

ОБРАБОТКА

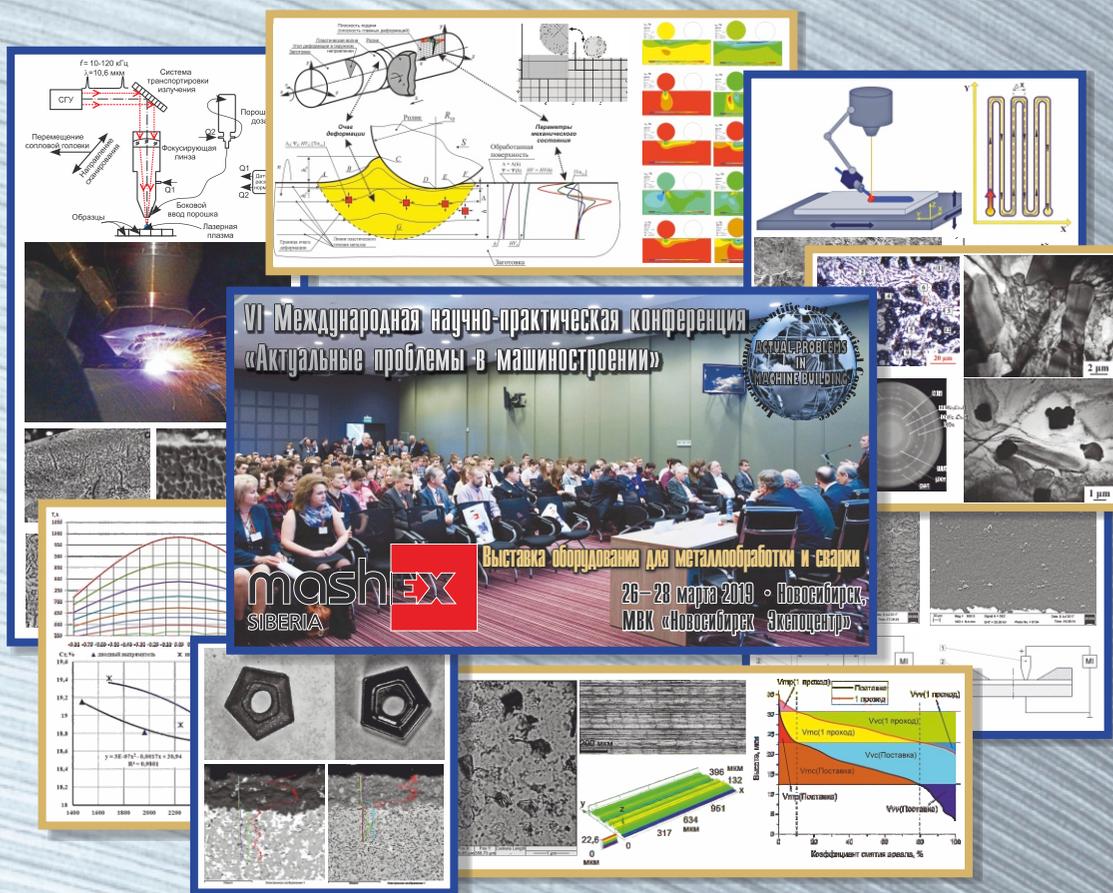
ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

О МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

Том 20 №4 ОКТЯБРЬ-ДЕКАБРЬ 2018 г. НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



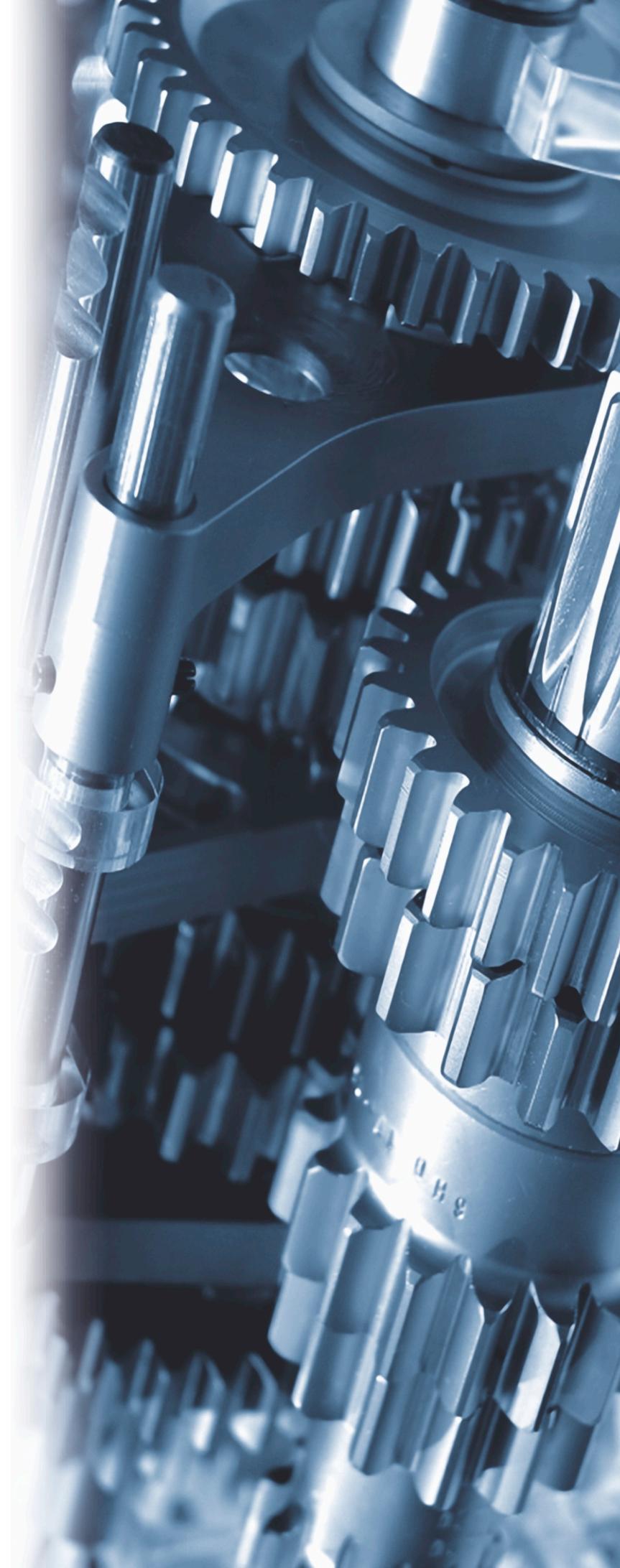
НОВОСИБИРСК



Выставка оборудования
для металлообработки
и сварки

26–28 марта 2019

Место проведения:
МВК «Новосибирск Экспоцентр»



Организатор
ITE Сибирь

Россия, Новосибирск
ул. Станционная, 104, тел.: (383) 363-00-36

Забронируйте стенд

mashex-siberia.ru

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 20 № 4 2018 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

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

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

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

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

СОУЧРЕДИТЕЛИ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук.

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

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

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

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

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

Цена свободная

16+

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю. Механика процесса поверхностного пластического деформирования. Модель упрочняемого упругопластического тела.....	6
Хомяков М.Н., Пинаев П.А., Стаценко П.А., Мирошниченко И.Б., Грачев Г.Н. Получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов Fe-Cr-Si-B-C лазерно-плазменными методами.....	21
Мамадалиев Р.А., Кусков В.Н., Бахматов П.В., Ильященко Д.П. Влияние режимов сварки и различных источников тока на формирование сварного шва стали 12Х18Н10Т.....	35

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Соколов А.Г., Бобылёв Э.Э. Влияние диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на работоспособность режущего твердосплавного инструмента типа ТК и ВК.....	46
--	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Савченко Н.Л., Воронцов А.В., Утяганова В.Р., Елисеев А.А, Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии.....	60
Еремин Е.Н., Лосев А.С., Бородихин С.А., Пономарев И.А., Маталасова А.Е. Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений.....	72
Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Батраев И.С. Электроизоляционные свойства алюмооксидных детонационных покрытий.....	83
Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Подгорных О.А., Шамарин Н.Н., Воронцов А.В. Влияние равноканального углового прессования на качество поверхности алюминиевого сплава В95 после фрезерования.....	96

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи	107
Подготовка аннотации	111
Правила для авторов	114

ВАЖНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

VI Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении». Информационное письмо.....	122
---	-----

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

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

Подписано в печать 27.11.2018. Выход в свет 13.12.2018. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 16,0. Уч.-изд. л. 29,76. Изд. № 275. Заказ 1577. Тираж 300 экз.

