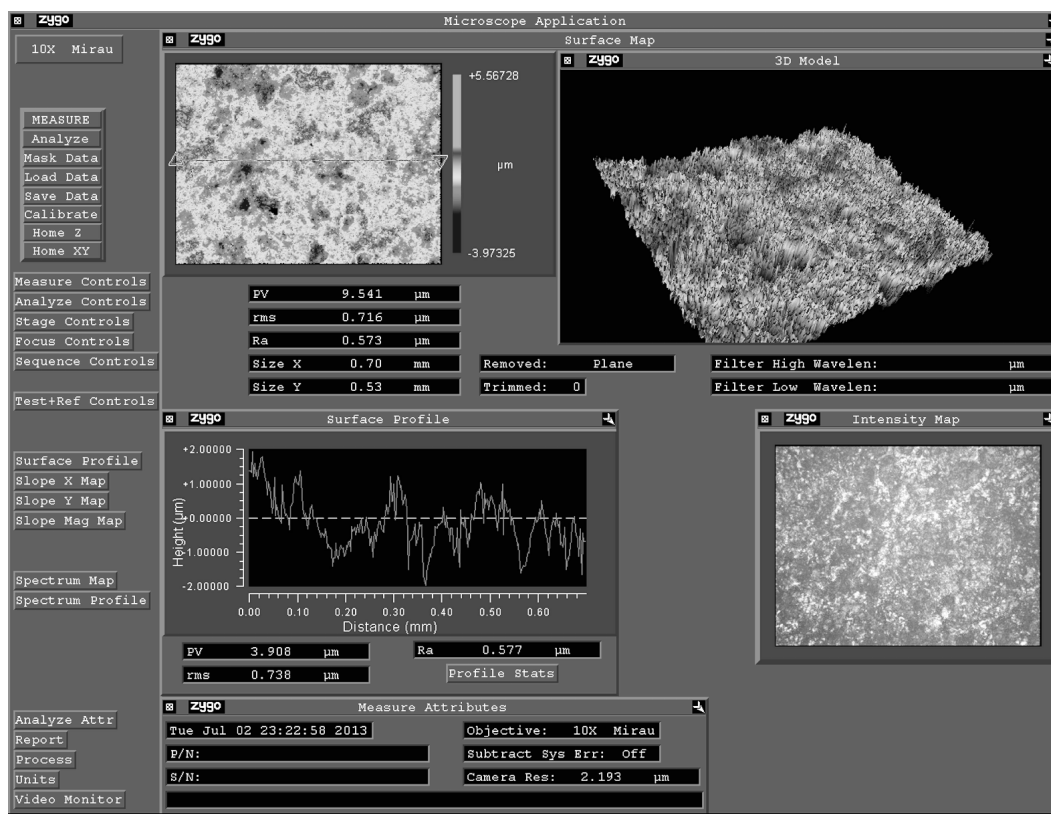


Рис. 1. Оценка шероховатости поверхности реза листового материала после тонкоструйной плазменной резки HiFocus F для толщины 20 мм, полученная на комплексе для изучения топографии поверхности NewView 7300

Анализ полученных данных показал, что наименьшее значение шероховатости поверхности соответствует технологиям раскроя HiFocus и HiFocus^{plus}. Причем для технологии HiFocus значение шероховатости поверхности практически неизменно во всем диапазоне разрезаемых толщин. Очевидно, это может объясняться, с одной стороны, газодинамикой процесса в зоне раскроя и равномерным удалением расплавленного материала из отмеченной области, а с другой – относительно узким диапазоном толщин (от 3 до 8 мм) разрезаемого материала, характерным для данной технологии плазменной резки.

В случае применения технологии HiFocus F шероховатость поверхности имеет наибольшие значения практически во всем диапазоне рассматриваемых толщин. Кроме того, для данной технологии наблюдается и значительный разброс показателей шероховатости поверхности. Для технологии HiFocus F в диапазоне толщин от 3 до 10 мм это связано, вероятно, с газодинамикой плазменного потока, поверхностным натяжением жидкой фазы, особенностью ее удаления из зоны реза, технологической системой и технологическими параметрами процесса обработки.

Возможным объяснением изменения газодинамики плазменного потока может служить различие в размерах выходного канала сопла, а также расход и давление продуваемых газов через него для отмеченных технологий. Так, для технологий HiFocus и HiFocus^{plus} размеры диаметра выходного канала сопла составляют величину 0,8 и 1,2 мм соответственно, а для технологии HiFocus F – 1,4 мм. Увеличение данного размера приводит, с одной стороны, к возможности пропускания больших токов, а следовательно, позволяет резать большие толщины, с другой – это приводит к нестабильности газодинамики в зоне реза и, как следствие, к повышению шероховатости поверхности.

Кроме этого для технологии HiFocus F на поверхности реза в диапазоне толщин от 3 до 10 мм наблюдается образование волнистости, фрагменты волн которых показаны на рис. 3 и 4. В этом случае при использовании комплекса для изучения топографии поверхности NewView 7300 результатом является значение шероховатости поверхности и волнистости. Для отдельной оценки волнистости поверхности применялся профилограф – профилометр 252 (рис. 5).