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

BRABOTKA OMETALLOV

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 20 No.4 2018 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

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

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

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

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

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



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



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

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

✉ E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

**EDITORIAL COUNCIL
CHAIRMAN:**

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

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

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

The Federal Republic of Germany:

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

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

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

The Republic of Belarus:

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

The Ukraine:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*

CONTENTS

TECHNOLOGY

- Mahalov M.S., Blumenstein V.Yu.** Surface Plastic Deformation Mechanics. The Hardenable Elastic-Plastic Body Model..... 6
- Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N.** Formation of Hardening Coatings based on Fe-Cr-Si-B-C Alloys with High Glass-Forming Ability by Laser-Plasma Methods..... 21
- Mamadaliyev R.A., Kuskov V.N., Bakhmatov P.V., Ilyashchenko D.P.** Influence of Welding Conditions and Different Current Sources on Formation of Welded Seam of Steel Austenitic Stainless Chromium-Nickel Steel..... 35

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Sokolov A.G., Bobilyov E.E.** Influence of the Diffusion Titanizing from Low-Melting Liquid Metal medium on the Performance of Ti-WC-Co and WC-Co Cutting Carbide-Tipped Tool..... 46

MATERIAL SCIENCE

- Savchenko N.L., Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Eliseev A.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.** Features of the Structural-Phase State of the Alloy Ti-6Al-4V in the Formation of Products using Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing..... 60
- Eremin E.N., Losev A.S., Borodihin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E.** Rationalization of Heat Treatment Parameters of the Surfaced High-Chromium Coatings Alloyed with a Complex of Boride Compounds..... 72
- Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Batraev I.S.** Electrical Insulation Properties of Aluminum Oxide Detonation Coatings..... 83
- Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Podgornykh O.A., Shamarin N.N., Vorontsov A.V.** The Effect of Equal-Channel Angular Pressing on the Surface Quality of Aluminum Alloy 7075 after Milling..... 96

EDITORIAL MATERIALS

- Guidelines for Writing a Scientific Paper 107
- Abstract requirements 111
- Rules for authors 114

IMPORTANT INFORMATION

- VI International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”. Information letter..... 122



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Механика процесса поверхностного пластического деформирования. Модель упрочняемого упругопластического тела

Максим Махалов ^{a, *}, Валерий Блюменштейн ^b

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

^a <https://orcid.org/0000-0002-3266-9724>, maxim_ste@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>, blumenstein@rambler.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК621.787.4

История статьи:

Поступила: 08 августа 2018
 Рецензирование: 21 августа 2018
 Принята к печати: 22 октября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Остаточные напряжения
 Механическое состояние металла
 Технологическое наследование
 Поверхностный слой
 Упрочняющая обработка
 Поверхностное пластическое деформирование

Благодарности

Авторы выражают признательность магистранту гр. КТМ-161 Худойназарову А.А., принявшему участие в проведении исследований.

АННОТАЦИЯ

Введение. Механическое состояние металла, в частности степень деформации и остаточные напряжения (ОН) первого рода, в значительной степени определяет эксплуатационную долговечность изделий, особенно в условиях приложения знакопеременных нагрузок. Широкими возможностями по созданию благоприятного механического состояния металла обладают способы отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД). При этом точный расчет механического состояния при ППД не всегда представляется возможным, что сохраняет актуальность исследования и создания модельных представлений о формировании механического состояния и ОН на стадиях механической обработки при изготовлении металлических изделий. Отмечено, что метод конечных элементов (МКЭ) позволяет учитывать изменение механического состояния при многократном нагружении одного и того же микрообъема металла и получить более точные аналитические решения. **Цель работы:** развитие теоретических положений механики ППД на основе разработки модели упрочняемого упругопластического тела. В работе представлена конечно-элементная модель формирования механического состояния поверхностного слоя при упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием (ППД), учитывающая явление технологического наследования. **Результаты и обсуждение.** Выполнено моделирование и получены распределения параметров напряженно-деформированного состояния, а также рассчитаны параметры механического состояния поверхностного слоя и остаточные напряжения, формируемые в процессе упрочняющей обработки ППД. Особенностью предложенной модели является учет явления технологического наследования и эффекта упрочняемого тела: наряду с учетом эволюции свойств металла, произошедшей на предшествующих операциях механической обработки, учитываются изменения свойств на текущей технологической операции. В предложенной модели учет эффекта упрочняемого тела реализован в виде схемы многократного нагружения-разгрузки металла детали по мере его продвижения через пространство очага деформации, что позволило с высокой точностью описать феноменологию процесса ППД. Представленные результаты подтверждают перспективность распространения изложенных модельных представлений на другие способы механической обработки и различные виды эксплуатационного нагружения упрочняемых ответственных изделий.

Для цитирования: Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю. Механика процесса поверхностного пластического деформирования. Модель упрочняемого упругопластического тела // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 6–20. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-6-20.

Введение

Механическое состояние металла, в частности степень деформации и остаточные напряжения (ОН) первого рода, в значительной степени определяет эксплуатационную долговечность

изделий, особенно в условиях приложения знакопеременных нагрузок. Широкими возможностями по созданию благоприятного механического состояния металла обладают способы отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД) [1–2]. При этом точный расчет механического состояния при ППД не всегда представляется возможным. Это связано с упрощением схем нагружения, неучетом эволюции свойств металла и др.

При моделировании механического состояния металла в процессах механической и

*Адрес для переписки

Махалов Максим Сергеевич, к.т.н., доцент
 Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва,
 ул. Весенняя, 28,
 650000, г. Кемерово, Россия
 Тел.: +7-903-907-45-02, e-mail: maxim_ste@mail.ru

упрочняющей обработки исследователями используются различные методы и подходы. Так, А.С. Букатый моделировал остаточные напряжения и деформации диска компрессора газотурбинного двигателя в процессе упрочнения ППД для оптимизации режимов упрочняющей обработки [3]. Зайдесом С.А. разработана численная модель напряженно-деформированного состояния в очаге деформации (ОД) и ОН в процессе охватывающего ППД [4]. Сидякин Ю.И. с соавторами провели математическое моделирование контактного взаимодействия индентора с обрабатываемым материалом при ППД, приняв в качестве расчетного критерия интенсивность контактной пластической деформации [5].

Большинство исследователей успешно используют метод конечных элементов (МКЭ), что позволяет достаточно качественно описать напряженно-деформированное состояние (НДС) металла и получить корректные инженерные решения. Кузнецов В.П. с соавторами смоделировали процесс выглаживания тонкого поверхностного слоя стального образца под внедряемым с постоянной силой и движущимся с постоянной скоростью индентором [6]. Liou J.J. и El-Wardany T.I. с помощью МКЭ воспроизвели процесс глубокой упрочняющей обкатки пластин из титана [8].

Авторы работ [9–12] моделировали процесс упрочнения шариковым и роликовым инструментом как в 2D-, так и в 3D-постановке. Установлено, что деформации и остаточные напряжения имеют высокую сходимость с экспериментальными данными, полученными из литературных источников. Ряд авторов успешно использовали МКЭ для моделирования НДС при лезвийных методах обработки: резанием, фрезерованием и другими методами в различных постановках [13–20]. Используемые 2D- и 3D- постановки учитывали как силовое воздействие, так и возникающие тепловые потоки при различных варьируемых параметрах режима обработки.

Ивлев Д.Д. развивает математический аппарат теории несжимаемого идеального изотропного жесткопластического тела в направлении учета упрочнения пластического материала, решая задачу для случая плоской деформации [21].

В работах А.Л. Воронцова с соавторами представлена математическая модель, учитывающая

эффект упрочняемого тела для процесса вдавливания осесимметричного пуансона в поверхность тела больших размеров [22–23]. Показано, что принципиально невозможно надежно определить прочностные свойства материала с помощью измерения твердости, поскольку разные металлы проявляют различную степень упрочнения при одинаковой величине пластической деформации.

Авторы отмечают, что аппарат МКЭ позволяет учитывать изменение механического состояния при многократном нагружении одного и того же микрообъема металла и получить более точные аналитические решения. Это может быть достигнуто путем разработки модели кривой течения, модели многократного нагружения и качественного описания кинематики пластического течения металла в очаге деформации.

Цель работы: развитие теоретических положений механики ППД на основе разработки модели упрочняемого упругопластического тела.

Задачи исследований: разработка схемы многократного нагружения-разгрузки металла детали, максимально учитывающей феноменологию процесса ППД; моделирование процесса ППД на основе аппарата механики ТН с учетом эффекта упрочняемого тела.

Теория

В работе использована базовая модель процесса ППД, разработанная В.М. Смелянским с помощью методов линий скольжения и визиопластичности. Автором проведено моделирование НДС очага деформации (ОД) и выявлены закономерности формирования поверхностного слоя деталей машин в процессах ППД обкатыванием и выглаживанием [1].

Согласно данной модели при обработке ППД в зоне контакта деформирующего инструмента с деталью возникает асимметричный очаг деформации, форма и размеры которого зависят от технологических факторов (рис. 1). Движение частиц металла осуществляется вдоль линий тока, эквидистантных профилю очага деформации и определяемых из решения задач механики. Начальные параметры состояния, которые частицы металла имели до входа в очаг деформации (линия AG), трансформируются в накопленные к моменту их выхода из ОД (линия GF)

и формируют ПС детали. Проведены численное моделирование, расчеты накопленной степени деформации сдвига и степени истощения запаса пластичности [24–25].

Особенностью разработанной модели механики ППД является учет эффекта упрочняемого тела по мере продвижения частиц металла через пространство очага деформации. В жесткопластической постановке моделировалось пластическое течение металла при единичном (за один оборот) воздействии инструмента на меридиональное сечение детали. Наряду с исходными свойствами металла в качестве исходных данных использовался профиль ОД как функция от параметров режима обработки [25].

Блюменштейном В.Ю. представленная модель была развита в направлении учета технологического наследования (ТН) в процессах обработки резанием, ППД и эксплуатационного усталостного нагружения [26, 27].

На этой основе авторами этих работ разработана конечно-элементная модель формирования механического состояния при ППД роликовым

инструментом, учитывающая трансформацию свойств металла в ОД (эффект упрочняемого тела).

При создании модели были приняты следующие условия и допущения.

1. Моделируемый металл считался изотропным с параметрами, соответствующими механическим параметрам стали 45 (ГОСТ 1050-88) в состоянии поставки (табл. 1).

2. Ввиду малого нагрева при обработке ППД возникающие деформации имели только механическую природу.

3. Использованная билинейная аппроксимация кривой течения учитывала упрочнение металла (табл. 1 и рис. 2).

4. Ввиду относительно невысокой величины возникающей погрешности для упрощения расчетов не учитывался эффект Баушингера.

5. Тензор напряжений упругой разгрузки при раскреплении детали был принят нулевым, поскольку для случая обработки ППД выполнялся ряд условий, указанных в работе [28].

6. Возможные краевые эффекты вносят в результаты моделирования весьма незначительную

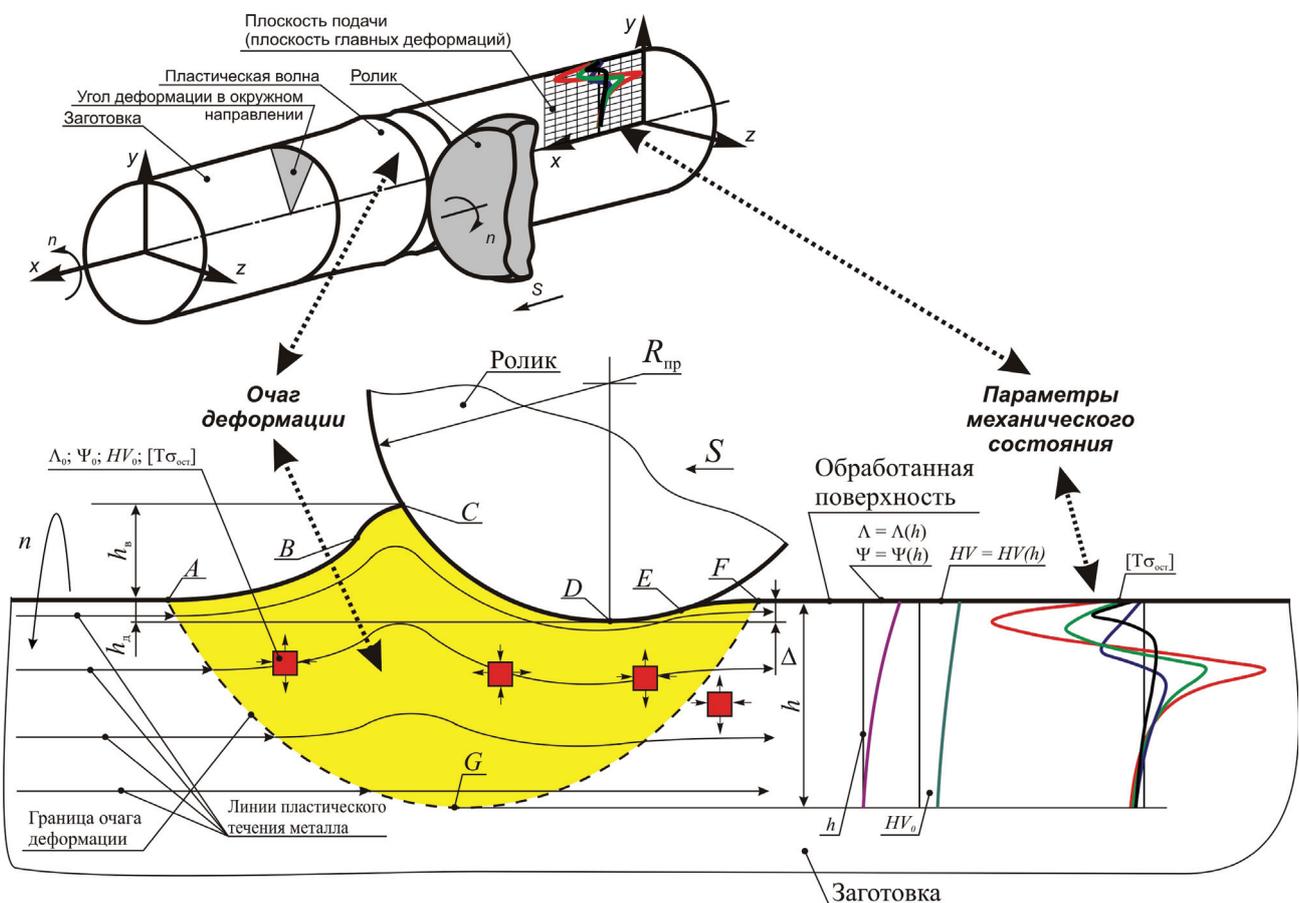


Рис. 1. Схема очага деформации в плоскости подачи при обработке ППД

Fig. 1. Scheme of the deformation zone in the feed plane when SPD treatment

Значения параметров физических и механических свойств металла
Physical and mechanical metal properties