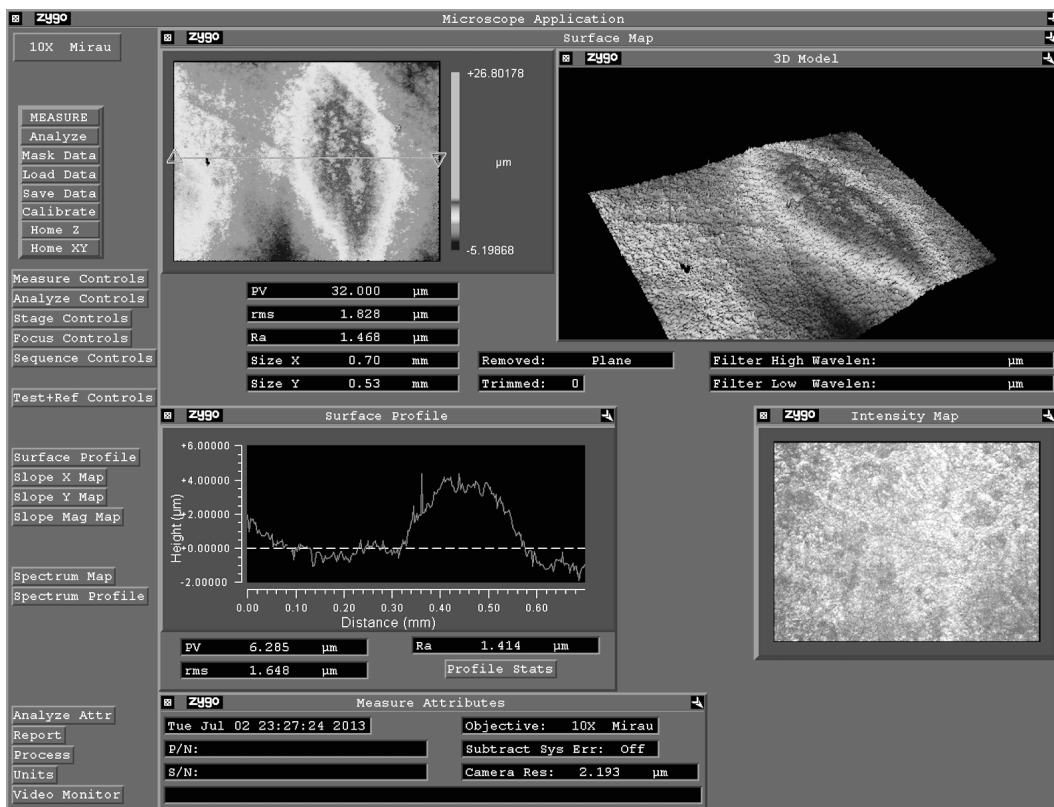


Рис. 3. Топография поверхности реза для технологии HiFocus F для толщины 3 мм

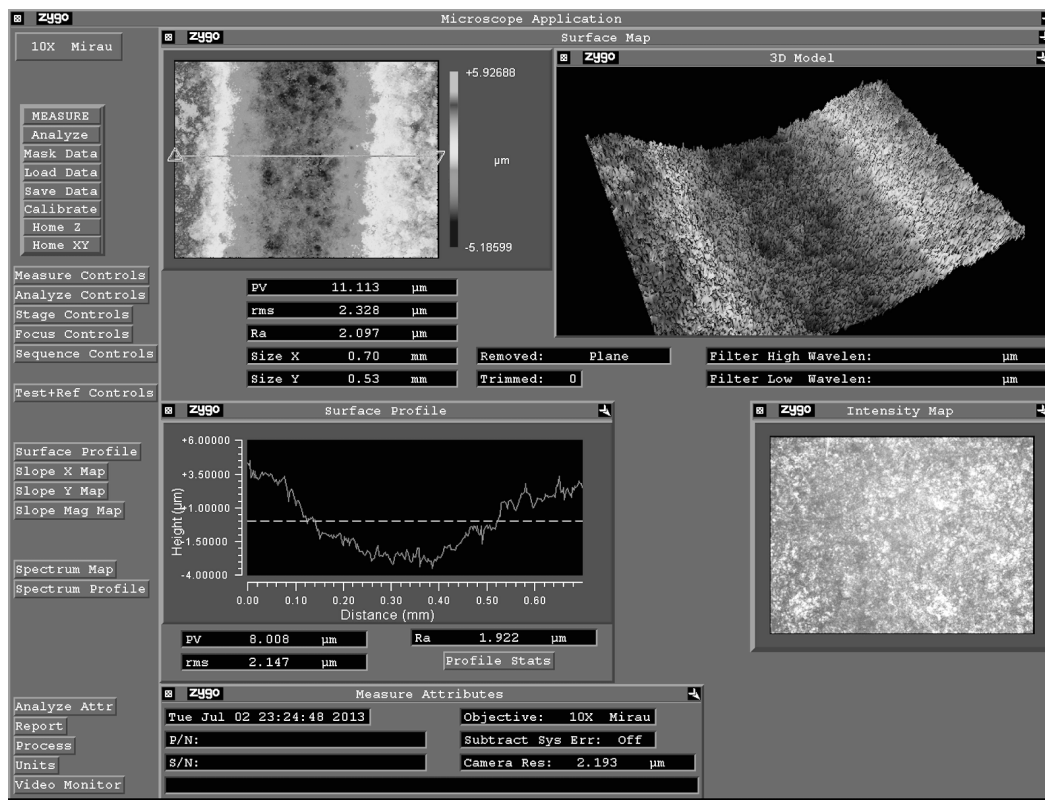


Рис. 4. Топография поверхности реза для технологии HiFocus F для толщины 10 мм

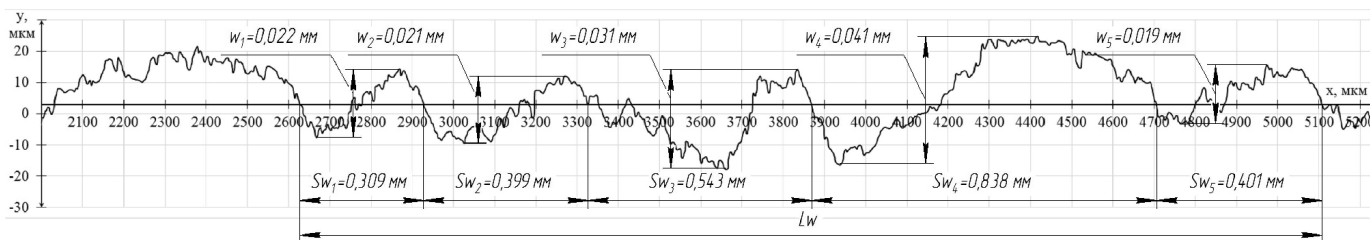


Рис. 5. Профиллограмма поверхности реза для технологии HiFocus F для толщины 3 мм

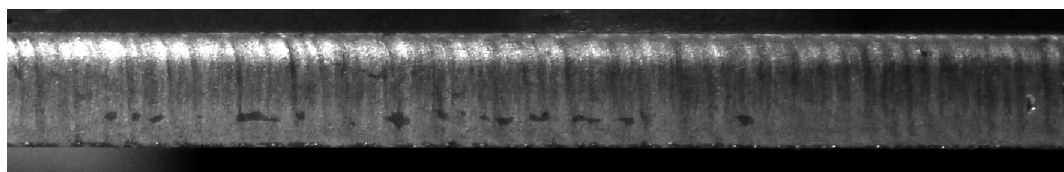


Рис. 6. Внешний вид реза для технологии HiFocus F при толщине 3 мм

Так, для технологии раскроя HiFocus F при толщине 3 мм высота волнистости w составляет 0,027 мм, при этом шаг волнистости Sw – 0,498 мм.

Наличие волнистости на поверхности реза наблюдается визуально (рис. 6).

Выводы

Таким образом, для технологий тонкоструйной плазменной резки значение шероховатости поверхности Ra находится в диапазоне от 0,5 мкм

до 2 мкм для всех исследуемых толщин. При этом наименьшие значения шероховатости соответствуют технологиям HiFocus и HiFocus^{plus}. На образцах, полученных при помощи технологии HiFocus F, наблюдается не только наибольшее значение шероховатости, но и величина волнистости поверхности реза. Следовательно, технологии HiFocus и HiFocus^{plus} можно рекомендовать в качестве окончательной обработки под последующую сборку изделий. В случае использования технологии HiFocus F необходимо введение последующей механической обработки.

Список литературы

1. *ISO 9013:2002* «Резка тепловая. Классификация резов, полученных тепловым способом. Геометрические характеристики изделий и допуски на характеристики».
2. *ГОСТ 14792-80*. Детали и заготовки, вырезаемые кислородной и плазменно-дуговой резкой.
3. *Рекомендации по стандартизации РС 3951-73* Волнистость поверхности. Термины и определения.
4. *Рахимянов Х.М.* Технология машиностроения. – Новосибирск: НГТУ, 2013. – 253 с.
5. *Кован В.М.* Расчет припусков на обработку в машиностроении. – М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной и судостроительной литературы, 1953. – 208 с.
6. *Рахимянов Х.М.* Оценка геометрической точности реза листовых материалов при различных технологиях тонкоструйной плазменной резки / Х.М. Рахимянов, А.А. Локтионов, Ю.В. Никитин // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2013. – № 3. – С. 25–30.
7. *Локтионов А.А.* Износ расходных элементов плазматрона при термической резке листового материала / А.А. Локтионов, Х. М. Рахимянов, А.И. Журавлев // *Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации): материалы*

докладов II Всерос. с междунар. участием науч.-техн. конф. (Иркутск, 25-27 апреля 2012 г.) / под ред. проф. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2012. – С. 61–65.

8. *Разновидности* катодов, применяемых для плазменной резки, и влияние степени износа их на точность формообразования / Х.М. Рахимянов, А.А. Локтионов // *Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе: материалы 10-й Всерос. науч. практ. конф.*, 28 марта. – г. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2012. – С. 68–71.

9. *Моделирование* тепловых процессов тонкоструйной плазменной резки / А.Х. Рахимянов, С.В. Лунин, Х.М. Рахимянов // *Инновации в машиностроении: тр. 2-й междунар. науч.-практ. конф.*, Кемерово, 6–8 окт. 2011 г. – Кемерово : Изд-во КузГТУ, 2011. – С. 161–165.

10. *Моделирование* процессов тонкоструйной плазменной резки для обеспечения точности формирования криволинейных контуров / Х.М. Рахимянов, А.И. Журавлев, А.А. Локтионов, А.Х. Рахимянов // *Научный вестник НГТУ*. – 2009. – № 4(37). – С. 123–134.

11. *Базров Б.М.* Основы технологии машиностроения. – М.: Машиностроение, 2005. – 736 с.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 86-91

Assessment a cut of quality of sheet materials in the conditions of high-precision plasma cutting

A.A. Loktionov

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

E-mail: pushkin-lok@mail.ru

Received 14 November 2013

Revised 20 November 2013

Accepted 22 November 2013

Abstract

The studies of assessment a cut of quality of sheet structural materials in terms of surface roughness after plasma cutting conducted are conducted. Sheet structural steel Ст 3 with thickness of 3...20 mm on the assumption of its guaranteed punching and further plasma cutting by HiFocus; HiFocusplus; HiFocus F is chosen. The values of processed surface roughness for cutting technologies studied for different thicknesses are specified. A comparative evaluation of the surface roughness for selected technologies is conducted. The presence of surface waviness when using cutting technology HiFocus F is revealed, high altitude and stepper waviness characteristics are defined. Recommendations

on the use of high-precision plasma cutting technology, depending on the desired thickness and roughness of processed surface are given.

Keywords: the high-precision plasma cutting, cut, forming, accuracy, quality, surface waviness, surface roughness.

References

1. ISO 9013:2002 *Rezka teplovaja. Klassifikacija rezov, poluchennyh teplovym sposobom. Geometricheskie harakteristiki izdelij i dopuski na harakteristiki* [Thermal cutting. Classification of thermal cuts. Geometrical product specification and quality tolerances], 2002. 35 p.
2. GOST 14792-80. *Detali i zagotovki, vyrezaemye kislorodnoj i plazmenno-dugovoj rezkoj* [State Standard 14792-80. Parts and workpieces made by oxygen and plasma cutting. Cut face accuracy and quality]. Moscow, Standartinform Publ., 1980. 7 p.
3. RS 3951-73 *Volnistost' poverhnosti. Terminy, opredelenija i parametry* [Recommendations Standardization 3951-73. Waviness of the surface. Terms, definitions and parameters]. Moscow, Standartinform Publ., 1973. 23 p.
4. Rahimjanov Kh.M. *Tehnologija mashinostroenija* [Mechanical Engineering]. Novosibirsk, NSTU, 2013. 253 p.
5. Kovan V.M. *Raschet pripuskov na obrabotku v mashinostroenii* [Calculation of machining allowances in mechanical engineering]. Moscow, Gosudarstvennoe nauchno-tehnicheskoe izdatel'stvo mashinostroitel'noj i sudostroitel'noj literatury, 1953. 208 p.
6. Rahimjanov Kh.M., Loktionov A.A., Nikitin Yu.V. *Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty)*, 2013, no. 3, pp. 25-30.
7. Loktionov A.A., Rahimjanov H.M., Zhuravlev A.I. *Iznos rashodnyh jelementov plazmotrona pri termicheskoj rezke listovogo materiala* [Wear of consumable elements plasmatron at thermal cutting of a sheet material]. *Zhiznennyj cikl konstrukcionnyh materialov (ot poluchenija do utilizacii): materialy dokladov II Vserossijskoj nauchno-tehnicheskoy konferencii (s mezhdunarodnym uchastiem* [The life cycle of construction materials (from fabrication to utilization): Proceedings of the 2nd All-Russian scientific and technical Conference (with international participation)]. Irkutsk, ISTU, 2012, pp. 61-65.
8. Rahimjanov H.M., Loktionov A.A. *Raznovidnosti katodov, primenjaemyh dlja plazmennoj rezki, i vlijanie stepeni iznosa ih na tochnost' formoobrazovanija* [Varieties of the cathodes applied to a plasma cutting, and agency of their wear rate on exactitude of a morphogenesis]. *Problemy povyshenija jeffektivnosti metalloobrabotki v promyshlennosti na sovremennom jetape: materialy 10-oj Vserossijskoj nauchno-prakticheskoy konferencii* [Problems of increasing the efficiency of metal-working in the industry at the present stage: Materials of the 10th All-Russian scientific-practical conference]. Novosibirsk, NSTU, 2012, pp. 68-71.
9. Rahimjanov A.H., Lunin S.V., Rahimjanov H.M. *Modelirovanie teplovyh processov tonkostrujnoj plazmennoj rezki* [Modeling of thermal processes at the high-precision plasma cutting]. *Innovacii v mashinostroenii : trudy 2-oj mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii* [Proceedings of the 2nd International Scientific and Practical Conference "Innovation in Engineering"]. Kemerovo, KuzSTU, 2011, pp. 161-165.
10. Rakhimyanov Kh.M., Zhuravlev A.I., Loktionov A.A., Rakhimyanov A.Kh. *Nauchnyj vestnik Novosibirskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta*, 2009, no. 4(37), pp.123-134.
11. Bazrov B.M. *Osnovy tehnologii mashinostroenija* [Fundamentals of Mechanical Engineering]. Moscow, Mashinostroenie, 2005. 736 p.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЖТЕЛОВОГО ЭНДОФИКСАТОРА ДЛЯ ШЕЙНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА*