Параметр / Parameter	Единица измерения / Unit	Значение / Value
Модуль упругости / Young modulus	E , МПа / E , MPa	$2 \cdot 10^5$
Плотность / Density	ρ , кг/м ³ / ρ , kg/m ³	7800
Коэффициент Пуассона / Poisson ratio	ν	0,3
Коэффициент трения / Friction ratio	η	0,21
Экстраполированный предел текучести / Extrapolated yield strength	$\sigma_{\text{эТ}}$, МПа / σ_{es} , MPa	366
Тангенциальный модуль / Tangential module	$T_{\text{мод}}$, МПа / T_{mod} , MPa	2596

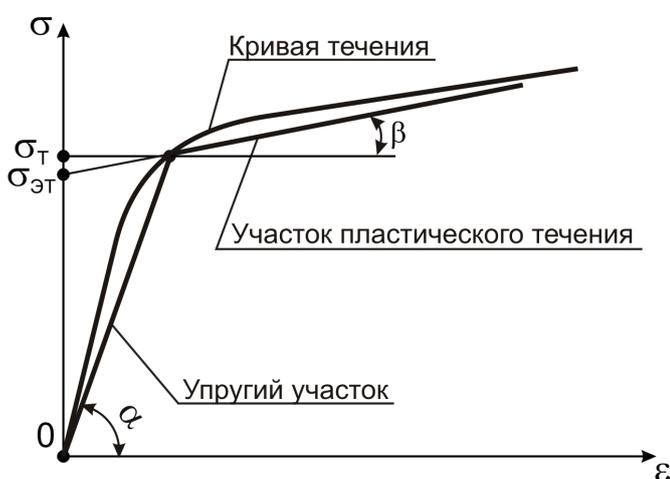


Рис. 2. График билинейной аппроксимации кривой течения

Fig. 2. Metal flow curve bilinear approximation diagram

погрешность, поскольку размеры возникающего при обработке очага деформации значительно меньше моделируемого фрагмента.

7. Обкатной ролик заданного профильного радиуса моделировался как абсолютно жесткая окружность, поскольку многочисленными исследованиями доказано, что при обработке ППД деформирующие инструменты подвергаются весьма малому износу, при этом каких-либо значимых деформаций роликов или шариков не фиксируется.

На основании результатов исследований процессов ППД, представленных в работе [25], была использована плоскодеформированная постановка: процесс моделировался в плоскости подачи, проходящей через ось вращения обрабатываемой заготовки. В рассматриваемой

модели использовались следующие значения основных параметров режима обработки: профильный радиус $R_{\text{пр}} = 5$ мм, заданный натяг $h_3 = 0,05$ мм, подача $S = 0,1$ мм/об; в дальнейшем диапазон варьирования составил: $R_{\text{пр}} = 2..10$ мм, $h_3 = 0,03..0,07$ мм.

В качестве обрабатываемой поверхности моделировался фрагмент плоскости главных деформаций цилиндрической детали длиной $L = 50$ мм и высотой $h = 20$ мм, нижняя и боковые границы которой жестко закреплялись по обеим осям (рис. 3).

Для разбиения модели на конечные элементы использовался плоский четырехузловой элемент Visco106, поддерживающий большие значения упругопластических деформаций (рис. 4) [29]. Для удобства дальнейших расчетов на модели обрабатываемой детали генерировалась сетка квадратных элементов размером 0,5 мм.

При моделировании контактной пары (Contact pair) был выбран тип контакта «поверхность-поверхность» (Surface to surface), в качестве контактного алгоритма – расширенный метод Лагранжа (Augmented Lagrange method). Важным параметром в настройках контактной пары является значение допуска взаимного проникновения моделируемых тел друг в друга (Penetration tolerance), значения которого могут задаваться как постоянные (constant) величины и как функции (factor) от размеров элемента. С некоторой долей погрешности с помощью этого параметра можно моделировать величину упругого отжатия инструмента от обрабатываемой поверхности. В представленной работе для значений заданного натяга $h_3 = 0,05$ мм было

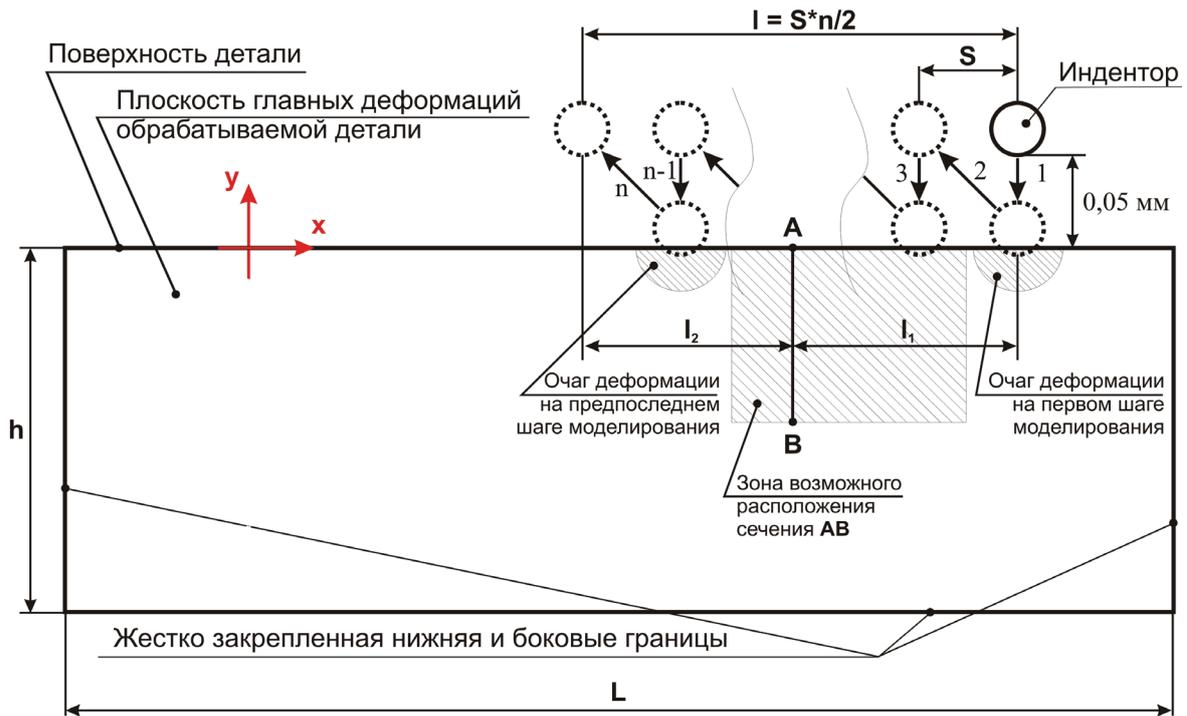


Рис. 3. Схема к постановке задачи моделирования процесса обработки СПД:

L, h – размеры моделируемого фрагмента; l_1 – расстояние от исходного положения индентора до сечения AB в горизонтальном направлении; l_2 – расстояние от конечного положения индентора до сечения AB в горизонтальном направлении; n – число шагов моделирования; S – подача; l – величина перемещения индентора вдоль обрабатываемой поверхности

Fig. 3. SPD treatment process modeling scheme:

L, h – simulated fragment size; l_1 – distance from the indenter initial position to the section AB in the horizontal direction; l_2 – distance from the indenter end position to the section AB in horizontal direction; n – the number of simulation steps; S – feed; l – along the workpiece indenter displacement length

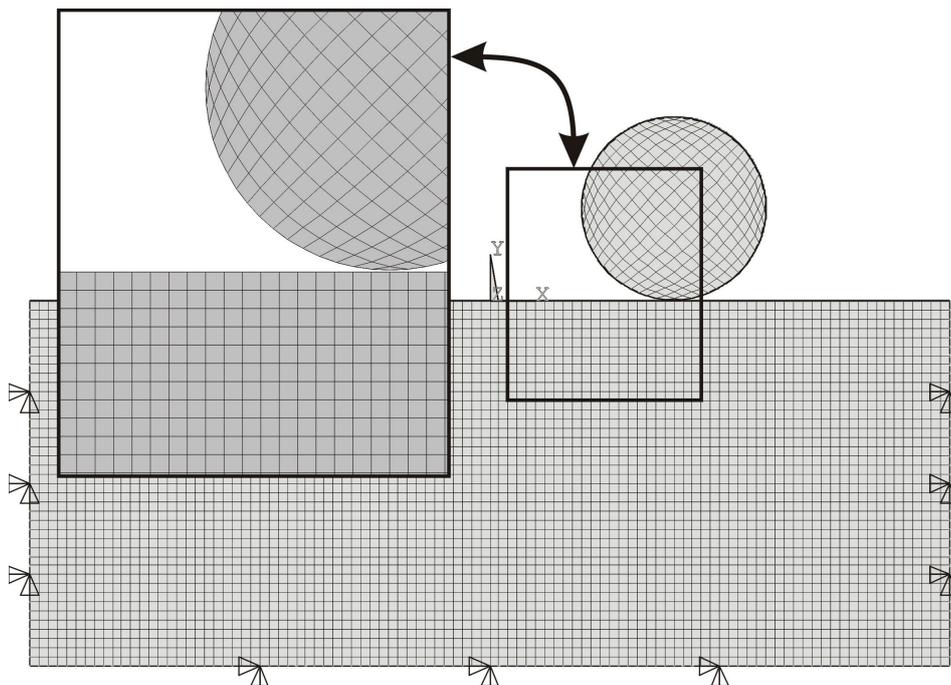


Рис. 4. Схема разбиения модели на конечные элементы

Fig. 4. Finite element model meshing scheme

выбрано значение Penetration tolerance, равное 0,05 (factor).

В плоскости главных деформаций (см. рис. 1) перемещение очага деформации дискретно: новый возникает со смещением от предыдущего на величину выбранной подачи $S = 0,1$ мм/об.

Учет этого обстоятельства является новизной модели и позволяет определять деформационные параметры и остаточные напряжения с учетом эффекта упрочняемого тела.

В исходном положении индентор располагался относительно поверхности с зазором 0,05 мм. На первом и всех последующих нечетных шагах моделирования осуществлялось нагружение – индентор смещался в направлении поверхности на величину, предполагающую внедрение и создание заданного натяга. На втором и всех последующих четных шагах моделирования осуществлялась разгрузка – индентор отводился от поверхности на исходное расстояние с одновременным перемещением вдоль поверхности на величину подачи.

Для рассматриваемой модели было реализовано 300 шагов (150 – нагружение, 150 – разгрузка). При этом с учетом принятой величины подачи длина обработанной траектории составила $l = S \cdot n / 2 = 15$ мм.

Основная идея моделирования заключалась в том, что некоторое сечение моделируемого фрагмента (отрезок AB , рис. 3) расположено таким образом, что при первом нагружении оно еще не находится, а при последнем – уже покинуло пространство ОД. Так, в рассматриваемой модели расстояние от такого сечения в направлении подачи до исходного и до конечного положения индентора составило соответственно $l_1 = 5$ мм и $l_2 = 10$ мм (рис. 3).

Определение положения AB для каждой модели осуществлялось отдельно исходя из следующих соображений (см. рис. 3):

– сечение должно находиться в направлении движения подачи относительно стартового положения индентора;

– модель должна иметь достаточное количество шагов нагружения, т. е. имитировать достаточное количество оборотов детали и длину обработанной поверхности для появления зоны возможного расположения отрезка AB ;

– на первом шаге моделирования (внедрение индентора) значения всех компонентов пласти-

ческой деформации в предполагаемой зоне расположения должны быть нулевыми или пренебрежимо малыми;

– значения показателя схемы напряженного состояния на первом (нагружение) и втором (разгрузка) (как и на предпоследнем и последнем) шагах моделирования в выбранном сечении должны быть примерно равными, что говорит о том, что рассматриваемое сечение еще не вошло (или уже покинуло) в пространство ОД.

Как показали результаты предварительного моделирования, выбор расположения рассматриваемого сечения внутри выделенной на рис. 3 зоны не играет значительной роли, так как в пределах этой зоны основные параметры напряженно-деформированного состояния изменяются незначительно.

Таким образом, в процессе реализации всех шагов моделирования выбранный отрезок через пространство ОД и является моделью именно того сечения по глубине обработанного ПС, в котором произошло накопление деформаций, частичное исчерпание запаса пластичности и формирование тензора ОН, которые могут быть определены с учетом изменяющихся свойств металла. На рис. 5 в качестве примера представлено распределение компонентов пластической деформации после первого и 299-го шагов нагружения.

Результаты и обсуждение

После решения модели в выделенном сечении AB для каждого шага моделирования фиксировались следующие значения: координаты узлов, составляющие вектора смещений узлов, компоненты тензора упругой, пластической и суммарной упругопластической деформации, а также компоненты тензора напряжений: напряжений под нагрузкой для нечетных шагов моделирования (шагов нагружения), промежуточных остаточных напряжений для четных шагов моделирования (шагов разгрузки) и итоговых остаточных напряжений для последнего четного шага моделирования, когда рассматриваемое сечение покинуло пространство очага деформации.

Рассмотрим подробнее значения компонентов напряженно-деформированного состояния на двух последних шагах моделирования: шаг 299 (нагружение) и шаг 300 (разгрузка) (рис. 6 и табл. 2).