Е.Д. ГОЛОВИН, канд. техн. наук, доцент
А.Н. ПЕЛЬ, канд. техн. наук, доцент
Е.А. ДРОБЯЗ, канд. техн. наук, доцент
С.В. ВЕСЕЛОВ, канд. техн. наук, доцент
Р.С. ТИМАРЕВСКИЙ, магистрант
О.А. ГОРЯЙНОВА, магистрант
Н.Ю. ЧЕРКАСОВА, магистрант
 (НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 14 ноября 2013
 Рецензирование 20 ноября 2013
 Принята к печати 22 ноября 2013

Головин Е.Д. – 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса 20,
 Новосибирский государственный технический университет,
 e-mail: edgolovin@yandex.ru

Представлены результаты проектирования межтелового эндофиксатора для шейного отдела позвоночника, изготавливаемого из пористой биоинертной керамики на основе оксида алюминия. Трехмерное моделирование и прочностные расчеты методом конечных элементов проведены с использованием программного пакета SolidWorks. Определены требования к геометрии кейджей, изготавливаемых из керамики. Разработана конструкция керамического эндофиксатора. Проведено моделирование механического поведения кейджа при одноосном нагружении и в условиях, приближенных к эксплуатации. Выявлено, что максимальные эквивалентные напряжения в изделии составляют 35,6 МПа.

Ключевые слова: оксид алюминия, биоинертная керамика, эндофиксатор, позвоночник, имплантат, метод конечных элементов.

Введение

Эффективное лечение опорно-двигательного аппарата имеет большое значение для людей, ведущих активный образ жизни. Особенно часто пациенты обращаются с проблемами позвоночника, возникшими вследствие спортивных и бытовых травм, изношенности суставов. Одной из наиболее важных составляющих хирургического лечения больных с повреждениями и заболеваниями шейного отдела позвоночника является восстановление несущей способности позвоночного сегмента [1]. Замена поврежденного межпозвоночного диска костным трансплантатом, взятым из гребня подвздошной кости, является основным методом восстановления опороспособности.

Межтеловые имплантаты преимущественно изготавливают из сплавов на основе титана и биосовместимого полимерного материала РЕЕК (Polyetheretherketone). Конструкция таких эндопротезов приводит к расклиниванию тел позвонков и обеспечивает максимальную площадь соприкосновения костной ткани с имплантатом. В то же время при использовании указанных материалов наблюдаются случаи отторжения имплантатов вследствие их низкой биосовместимости.

Отмеченного недостатка лишена пористая керамика на основе оксида алюминия, обладающая высокой химической стабильностью и удовлетворительными механическими характеристиками. Развитая пористо-проницаемая

структура не вызывает скапливания биологических жидкостей в области расположения имплантата и не нарушает естественные для организма биологические процессы. Кроме того, керамика способна сохранять свои биохимические свойства, исключая протекание химических реакций, приводящих к снижению качества вживления, в условиях длительного воздействия агрессивной среды [2].

Основным фактором, сдерживающим использование керамических имплантатов, является необходимость в тщательной проработке геометрии изделий, учитывающей особенности поведения керамического материала при реализации различных схем нагружения. С учетом вышеизложенного целью данной работы является оптимизация конструкции имплантатов, используемых в хирургии для стабилизации позвоночного столба, изготавливаемых методами порошковой металлургии из композиционной керамики на основе оксида алюминия (Al_2O_3).

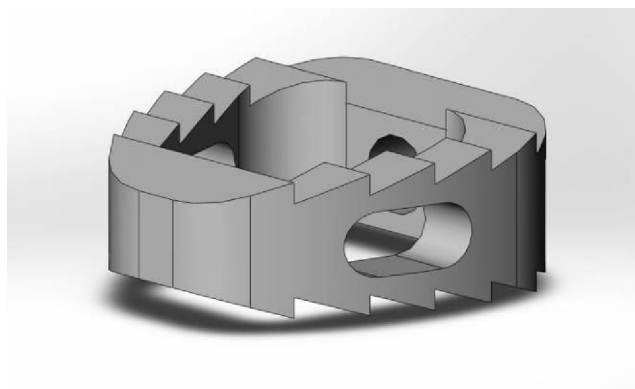
Теория и методы

Для определения оптимальной конструкции керамического эндофиксатора были проанализированы варианты изделий-аналогов, представленных на рынке. Наиболее характерной формой обладают эндофиксаторы Ulrich medical Cerv-X [3] и Zimmer Puros-S [4]. Твердотельные модели данных изделий, созданные на основании открытой информации, были использованы при моделировании напряженно-деформированного состояния (рис. 1). Определение максимальных напряжений и их распределение для различных геометрий имплантатов-аналогов было выпол-

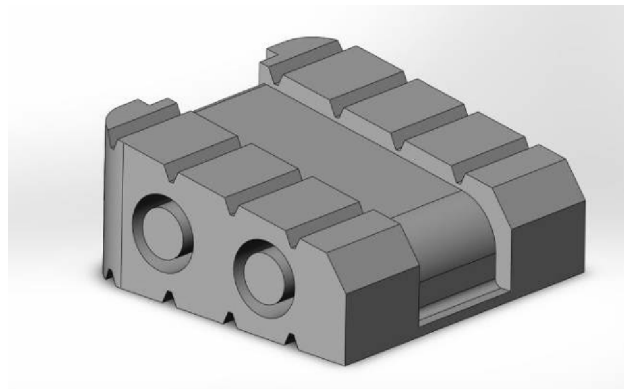
нено с использованием метода конечных элементов в программном пакете SolidWorks.

Согласно медицинским требованиям к данному типу имплантатов, они должны быть выполнены из материала, обладающего пористо-проницаемой структурой. Поэтому в качестве модельного материала в расчетах использовали пористую керамику системы Al_2O_3 - ZrO_2 [5], обладающую пористостью $\approx 38\%$, плотностью $2,6 \text{ г/см}^3$ и водопоглощением $14,5\%$. При проведении моделирования учитывали упругие константы отмеченной керамики, которые составляют: модуль Юнга $E \approx 70 \text{ ГПа}$, коэффициент Пуассона $\mu = 0,27$.

За основу расчетной схемы было выбрано одноосное нагружение изделия. Модель нагружения имплантатов включала основание, эндофиксатор и нагрузчитель (рис. 2). Для обеспечения плотного контакта с моделью имплантата Zimmer Puros-S верхний нагрузчитель имеет скошенную грань (рис. 2, б). На нижней грани основания моделировалось неподвижное закрепление. Исходя из того что средний вес головы человека равен 80 Н и учитывая динамическое воздействие (коэффициент динамичности 4), осевая нагрузка была принята равной 320 Н . Так как геометрия имплантата содержит много мелких деталей, было применено существенное сгущение сетки модели кейджа и на контактирующих с ним поверхностях. Для нагрузчителя и основания были выбраны механические характеристики, соответствующие губчатой кости позвонков человека [6]. В результате расчета были получены распределения эквивалентных напряжений в эндофиксаторах.



а



б

Рис. 1. Модели эндофиксаторов Ulrichmedical Cerv-X (а) и Zimmer Puros-S (б)

Одноосное сжатие является удобной расчетной схемой, позволяющей определить уровень напряжений в модели и выявить локализацию их максимальных значений, а также наличие или отсутствие в модели растягивающих напряжений. Однако данная схема нагружения является чрезмерно упрощенной с точки зрения поведения такой сложной биомеханической системы, как позвоночник. Анализ поведения межтелового эндофиксатора в условиях эксплуатации производили на твердотельной модели шейного отдела позвоночника, созданной на основе литературных данных [6–9]. Твердотельная модель, созданная в SolidWorks, состояла из пяти позвонков шейного отдела, разделенных межпозвоночными дисками (рис. 3). Модель разбивалась на конечные элементы с размером полигонов 5,3 мм для позвонков и межпозвоночных дисков и 0,8 мм для эндофиксатора.