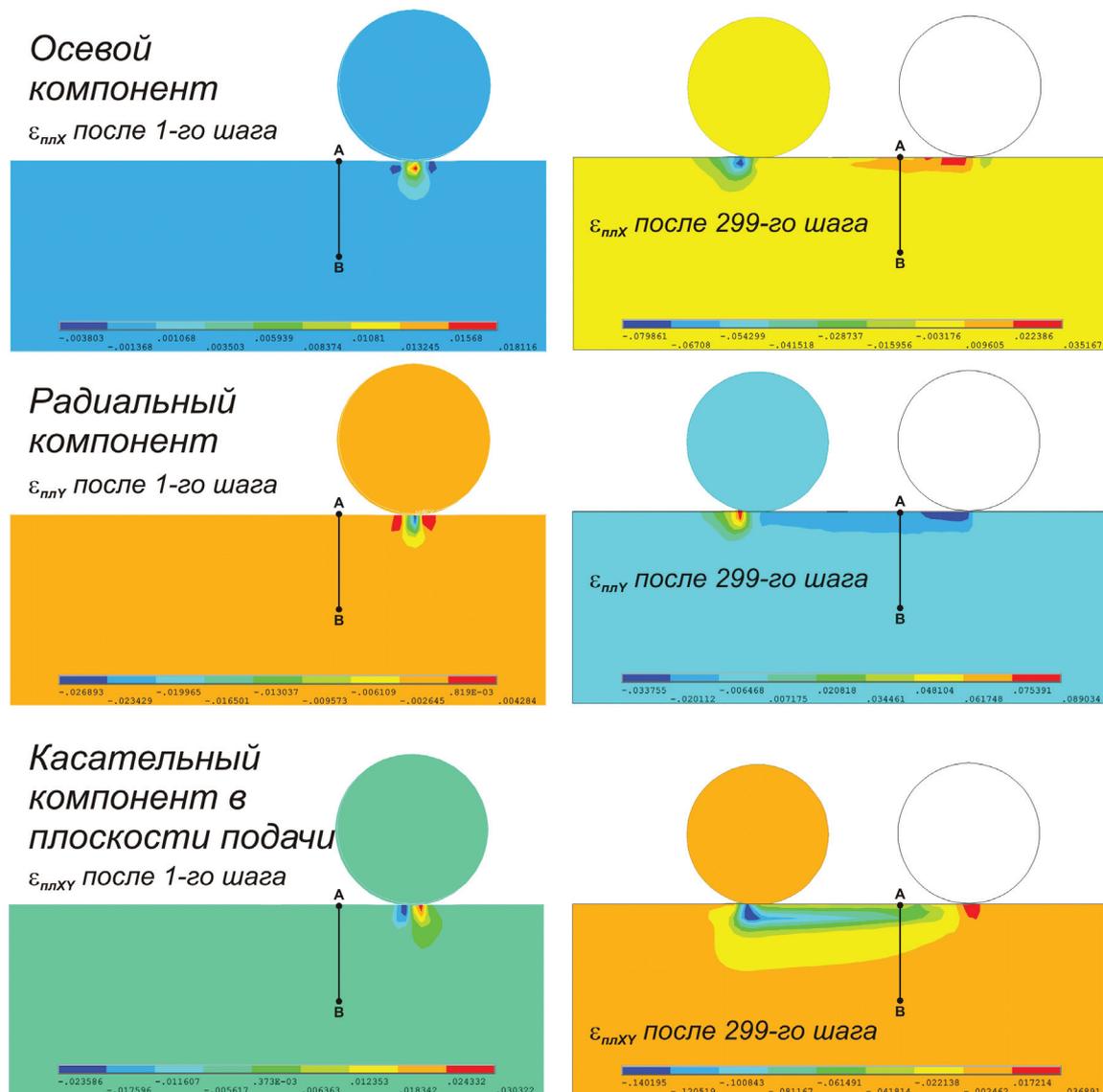


Рис. 5. Распределение компонентов тензора пластической деформации после первого и 299-го шагов моделирования

Fig. 5. Plastic strain tensor components distribution after 1-st and 299-th modeling step

На рис. 6 представлены распределения компонентов тензора напряжений. Осевой компонент под нагрузкой изменяется в диапазоне $-1150 \dots 400$ МПа, а в цикле разгрузки (осевые ОН) в диапазоне $-680 \dots 480$ МПа, при этом в обоих случаях на всем протяжении обработанной поверхности наблюдается слой со сжимающими остаточными напряжениями до -680 МПа.

Радиальный компонент под нагрузкой также изменяется в значительном диапазоне $-1920 \dots 100$ МПа, в то время как в цикле разгрузки наблюдаются небольшие сжимающие и растягивающие напряжения $-170 \dots 150$ МПа. В результате на обработанной поверхности формируются растягивающие ОН небольшой величины (до 100 МПа).

В соответствии с принятой постановкой моделирования окружной компонент представляет собой полусумму осевого и радиального и отражает соответственно тенденцию их совместного распределения.

Касательный компонент в моделируемой плоскости на этапе нагружения характеризуется диапазоном значений $-300 \dots 460$ МПа, при этом в передней зоне очага деформации наблюдаются отрицательные, а в задней зоне положительные значения. На этапе разгрузки касательные напряжения имеют примерно равные значения обоих знаков ($-180 \dots 200$ МПа), которые в среднем в два раза ниже значений в цикле нагружения. При этом не наблюдается каких-либо существенных

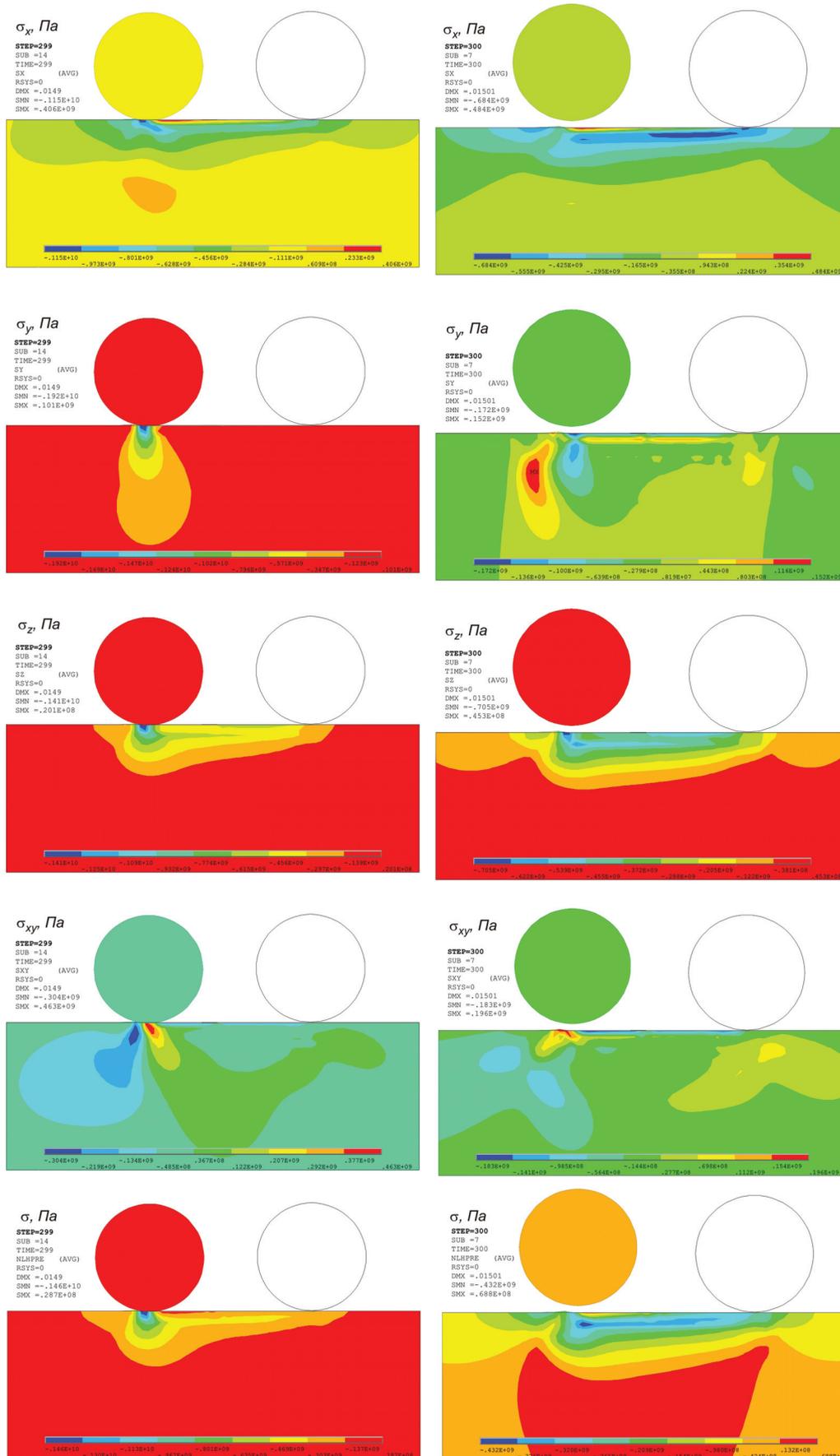


Рис. 6. Распределение компонентов тензора напряжений после 299-го и 300-го шагов моделирования

Fig. 6. Stress tensor components distribution after 299-th and 300-th modeling step

Максимальные и минимальные значения компонентов тензора общей и пластической деформации
The maximum and minimum values of the components of the total tensor and plastic deformation

Шаг моделирования / Modeling step		299		300	
Компонент / Component		Min, %	Max, %	Min, %	Max, %
Осевой / axial	ε_X	-8,17	3,34	-8,06	3,33
	$\varepsilon_{плX} / \varepsilon_{plX}$	-8	3,52	-8	3,52
Радиальный / radial	ε_Y	-3,25	8,88	-3,25	8,95
	$\varepsilon_{плY} / \varepsilon_{plY}$	-3,38	8,91	-3,38	8,86
Касательный в плоскости подачи / shear in the feed plane	ε_{XY}	-14,21	3,69	-13,93	3,69
	$\varepsilon_{плXY} / \varepsilon_{plXY}$	-14,02	3,69	-14,02	3,69

значений этого компонента по глубине обработанного поверхностного слоя.

Среднее нормальное напряжение (инвариантная величина, математически равная среднему арифметическому нормальных или главных напряжений) изменяется в диапазонах $-1460 \dots 30$ МПа и $-430 \dots 70$ МПа соответственно на предпоследнем и последнем шагах моделирования. Представленная картина позволяет сделать вывод о том, что в целом большая часть пространства очага деформации, как и полученный в результате обработки поверхностный слой, находятся преимущественно в состоянии сжатия.

Для анализа возникающих деформаций сведен в табл. 2 максимальные и минимальные значения всех составляющих и выразим их в процентах.

В использованной постановке общая деформация представляет собой сумму упругих и пластических деформаций, однако учитывая, что на 300-м шаге моделирования происходит разгрузка, общая деформация на этом шаге представляет собой только необратимую пластическую составляющую.

На 299-м шаге осевой компонент общей деформации варьируется в диапазоне $-0,0817 \dots 0,0334$, а на 300-м в диапазоне $-0,0806 \dots 0,0333$. При этом деформация сжатия наблюдается преимущественно в передней части пространства очага деформации, а деформа-

ция растяжения локализована на обработанной поверхности и практически идентична для обоих шагов моделирования (абсолютную разность значений в 0,01 % можно считать пренебрежимо малой погрешностью моделирования). Абсолютная разность значений в передней зоне очага деформации 0,11 %.

Радиальный компонент общей деформации на обоих шагах имеет качественно и количественно схожий, однако противоположный с осевым по знаку характер распределения по пространству модели: деформация растяжения наблюдается в передней части очага деформации, деформация сжатия – в области обработанной поверхности.

На 299-м шаге радиальный компонент варьируется в диапазоне $-0,0325 \dots 0,0888$, а на 300-м в диапазоне $-0,0324 \dots 0,0895$. Абсолютная разность значений аналогично, как и для осевых деформаций, составляет 0,01 % для обработанной поверхности и 0,07 % – для передней части очага деформации.

Диапазоны варьирования общей деформации сдвига (касательного компонента) составляют для 299-го шага $-0,1420 \dots 0,0368$, для 300-го шага $-0,1392 \dots 0,0368$. При этом максимальные положительные значения идентичны для обоих шагов и наблюдаются в стартовой зоне вблизи исходного положения индентора.

Анализ показывает практически одинаковый характер распределения как на 299-м, так и на 300-м шагах моделирования, что позволяет

сделать вывод о том, что большая часть общей деформации сдвига является результатом не последнего шага, а всего процесса нагружения. Наибольшие отрицательные значения наблюдаются в зоне очага деформации, при этом в цикле нагружения их величина больше на 0,28 % (0,0028).

Причиной наблюдаемой для всех компонентов разницы значений в зоне очага деформации ($\varepsilon_x - 0,11$ %, $\varepsilon_y - 0,07$ %, $\varepsilon_{xy} - 0,28$ %) является упругопластическая деформация, полученная моделью на предпоследнем (299-м) шаге моделирования.

Осевой компонент пластической деформации (табл. 2) имеет идентичное распределение на обоих шагах моделирования, при этом разность значений со значениями общей деформации составляет:

- для 299-го шага: 0,17 % – для деформации сжатия, 0,18 % – для деформации растяжения;
- для 300-го шага: 0,06 % – для деформации сжатия, 0,19 % – для деформации растяжения.

По мнению авторов, разница в значениях 0,17...0,19 % представляет собой упругую составляющую общей деформации, в то время как полученная для деформации сжатия на 300-м шаге разность в 0,06 % представляет собой сумму упругой и вторичной пластической деформации в передней зоне очага деформации.

Радиальный компонент имеет неидентичное распределение в зоне очага деформации на различных шагах моделирования, разница составляет 0,05 %, что, вероятно, вызвано наличием вторичной пластической деформации в этом направлении. Разность значений в 0,13 % для обоих шагов в зоне обработанной поверхности также представляет собой упругую составляющую общей деформации.

Касательный компонент пластической деформации имеет идентичный с общей деформацией характер распределения, отличаются на величину 0,28 % лишь максимальные отрицательные значения, наблюдаемые при нагружении (шаг 299) в зоне очага деформации, что, вероятно, вызвано совместным действием упругой и вторичной пластической деформации.

Полученные результаты моделирования в дальнейшем были использованы для расчетов параметров упрочнения и остаточных напряжений.

Выводы

1. Выполнено моделирование процесса ППД на основе аппарата механики ТН с учетом эффекта упрочняемого тела. Получены распределения параметров напряженно-деформированного, а также рассчитаны параметры механического состояния поверхностного слоя и остаточные напряжения, формируемые в процессе упрочняющей обработки ППД.

2. Особенностью предложенной модели является учет явления технологического наследования, дополненный учетом эффекта упрочняемого тела: наряду с учетом эволюции свойств металла, произошедшей на предшествующих операциях механической обработки, учитываются изменения свойств на текущей технологической операции.

3. В предложенной модели учет эффекта упрочняемого тела реализован в виде схемы многократного нагружения-разгрузки металла детали по мере его продвижения через пространство очага деформации, что позволяет с высокой точностью описать феноменологию процесса ППД.

4. Для оценки доли влияния эффекта упрочняемого тела в дальнейшем с использованием предложенного подхода проведено построение аналогичных моделей с измененной формой кривой течения металла, исключаяющей учет эффекта упрочнения.

5. Для уточнения известных и выявления новых закономерностей влияния на параметры механического состояния разработана серия КЭ-моделей с варьируемыми параметрами режима обработки ППД.

6. С целью повышения эффективности прогнозирования ресурса целесообразно распространение изложенных модельных представлений на другие способы механической обработки и различные виды эксплуатационного нагружения упрочняемых ответственных изделий.

Список литературы

1. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 1 / А.Г. Сусллов, В.Ю. Блюменштейн, Р.В. Гуров, А.Н. Исаев, Л.Г. Одинцов, В.В. Плешаков, В.В. Федоров, Ю.Г. Шнейдер; под общ. ред. А.Г. Сусллова. – М.:

Машиностроение, 2014. – 480 с. – ISBN 978-5-94275-710-6.

2. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 2. / А.Г. Суслов, А.П. Бабичев, А.В. Киричек, А.В. Овсенко, П.Д. Мотренко, С.К. Амбросимов, А.И. Афонин, Р.В. Гуров, А.Н. Прокофьев, Д.А. Соловьев; под общ. ред. А.Г. Сусллова. – М.: Машиностроение, 2014. – 444 с. – ISBN 978-5-94275-711-3.

3. Букацкий С.А., Кондратов А.П., Букацкий А.С. Прогнозирование технологических остаточных деформаций тонкостенных дисков после упрочнения методом поверхностного пластического деформирования // Проблемы и перспективы развития двигателестроения: материалы докладов Международной научно-технической конференции, 21–23 июня 2006 г. – Самара: СГАУ, 2006. – В 2-х Ч. Ч.1. – С. 183–184.

4. Деформирующая обработка валов: монография / С.А. Зайдес, В.Н. Емельянов, М.Е. Попов, Е.Ю. Кропоткина, А.С. Бубнов; под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2013. – 452 с. – ISBN 978-508038-0869-5.

5. Сидякин Ю.И., Трунин А.В., Шевцов А.Н. Сферическая модель исследования контактной упругопластической деформации // Известия ВолгГТУ. – 2010. – № 12 (72). – С. 48–52. – (Серия: Прогрессивные технологии в машиностроении; вып. 6).

6. Кузнецов В.П., Горгоц В.Г. Математическое моделирование нелинейной динамики процесса упругого выглаживания поверхностей деталей // Вестник машиностроения. – 2008. – № 12. – С. 61–65.

7. Wang W.W., Jia B.B., Yu J.B. A new flexible sheet metal forming method and its stamping process. The 14th IFToMM World Congress, Taipei, Taiwan, October 25–30, 2015. – Taipei, 2015.