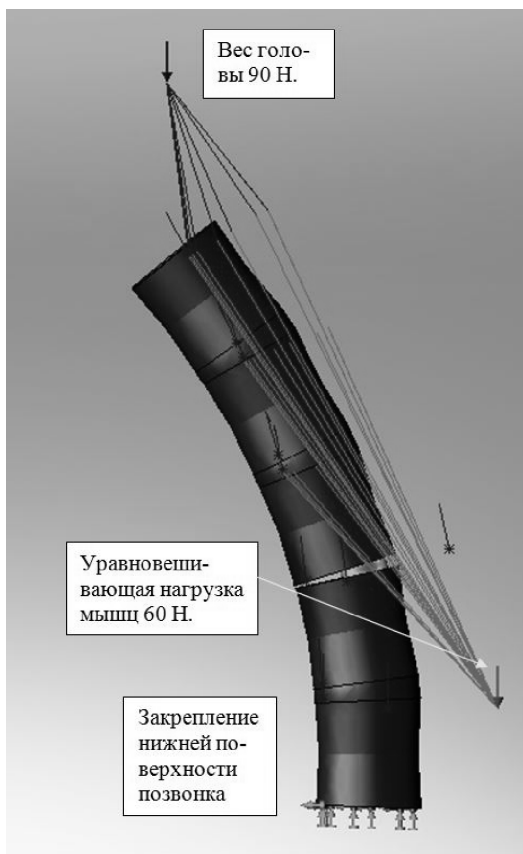


Рис. 3. Схема нагружения эндофиксатора в позвоночнике

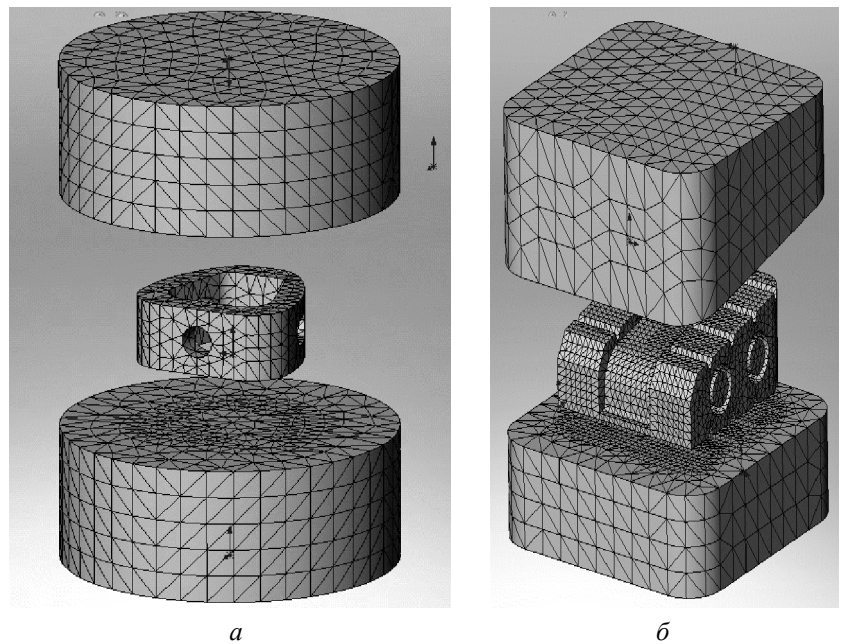


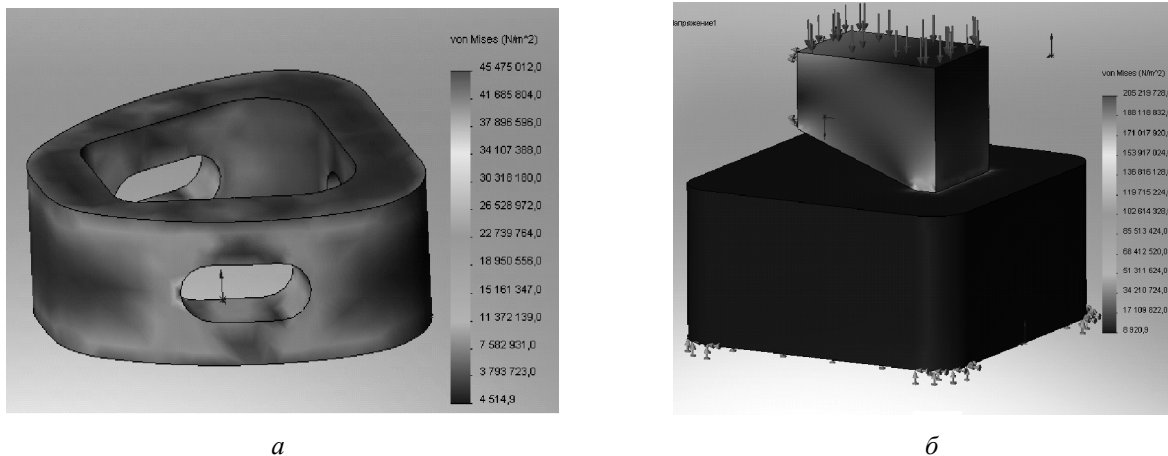
Рис. 2. Схема нагружения эндофиксаторов Ulrichmedical Cerv-X (а) и Zimmer Puros-S (б)

За основу расчетной схемы было использовано нагружение изделия прилежащими позвонками. Исследование проводилось для случая наклона головы назад. Объем движения каждого позвонка составлял 8° . Нагрузка на изделие принималась из расчета веса головы, равного 90 Н, и уравнивающей силы мышц 60 Н. При этом вес головы прикладывался дистанционно в центре тяжести головы, а уравнивающая сила мышц – к каждому позвонку (см. рис. 3).

Результаты и обсуждение

В результате моделирования механического нагружения эндофиксаторов было установлено, что общий фон напряжений в модели Ulrichmedical Cerv-X (рис. 4, а) составляет около 5 МПа, увеличиваясь на скругленных гранях до 5,9 МПа. При этом было выявлено повышение концентрации напряжений до 15 МПа на стенках боковых отверстий. Наличие боковых отверстий приводит также к появлению растягивающих напряжений, их максимальные значения достигают 1,7 МПа. На основании полученных результатов было сделано заключение о необходимости исключить из конструкции керамического имплантата любые отверстия, оси которых не совпадают с направлением нагрузки.

Детально был исследован зубчатый рельеф эндофиксатора. Модель нагружения включала в себя один зуб с площадью основания $2 \times 1,4$ мм



а *б*
 Рис. 4. Моделирование биомеханического поведения:

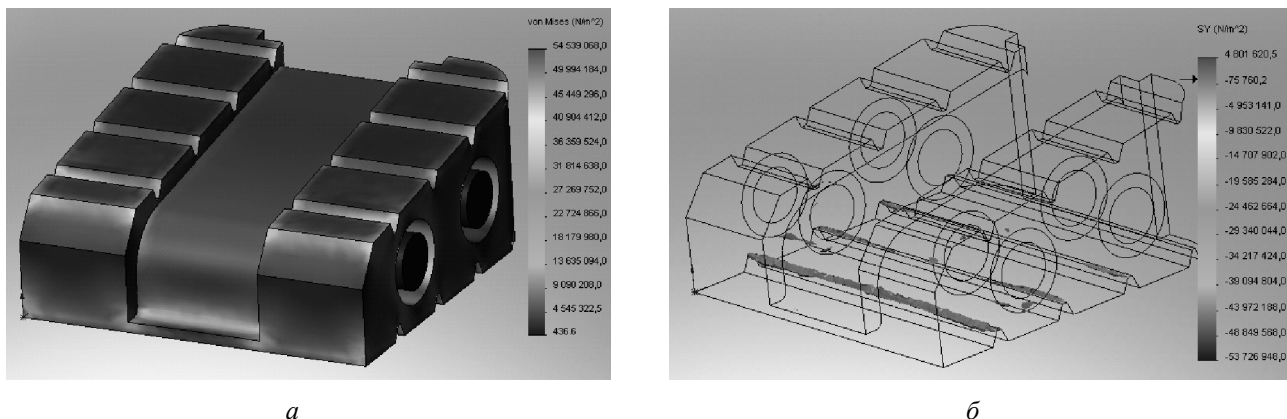
а – распределение эквивалентных напряжений в эндофиксаторе Ulrichmedical Cerv-X; *б* – в зубе

и опорную площадку. К верхней поверхности зуба прикладывалась сжимающая нагрузка 14Н, пропорционально уменьшенная в соотношении площади контакта зуба к площади контакта всего рельефа имплантата. По результатам расчета были получены распределения эквивалентных напряжений в модели зуба (рис. 4, б). Общий фон напряжений составил от 12 до 22 МПа. Вследствие несимметричности расположения зубьев на опорных поверхностях в кейдже зафиксировано формирование растягивающих напряжений.

Анализ эндофиксатора модели Zimmer Puros-S показал, что общий фон напряжений составляет от 27 до 40 МПа (рис. 5, а). Обнаружено, что поперечные бороздки рельефа являются концентраторами напряжений, причем на нижней поверхности в них зафиксированы растягивающие нагрузки (рис. 5, б). Анализ формируе-

мого напряженного состояния свидетельствует о нецелесообразности данной конструкции имплантата для изготовления из керамики.

Таким образом, на основании моделирования были сделаны следующие выводы: опорные поверхности имплантата должны быть параллельны; изделие не должно содержать отверстий и иных элементов на боковых гранях, приводящих к возникновению растягивающих напряжений; профиль опорного рельефа должен быть симметричным для исключения растягивающих напряжений; кромки рельефа должны быть скруглены для исключения концентрации напряжений. В соответствии с данным заключением была создана модель квадратной формы со скругленными угловыми кромками, центральным отверстием круглой формы и симметричным рельефом на опорных поверхностях для исключения растягивающих компонент в сечении зуба (рис. 6).



а *б*
 Рис. 5. Моделирование биомеханического поведения эндофиксатора Zimmer Puros-S:

а – распределение эквивалентных напряжений; *б* – концентрация растягивающих напряжений в бороздках рельефа на нижней грани имплантата

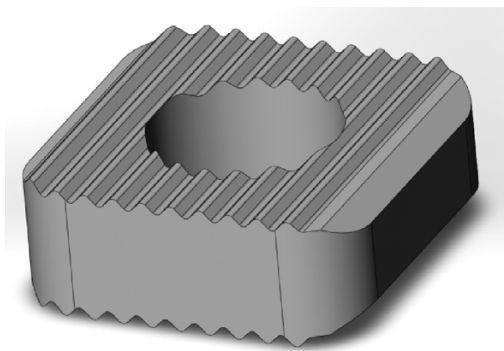


Рис. 6. Трехмерная модель изделия

Анализ поведения разработанной модели межтелового эндофиксатора в условиях эксплуатации был проведен в твердотельной модели шейного отдела позвоночника. В результате расчета были получены эпюры эквивалентных напряжений, действующих в кейдже. Максимальные эквивалентные напряжения (рис. 7) до-

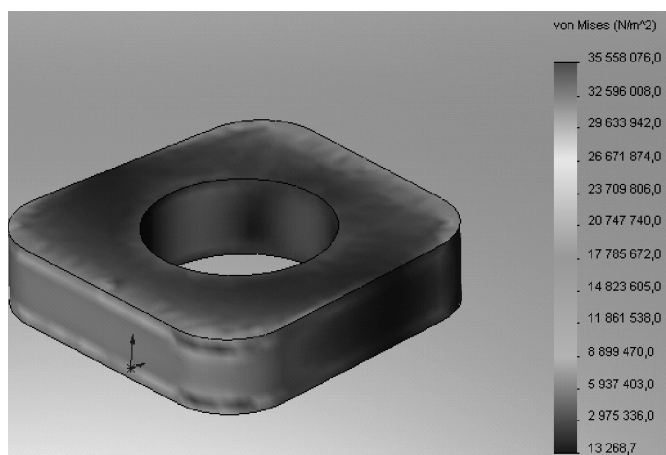


Рис. 7. Распределение напряжений в эндофиксаторе

стигают значения 35,6 МПа, что допустимо с точки зрения прочности керамического изделия, поскольку прочность используемой в расчетах алюмооксидной керамики на сжатие составляет ≈ 50 МПа. При этом максимальные напряжения локализуются в узких областях на скругленных поверхностях изделия.

Выводы

В работе был проведен прочностной анализ межтеловых эндофиксаторов, представленных на рынке. По полученным результатам были сформулированы следующие требования и ограничения к конструкции имплантата, изготавливаемого из керамики: опорные поверхности имплантата должны быть параллельны; изделие не

должно содержать отверстий и иных элементов на боковых гранях; профиль опорного рельефа должен быть симметричным; кромки рельефа должны быть скруглены.

В соответствии с перечисленными требованиями была разработана геометрия межтелового эндофиксатора. Моделирование биомеханического поведения керамического кейджа в условиях эксплуатации при нагружении с коэффициентом динамичности $k_d = 4$ показало, что максимальные напряжения в нем составляют 35,6 МПа. Так как пористая алюмооксидная керамика имеет прочность не менее 50 МПа, разработанная конструкция может быть использована для изготовления керамических эндофиксаторов.

Список литературы

1. Барыш А.Е., Бузницкий Р.И. Передний межтеловой цервикоспондилодез с применением вертикальных цилиндрических сетчатых имплантатов // Ортопедия, травматология и протезирование. – 2010. – № 4. – С. 50–55.
2. Барыш А.Е. Моноsegmentарный и бисegmentарный передний межтеловой металлокерамоспондилодез при хирургическом лечении заболеваний и повреждений шейного отдела позвоночника // Ортопедия, травматология и протезирование. – 2009. – № 4. – С. 35–39.
3. Cerv-X™ Cervical cage [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ulrichmedical.com/de/cerv-x.html> (дата обращения 23.03.2013).
4. Puros®-S and S-2 Cervical Interbody Allograft Implants [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.zimmer.com/en-US/hcp/spine/product/puros-s-s2-cervical-interbody.jsp> (дата обращения 23.03.2013).
5. Шимьякина И.В., Курьякова М.Н., Аронов А.М., Медведко О.В. Способ получения пористой структуры керамического материала // Патент России № 2483043. – 2013. – Бюл. № 15.
6. Nordin M.A., Frankel V.H. Basic Biomechanics of the Musculoskeletal System. – Baltimore : Lippincott Williams & Wilkins, 2012. – 470 p.
7. Биомедицинское материаловедение: учеб. пособие для вузов/С.П. Вихров, Т.А. Холомина, П.И. Бегун, П.Н. Афонин. – М.: Горячая линия – Телеком, 2006, 383 с.: ил.
8. Образцов И.Ф. Проблемы прочности в биомеханике / И.Ф. Образцов, И.С. Адамович, А.С. Барпер. – М.: Высш. шк., 1988. – 311 с.
9. Бегун П.И. Моделирование в биомеханике / П.И. Бегун, П.Н. Афонин. – М.: Высш. шк., 2004. – 392 с.

**Obrabotka metallov**

N 4(61), October–December 2013, Pages 92-97

Mathematical simulation of cervical cage mechanical behavior

E.D. Golovin, A.N. Pel, E.A. Drobiaz, S.V. Veselov, R.S. Timarevskiy, O.A. Goriaynova, N. Yu. Cherkasova

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

E-mail: edgolovin@yandex.ru

Received 14 November 2013

Revised 20 November 2013

Accepted 22 November 2013

Abstract

The results of shape cervical cage design are presented. The cage material is a porous bioinert alumina ceramic. 3D modeling and engineering analysis were carried out using the Solid Works software package. Engineering analysis was based on the finite elements method. The requirements for the shape of a cage made of ceramic were determined. The implant geometry that fulfils the requirements was developed. The simulation of the cage mechanical behavior under uniaxial loading in conditions close to the operation was conducted. The engineering analysis of the ceramic implant revealed maximal stress of 35.6 MPa. This magnitude is lower than compressive strength of typical porous alumina ceramic.

Keywords: alumina, biocompatible ceramics, cervical cage, spinal column, implant, finite element analysis

References

1. Barysh A.E., Buznickij R.I. *Ortopediya, travmatologiya i protezirovanie*, 2010, no. 4, pp. 50-55.
2. Barysh A.E. *Ortopediya, travmatologiya i protezirovanie*, 2009, no. 4, pp. 35-39.
3. Cerv-X™ Cervical cage. Available at: <http://www.ulrichmedical.com/de/cerv-x™.html> (accessed 23 March 2013).
4. Puros®-S and S-2 Cervical Interbody Allograft Implants. Available at: <http://www.zimmer.com/en-US/hcp/spine/product/puros-s-s2-cervical-interbody.jsp> (accessed 23 March 2013).
5. Shimjakina I.V., Kir'jakova M.N., Aronov A.M., Medvedko O.V. *Sposob poluchenija poristoj struktury keramicheskogo materiala* [The way to producing a porous ceramic structure]. Patent RF, no. 2483043, 2013.
6. Nordin M.A., Frankel V.H. *Basic Biomechanics of the Musculoskeletal System*. Baltimore, Lippincott Williams & Wilkins, 2012. 470 p.
7. Vihrov S.P., Holomina T.A., Begun P.I., Afonin P.N. *Biomedicinskoe materialovedenie: Uchebnoe posobie dlja vuzov* [Biomedical Materials Science: A manual for institute of higher education]. Moscow, Gorjachaja linija – Telekom, 2006. 383 p.
8. Obrazcov I.F., Adamovich I.S., Barer A.S. *Problemy prochnosti v biomehanike* [Problems of strength in biomechanics]. Moscow, Vysshaja shkola, 1988. 311 p.
9. Begun P.I., Afonin P.N. *Modelirovanie v biomehanike* [Modeling in biomechanics]. Moscow, Vysshaja shkola, 2004. 392 p.

*Работа выполнена в НОЦ «Нанотехнологии» Новосибирского государственного технического университета при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.).

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ХАРАКТЕРИСТИКИ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ПРАВКИ СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ НА РЕЖУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ АЛМАЗНОГО ШЛИФОВАЛЬНОГО КРУГА

В.В. ГУСЕВ, доктор техн. наук, профессор
А.Л. МЕДВЕДЕВ, ассистент
(ДонНТУ, г. Донецк, Украина)

Поступила 18 сентября 2013
Рецензирование 21 октября 2013
Принята к печати 15 ноября 2013

Медведев А.Л. – 83001, Украина, г. Донецк, ул. Артема 58,
Донецкий национальный технический университет,
e-mail: medvedev_andr@mail.ru

Рассмотрен процесс управления состоянием рабочей поверхности алмазного шлифовального круга при обработке изделий из технической керамики. Для устранения дефектного слоя при обработке керамики необходимо управлять состоянием рабочей поверхности шлифовальных кругов. Для управляющих воздействий на рабочую поверхность выбран способ правки свободным абразивом как один из наиболее производительных методов. Свободный абразив подается в зону правки в виде бруска, в котором абразив (70 %) был связан различными материалами. Прочность на сжатие при этом изменялась от 1,5 до 80 МПа. В процессе исследований определено, что применение брусков с меньшей прочностью на сжатие позволяет достичь наибольшей режущей способности алмазного круга при высокой скорости ее восстановления.

Ключевые слова: шлифование, правка, свободный абразив, режущая способность, прочность.

Введение

Одним из перспективных направлений машиностроения является применение в машиностроительных узлах деталей из технической керамики. В силу высокой твердости керамических материалов в качестве обрабатываемого инструмента применяют алмазные шлифовальные круги на металлической связке с последующей их правкой. Применение кругов с характеристикой связки, приводящей к их самозатачиванию, вызывает повышенный расход алмазов, что увеличивает себестоимость процесса обработки керамики. В процессе алмазного шлифования на обработанных поверхностях деталей из керамики в их поверхностном слое образуются дефекты, что является следствием термического и силового воздействий инструмента при резании. Наличие дефектов, в

свою очередь, негативно сказывается на качестве изделий, уменьшая долговечность, снижая физико-механические характеристики изделий и др. Чем меньше глубина проникновения дефектов на поверхности материала заготовки, тем ниже затраты на последующие финишную или упрочняющую операции. Следовательно, необходимо стремиться к обработке изделий из технической керамики без дефектного слоя, что позитивно скажется на их экономических и эксплуатационных показателях. Для уменьшения силового и термического воздействия необходимо правильно выбрать характеристику инструмента, режимы и регламент обработки, управлять режущей способностью шлифовального круга в процессе обработки [1,2].

Одним из способов управления рабочей поверхностью шлифовального круга (РПК) является правка [3,4]. На кафедре «Мехатронные

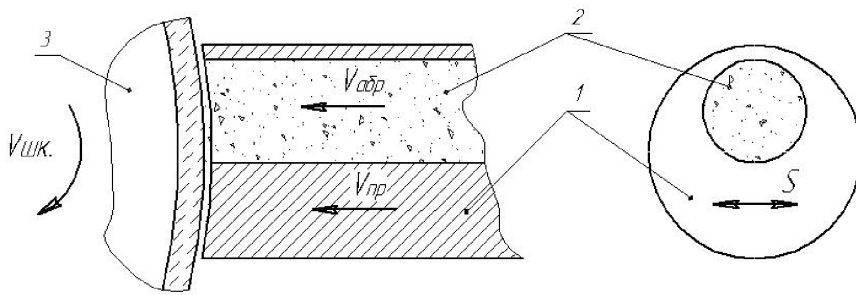


Рис. 1. Схема процесса правки шлифовальных кругов свободным абразивом:

1 – притир; 2 – абразивный брусок; 3 – шлифовальный круг

системы машиностроительного оборудования» ДонНТУ проводятся исследования процесса воздействия способом свободного абразива на РПК. Схематически процесс представлен на рис. 1.

Принцип действия устройства для правки заключается в следующем. К шлифовальному кругу 3, который вращается с рабочей скоростью $V_{ш.к}$, подводят до прикосновения притир 1. Притиру задают возвратно-поступательное движение S вдоль образующей инструмента. Подача притира к инструменту со скоростью $V_{пр}$ необходима для компенсации изменения величины зазора, возникающего за счет износа притира во время правки. Общий вид устройства для правки представлен на рис. 2.

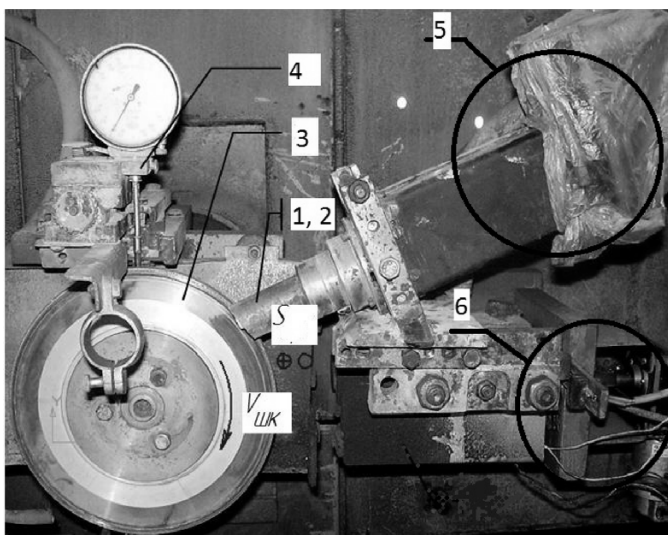


Рис. 2. Внешний вид устройства для управления состоянием РПК свободным абразивом:

1, 2 – притир с абразивным бруском; 3 – алмазный шлифовальный круг; 4 – устройство для измерения линейного износа; 5 – механизм подачи абразива; 6 – механизм подачи притира

Абразив подается в зону правки в связанном (в виде бруска) или свободном (суспензия) состоянии. Его формирование в брусок используется лишь для цели транспортировки в зону правки, где под действием шлифовального круга он разрушается и высвободившиеся абразивные зерна участвуют в удалении связки алмазного круга. Независимо от способа подачи абразива в зону правки (брусок или суспензия) управление состоянием РПК является правкой свободным абразивом.

Подача абразивного бруска 2 со скоростью $V_{абр}$, отличной от скорости притира, необходима для поступления в зону контакта притир-ШК необходимого количества абразивных зерен.

Механизмы подачи притира и абразива являются независимыми и состоят из двигателей постоянного тока, редукторов и передач винт-гайка. Двигатели постоянного тока позволяют плавно регулировать скорости подачи механизмов. При правке суспензией к устройству для правки присоединяется гидронасос с дросселем для регулировки объема подачи абразива.

Целью исследования является определение влияния прочности закрепления абразивных зерен в правящем бруске на максимально достижимый уровень режущей способности шлифовального круга при управляющем воздействии свободного абразива.

Методика

экспериментальных исследований

Обрабатываемый материал – ситалл АС-370 ($HV = 8 \cdot 10^9$ Па, $K_{1c} = 2,1 \cdot 10^6$ Па·м^{1/2}). Плоское встречное врезное шлифование кругом 1А1 200×75×6×3 АС32 – 250/200 – 4 – М2-01. Режимы резания: скорость резания $V_k = 33$ м/с, продольная скорость стола $S = 0,1$ м/с, глубина резания $t = 1,3$ мм. СОТС – вода с добавкой 0,3 %-й кальцинированной соды (расход 5 л/мин). Для правки использовались бруски из карбида кремния зеленого по ряду F54, связующим веществом в которых выступали эпоксидная смола, цемент, гипс, а также бруски, изготовленные из шлифовального круга ПП 400×32×40 КЗ Т1 64С 32П.

Кроме того, использовалась суспензия смеси абразива, глины и воды [5]. Испытания на прочность брусков производились в соответствии с ГОСТ 8462-85. Бруски из шлифовального круга на керамической связке имели прочность на сжатие $\sigma_{сж} \approx 80$ МПа, бруски со связующим из эпоксидной смолы – $\sigma_{сж} \approx 50$ МПа, из цемента – $\sigma_{сж} \approx 3,24$ МПа, из гипса – $\sigma_{сж} \approx 1,52$ МПа.

Экспериментальные исследования проводились при идентичных начальных условиях. Объем подаваемого абразива как в свободном (в виде суспензии), так и в связанном (в брусках) состоянии оставался постоянным за счет варьирования скоростью его подачи в зону правки. Режущая способность шлифовального круга определялась по упругой схеме с постоянным усилием поджатия 41,5 Н образца из ситалла АС-370 к поверхности шлифовального круга.

Результаты и обсуждение

При работе алмазного круга имеют место четыре процесса, оказывающих влияние на его работоспособность и состояние рабочей поверхности круга: истирание зерен по обрабатываемой поверхности с образованием площадок износа, хрупкое разрушение микроскалыванием зерен, вырывание зерен из связки, вышлифовывание связки стружкой, которая совместно с СОТС образует абразивный поток. С увеличением удаленного шлифовальным кругом обрабаты-

ваемого материала уменьшается глубина РПК, распределение вершин зерен по высоте рабочей поверхности изменяется и приобретает правостороннюю асимметрию, площадки износа на поверхности зерен возрастают. Все это приводит к увеличению составляющих силы резания.

В результате проведенного исследования были получены зависимости изменения режущей способности алмазного шлифовального круга во времени в зависимости от материала связующего, участвующего в правке. График зависимости представлен на рис. 3.

Режущая способность алмазного шлифовального круга от времени правки для брусков с различным связующим, а следовательно, различной прочностью на сжатие изменяется неодинаково. Так, для брусков со связующим из эпоксидной смолы и изготовленных из шлифовального круга режущая способность с течением времени практически не отличается от исходной (до правки). По истечении 25-30 мин правка шлифовального круга была прекращена.

При правке с использованием суспензии и брусками со связующим из гипса и цемента режущая способность шлифовального круга увеличивается с течением времени. Максимального значения она достигает уже к 400...500 с правки. При продолжении правки режущая способность практически не изменяется, находясь в пределах $(3,5...4,5)10^{-7}$ м³/(мин Н). Это связано с периодическим обновлением наибо-

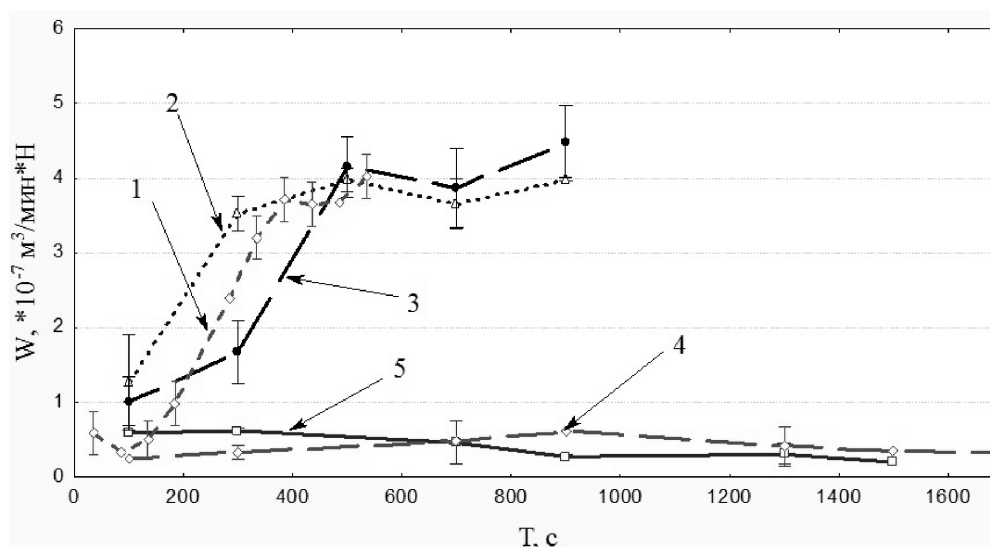


Рис. 3. Изменение режущей способности алмазного шлифовального круга от времени правки свободным абразивом с различным связующим:

1 – в виде суспензии; 2 – цемент; 3 – гипс; 4 – эпоксидная смола;
5 – брусок из шлифовального круга



лее выступающих из связки зерен шлифовального круга, их сколами под воздействием зерен свободного абразива.

Анализ профилограмм рабочей поверхности круга до и после правки способом свободного абразива позволил получить гистограммы распределения его зерен по высоте их выступания из связки. Отсчет распределения зерен по высоте ведется от наиболее выступающего зерна из связки. Гистограммы представлены на рис. 4.

На рис. 4, а представлена гистограмма распределения зерен шлифовального круга по высоте до начала правки (после обработки технической керамики). Разновысотность зерен на РПК не превышает величины 72 мкм. Гистограмма имеет явно выраженную правостороннюю асимметрию, что связано с разрушением, в первую очередь, при обработке наиболее выступающих из связки зерен. Режущая способность шлифовального круга с таким распределением выступания алмазных зерен из связки не превышает $1 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3/(\text{мин Н})$.

На рис. 4, б представлена гистограмма распределения зерен шлифовального круга по высоте после правки бруском, изготовленным из шлифовального круга. Разновысотность зерен на РПК не превышает величины в 73 мкм. Таким образом, она практически осталась такой же, как до начала правки. Однако гистограмма распределения зерен стала ближе к нормальному закону распределения. Это свидетельствует о протекании процесса правки, однако режущая способность круга практически не изменяется (см. рис. 3).

На рис. 4, в представлена гистограмма распределения зерен шлифовального круга по высоте после правки бруском, изготовленным со связующим из эпоксидной смолы. Разновысотность зерен на РПК достигает значения в 112 мкм. По сравнению с гистограммой, представленной на рис. 4, а, заметно увеличение разновысотности зерен на 55 % при сохранении правосторонней асимметрии распределения. Такое распределение зерен по высоте РПК не приводит к росту

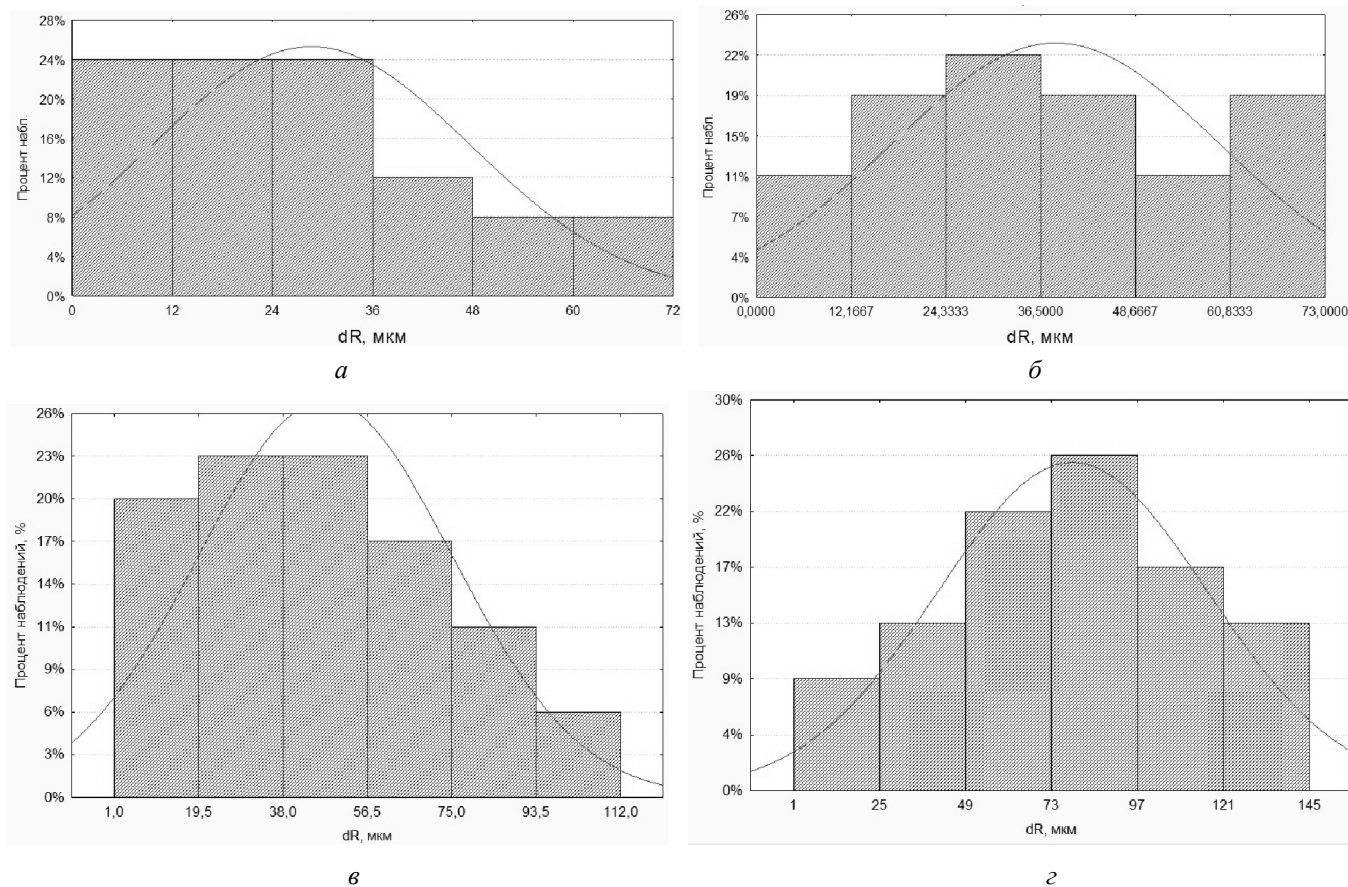


Рис. 4. Гистограмма распределения зерен ШК по высоте выступания из связки:

а – после обработки технической керамики (до правки); б – после правки бруском из шлифовального круга; в – после правки бруском со связкой из эпоксидной смолы; г – бруском со связкой из цемента/гипса/суспензией

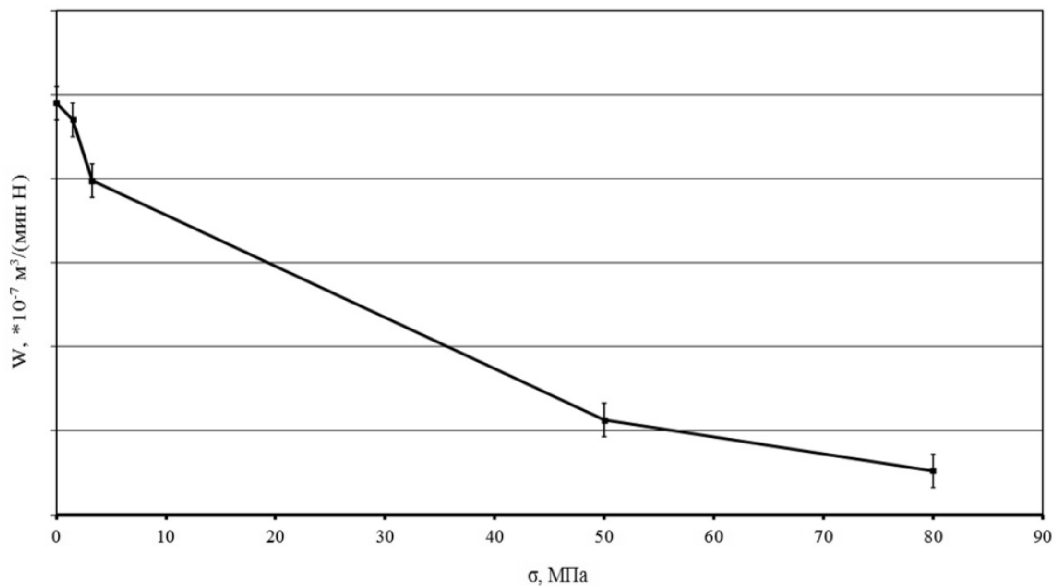


Рис. 5. Зависимость предельной режущей способности шлифовального круга от прочности абразивного бруска

режущей способности круга (см. рис. 3). Высокая прочность связи зерен правящего абразива приводит к разрушению наиболее выступающих из связки алмазных зерен.

На рис. 4, *з* представлена гистограмма распределения зерен по высоте шлифовального круга после правки брусками свободного абразива со связующим из цемента. Разновысотность зерен после правки достигает 145 мкм – характер распределения ближе к нормальному закону распределения. Такое изменение характера распределения и максимальной высоты выступания зерен из связки шлифовального круга свидетельствует о значительной развитости РПК по сравнению с исходной, что оказывает непосредственное влияние на режущую способность, приводит к ее увеличению (см. рис. 3) Гистограммы распределения зерен по высоте для брусков со связующим из гипса и в виде суспензии в статье не представлены, так как максимальная величина разновысотности зерен и характер распределения идентичны с гистограммой, представленной на рис. 4, *з*.

Полученные данные позволили судить о влиянии прочности абразивного бруска на предельно достижимый уровень режущей способности шлифовального круга.

Как видно из рис. 5, предельная режущая способность шлифовального круга выше для тех брусков, у которых прочность на сжатие σ ниже. Так, наибольший прирост режущей способности

и максимально достижимый ее уровень наблюдался на брусках, прочность на сжатие которых не превышает 1,5...3,0 МПа.

Выводы

Таким образом, для правки способом свободного абразива необходимо выбирать материал связующего бруска свободного абразива таким образом, чтобы абразив транспортировался в зону правки не разрушаясь, а прочность на сжатие бруска не должна превышать 1,5...3,0 МПа. В этом случае достигается максимальная режущая способность шлифовального круга $3,5...4,5 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3/(\text{мин Н})$ за 400...500 с правки. Поддержание режущей способности в этих пределах позволяет минимизировать влияние силы резания на образование дефектного слоя на поверхности детали.

Список литературы

1. Гусев В.В., Калафатова Л.П. Технологическое обеспечение качества обработки изделий из технической керамики. – Донецк: ДонНТУ, 2012. – 250 с.
2. Гусев В.В., Молчанов А.Д., Медведев А.Л. Теоретическое исследование механизма взаимодействия свободного абразива со связкой шлифовального круга и притиром при правке // Научные труды ДонНТУ (машиностроение и машиноведение). – 2012. – № 9 (205). – Донецк: ДонНТУ. – С. 118–126.

3. Матюха П.Г., Полтавец В.В. Алмазное шлифование с электроэрозионными управляющими воздействиями на рабочую поверхность круга. – Донецк: ДонНТУ, 2006. – 164 с.

4. Чачин В.Н., Дорофеев В.Д. Профилирование алмазных шлифовальных кругов. – Минск: Наука и техника, 1974. – 160 с.

5. Бурмистров В.В., Байков А.В., Емельянов А.Н., Калафатова Л.П., Хроменко А.Д. Способ правки абразивного инструмента // Патент СССР № 4765299 30.12.93. Бюл. № 47-48. – 2 с.

6. Гусев В.В., Вяльцев Н.В., Медведев А.Л. и др. Способ правки шлифовальных кругов // Патент Украины № 99526. 27.08.2012. Бюл № 16.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 98-103

The influence of the tool mechanical characteristic for dressing by the free abrasive on cutting ability of the diamond grinding wheel

V.V. Gusev, A.L. Medvedev

Donetsk National Technical University, Artema st., 58,
Donetsk, 83001, Ukraine

E-mail: medvedev_andr@mail.ru

Received 18 September 2013

Revised 21 October 2013

Accepted 15 November 2013

Abstract

The process of state control of the diamond grinding wheel working surface in the processing of products made of technical ceramics is considered. To eliminate the defect layer in the processing of ceramics it is necessary to control the state of the grinding wheel working surface. As a method to control actions on the work surface a free abrasive dressing is selected, because it is one of the efficacious methods of dressing. Free abrasive is supplied to the dressing area in the form of a bar, wherein the abrasive (70 %) is associated with various materials. A compressive stress during the dressing varied from 1.5 to 80 MPa. It is determined that the use of bars with smaller compressive strength allows to achieve maximum cutting ability of the diamond wheel at a high speed of its recovery.

Keywords: Technical ceramic; Diamond grinding wheel; Dressing; Free abrasive; Defective layer; Quality.

References

1. Gusev V.V., Kalafatova L.P. *Tehnologicheskoe obespechenie kachestva obrabotki izdelij iz tehnichej keramiki* [Technological quality assurance processing of products made of technical ceramics]. Donetsk, DonNTU, 2012. 250 p.

2. Gusev V.V., Molchanov A.D., Medvedev A.L. Teoreticheskoe issledovanie mehanizma vzaimodejstvija svobodnogo abraziva so svjazkoj shlifoval'nogo kruga i pritirom pri pravke [Theoretical study of the mechanism of interaction with a bunch of free abrasive grinding wheel and lap at revision]. *Nauchnye trudy DonNTU (mashinostroenie i mashinovedenie)*, 2012, no.9 (205), pp. 118-126.

3. Matjuha P.G., Poltavec' V.V. *Almaznoe shlifovanie s jelektrojerozionnymi upravljajushhimi vozdeystvijami na rabochuju poverhnost' kruga* [Diamond grinding with electroerosion control actions on a wheel working surface]. Donetsk, DonNTU, 2006. 164 p.

4. Chachin V.H., Dorofeev V.D. *Profilirovaniealmaznyh shlifoval'nyh krugov* [Profiling of diamond grinding wheels]. Минск, Наука и техника, 1974. 160 p.

5. Burmistrov V.V., Bajkov A.V., Emel'janov A.N., Kalafatova L.P., Hromenko A.D. *Sposob pravki abrazivnogo instrumenta* [Method dressing of abrasive tools]. Patent USSR, no. 4765299, 1993.

6. Gusev V.V., Vjal'cev N.V., Medvedev A.L., e.a. *Sposob pravki shlifoval'nyh krugov* [Method dressing of grinding wheel]. Patent Ukraine, no. 99526, 2012.

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 ГОСТу.

При проведении испытаний приводится следующая информация:

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.
2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и 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 украшает 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 данный раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель данного раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, и показать 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 упорядочение 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.

9. 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 новые (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, 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 одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

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

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из 9 последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на 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 ³¹P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ¹³C-glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by ³¹PMR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

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

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

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

Авторское резюме включает:

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 7.9-95 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ **не менее 10 строк, 850 знаков**), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

- на английском языке - по объему больше аннотации на русском языке и включает **100-250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке).

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

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

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

6. **Результаты и обсуждение**.

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

8. **Список литературы** (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

Choice of design parameters of base details at the design stage

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

Abstract (100-250 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. ...

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.

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.

I Международная научно-практическая конференция
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ»

I International Scientific and Practical Conference
“ACTUAL PROBLEMS IN MACHINE BUILDING”

26 Марта/March 2014 г.

26 марта 2014 г., с 10-30 до 17-00 ч. – общее заседание в конференц-зале «ITE Сибирь/ITE Sibiria» в рамках Международной выставки машиностроения и металлообработки MASHEX SIBERIA по адресу: г. Новосибирск, ул. Станционная, 104, МВК «Новосибирск Экспоцентр». Настоящая Международная научно-практическая конференция является дальнейшим развитием Всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе».

Тематика конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении;
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты;
- Материаловедение в машиностроении;
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении.

Организаторы конференции:

Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, Leibniz Universität Hannover, Донбасская государственная машиностроительная академия, Беларуский национальный технический университет, Новосибирский государственный технический университет, ОАО НПП и ЭИ «Оргстанкинпром», ООО НПФ «Машсервисприбор», научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов», «ITE Сибирь/ITE Sibiria», Кузбасский государственный технический университет, Кузбасское региональное отделение РАЕ, Сибирский государственный индустриальный университет, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Бийский технологический институт АлтГТУ им. И.И. Ползунова, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томский политехнический университет, Братский государственный университет.

Организационный комитет:

- **Батаев А.А.**, главный редактор научно-технического и производственного журнала «Обработка металлов», профессор, д.т.н., проректор НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель.**
- **Коротков А.Н.**, академик РАЕ, профессор, д.т.н., КузГТУ (г. Кемерово), **сопредседатель.**

Члены оргкомитета: **Монико Грайф**, профессор, доктор, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук (г. Рюссельсхайм), **Томас Хассел**, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), **Флориан Нюрнбергер**, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), **Ковалевский С.В.**, проректор ДГМА (г. Краматорск), **Пантелеенко Ф.И.**, профессор, д.т.н., член-корреспондент НАН Беларуси, БНТУ (г. Минск), **Атапин В.Г.**, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов», профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **Афанасьев В.К.**, академик РАЕН, профессор, д.т.н., зав. каф. СибГИУ (г. Новокузнецк), **Буров В.Г.**, профессор, к.т.н., декан факультета НГТУ (г. Новосибирск), **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПФ «Машсервисприбор» (г. Новосибирск), **Гурьев А.М.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), **Кирсанов С.В.**, профессор, д.т.н., ТПУ (г. Томск), **Косов В.В.**, зам. ген. директора ОАО «Первый Кемеровский авторемонтный завод» (г. Кемерово), **Левин В.Е.**, профессор, д.т.н., зам. зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), **Марков А.М.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), **Матвеев К.А.**, профессор, д.т.н., декан факультета НГТУ (г. Новосибирск), **Мещерякова Н.А.**, директор выставки, МВЦ «ITE Сибирская Ярмарка» (г. Новосибирск), **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., зав. каф. БТИ АлтГТУ (г. Бийск),

Рахмиянов Х.М., профессор, д.т.н., зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), **Скиба В.Ю.**, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **Татаркин Е.Ю.**, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), **Янюшкин А.С.**, профессор, д.т.н., член-корреспондент САН ВШ, академик МАН ВШ, зав. каф. БГУ (г. Братск)

Для участия в конференции и выпуска сборника тезисов докладов необходимо выслать в адрес Оргкомитета в срок до **20 февраля 2014 г.** следующие материалы:

- заявку на участие, где указать фамилию, имя и отчество, должность, ученую степень, звание, название организации, адрес, телефон, факс, e-mail, необходимость предоставления гостиницы;
- тезисы доклада с указанием необходимого демонстрационного оборудования.

Требования к тезисам докладов:

- Объем до 3-х машинописных страниц, *Microsoft Word*; формат А4 (210×297 мм); ориентация – книжная, все поля 2 см; без переносов; шрифт *Times New Roman*, размер шрифта основного текста – 14 пт, через 1 интервал, абзацный отступ – 1,25 см, страницы не нумеруются. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть четкими и понятными, могут быть включены в текст работы;

- *Структура публикации*: 1. Заглавие; 2. Аннотация; 3. Ключевые слова; 4. Введение; 5. Теория (для теоретических работ) или методика экспериментального исследования (для экспериментальных работ); 6. Результаты и обсуждение; 7. Выводы; 8. Список литературы.

- *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. Рекомендуемое разрешение рисунков не менее 300 dpi.

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

- дополнительно представить на английском языке: название работы, Фамилию И.О., abstract до 100 слов (автоматическими переводчиками не пользоваться) и *keywords*;

- материалы высылаются электронной почтой.

Тезисы докладов будут изданы в авторской редакции отдельным сборником к началу конференции.

Участие в конференции бесплатное.

**Материалы, присланные после 20 февраля 2014 года,
к опубликованию не принимаются.**

Адрес для направления тезисов докладов: e-mail: metal_working@mail.ru
Россия, 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, корп. 5, к. 274
Новосибирский государственный технический университет,
заместители главного редактора журнала «Обработка металлов»:
Атапин Владимир Григорьевич, тел. (383) 346-17-77
Скиба Вадим Юрьевич, тел. (383) 346-17-79

Пример оформления материалов

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

Ключевые слова

<желательная структура текста представляемого материала >

1. Введение

2. Теория или методика экспериментального исследования или **материалы и методы** и др.

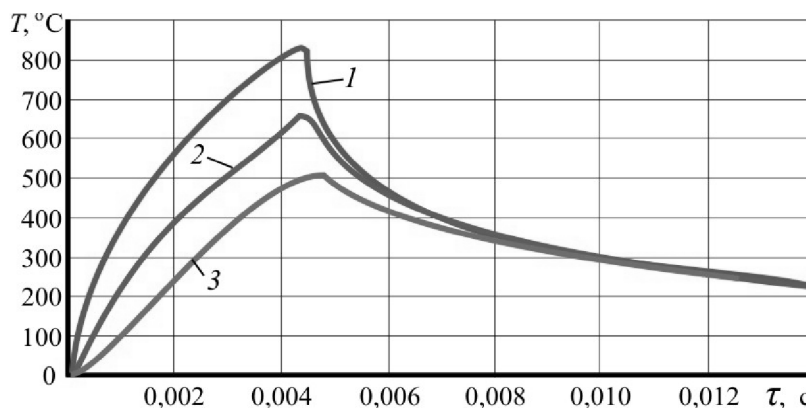


Рис. 1. Пример оформления рисунка

Таблица 1

Пример оформления таблицы

Зерни- стость, <i>Z</i>	$\sigma_{\varepsilon} \cdot \alpha_{\varepsilon}$, ММ	$A_{\text{ср}} \times 10^{-3}$, КГС·ММ	Износ гранул, <i>I</i> , Г	Интенсив- ность износа, <i>J</i> , Г/МИН	Износо- стойкость, $\gamma \times 10^{-2}$	Коэффициенты пропорциональности	
						$\gamma/A_{\text{ср}}$	$\gamma/\sigma_{\varepsilon} \cdot \alpha_{\varepsilon} \cdot 10^{-3}$
	4,138	1,698	650	10,833	9,231	54,36	2,231
12	6,317	2,593	430	7,167	13,958	53,83	2,209
16	7,252	2,977	370	6,167	16,215	54,46	2,236

3. Результаты и обсуждение

4. Выводы

5. Список литературы

Choice of design parameters of base details at the design stage

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

Abstract (до 100 слов)

Key words