8. Liou J.J., El-Wardany T.I. Finite element analysis of residual stress in Ti-6Al-4V alloy plate induced by deep rolling process under complex roller path // International Journal of Manufacturing Engineering. – 2014. – Art. 786354. – doi: 10.1155/2014/786354.

9. Sayahi M., Sghaier S., Belhadjsalah H. Finite element analysis of ball burnishing process: comparisons between numerical results and experiments // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2012. – Vol. 67 (5). – P. 1665–1673. – doi: 10.1007/s00170-012-4599-9.

10. Introduction of enhanced compressive residual stress profiles in aerospace components using combined mechanical surface treatments / A. Gopinath, A. Lim, B. Nagarajan, C.C. Wong, R. Maiti, S. Castagne // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Iss. 157 (1). – P. 012013. – doi: 10.1088/1757-899X/157/1/012013.

11. Altan T. Finite element modeling of roller burnishing process // Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 54 (1). – P. 237–240.

12. Finite element modeling of hard roller burnishing: an analysis on the effects of process parameters upon surface finish and residual stresses / P. Sartkulvanich, T. Altan, F. Jasso, C. Rodriguez // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2007. – Vol. 129. – doi: 10.1115/1.2738121.

13. Huang X., Sun J., Li J. Finite element simulation and experimental investigation on the residual stress-related monolithic component deformation // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 77. – P. 1035–1041. – doi: 10.1007/s00170-014-6533-9.

14. Ji X., Zhang X., Liang S. Predictive modeling of residual stress in minimum quantity lubrication machining // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 70. – P. 2159–2168. – doi: 10.1007/s00170-013-5439-2.

15. Modeling of residual stresses in milling / J.-C. Su, K.A. Young, K. Ma, S. Srivatsa, J.B. Morehouse, S.Y. Liang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65. – P. 717–733. – doi: 10.1007/s00170-012-4211-3.

16. An approach for analyzing and controlling residual stress generation during high-speed circular milling / X. Jiang, B. Li, J. Yang, X.Y. Zuo, K. Li // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 66. – P. 1439–1448. – doi: 10.1007/s00170-012-4421-8.

17. Effects of tool diameters on the residual stress and distortion induced by milling of thin-walled part / X. Jiang, B. Li, J. Yang, X.Y. Zuo // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 68. – P. 175–186. – doi: 10.1007/s00170-012-4717-8.

18. Chen J., Fang Q., Zhang L. Investigate on distribution and scatter of surface residual stress in ultra-high speed grinding // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 75. – P. 615–627. – doi: 10.1007/s00170-014-6128-5.

19. A novel prediction model for thin plate deflections considering milling residual stresses / Z. Jiang, Y. Liu, L. Li, W. Shao // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 74. – P. 37–45. – doi: 10.1007/s00170-014-5952-y.

20. Energy criteria for machining-induced residual stresses in face milling and their relation with cutting power / Y. Ma, P. Feng, J. Zhang, Z. Wu, D. Yu // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 81. – P. 1023–1032. – doi: 10.1007/s00170-015-7278-9.

21. Ивлев Д.Д. Механика пластических сред. В 2 т. Т. 2. Общие вопросы. Жесткопластическое и

упругопластическое состояние тел. Упрочнение. Деформационные теории. Сложные среды. – М.: Физматлит, 2002. – 448 с. – ISBN 5-9221-0291-5.

22. *Воронцов А.Л., Стратьев В.К., Ступников В.П.* О пробе Бринелля и внедрении пуансона в тело больших поперечных размеров. Ч. 1 // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2012. – № 2. – С. 12–21.

23. *Воронцов А.Л., Стратьев В.К., Ступников В.П.* Определение напряженного и деформированного состояния и учет упрочнения при внедрении пуансона в тело больших поперечных размеров. Ч. 2 // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2012. – № 3. – С. 47–59.

24. *Смелянский В.М., Шапарин А.А.* Повышение эффективности упрочнения деталей машин методами ППД на основе численного моделирования процесса формирования механических свойств поверхностного слоя // Повышение качества обработки и сборки деталей автомобилей и тракторов. – М.: МАМИ, 1986. – С. 33–45.

25. *Смелянский В.М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с. – ISBN 5-217-03065-8.

26. *Блюментейн В.Ю., Смелянский В.М.* Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с. – ISBN 5-942-75342-9.

27. *Кречетов А.А.* Методика расчета параметров механического состояния поверхностного слоя деталей машин // Вестник КузГТУ. – 2001. – № 5. – С. 27–31.

28. *Овсеенко А.Н., Gajek M., Серебряков В.И.* Формирование состояния поверхностного слоя деталей машин технологическими методами. – Opole: Politechnika Opolska, 2001. – 228 с. – ISBN 83-88492-06-3.

29. *Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф.* ANSYS для инженеров: справочное пособие. – М.: Машиностроение-1, 2004. – 512 с. – ISBN 5-94275-048-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Surface Plastic Deformation Mechanics. The Hardenable Elastic-Plastic Body Model

Maxim Mahalov^{a, *}, Valeriy Blumenstein^b

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

^a <https://orcid.org/0000-0002-3266-9724>, maxim_ste@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-3711-1535>, blumenstein@rambler.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 August 2018

Revised: 21 August 2018

Accepted: 22 October 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Residual stresses

Metal mechanical condition

Technological inheritance

Surface layer

Hardening treatment

Surface plastic deformation

Acknowledgements

The authors express their gratitude to the master's degree student Khudoynazarov AA (group KTm-161), who participated in the research.

ABSTRACT

Introduction. The metal mechanical state, such as deformation degree and macroscopic residual stresses (MRS) largely determines product operational life, especially in different types of alternating loads. Wide possibilities for creating a favorable mechanical state of the metal have the methods of finishing and hardening treatment by surface plastic deformation (SPD). At the same time, an accurate calculation of the mechanical state of the SPD is not always possible, which preserves the relevance of the study and the creation of model ideas about the formation of the mechanical state and MRS at the stages of mechanical processing in the manufacture of metal products. It is noted that the finite element method (FEM) allows taking into account the change in the mechanical state upon multiple loading of the same metal microvolume and to obtain more accurate analytical solutions. **The research purpose** consists in the development of the SPD mechanics' theoretical positions based on the development of a hardenable elastic-plastic body model. The paper presents a FEM model of the surface layer mechanical state formation during hardening treatment by surface plastic deformation (SPD), taking into account the technological inheritance phenomenon. **Results and discussion.** The simulation is carried out and the distributions of the parameters of stress-strain are obtained; the parameters of the mechanical state of the surface layer and the residual stresses generated in the process of hardening treatment of SPD are calculated. A feature of the proposed model is taking into account the phenomenon of technological inheritance, supplemented by the effect of the hardened body: together with the metal properties evolution, occurred in previous machining operations, the current technological operation changes properties are taken into account. In the proposed model, taking into account the effect of the hardened body is implemented in the form of a scheme of multiple loading and unloading of metal parts as it moves through the space of the deformation zone, which made it possible to accurately describe the phenomenology of the SPD process. The presented results confirm the prospects of spreading the stated model concepts to other mechanical processing methods and various types of operational loading of hardened responsible products.

For citation: Mahalov M.S., Blumenstein V.Yu. Surface plastic deformation mechanics. The hardenable elastic-plastic body model. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 6–20. doi:10.17212/1994-6309-2018-20.4-6-20. (In Russian).

References

1. Suslov A.G., Blyumenstein V.Yu., Gurov R.V., Isaev A.N., Odintsov L.G., Pleshakov V.V., Fedorov V.V., Shneider Yu.G. *Tekhnologiya i instrumenty otdechno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 1 [Technology and tools of finishing and hardening treatment of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 480 p. ISBN 978-5-94275-710-6.
2. Suslov A.G., Babichev A.P., Kirichuk A.V., Ovseenko A.V., Motrenko P.D., Ambrosimov S.K., Afonin A.I., Gurov R.V., Prokof'ev A.N., Solov'ev D.A. *Tekhnologiya i instrumenty otdechno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 2. [Technology and tools of finishing and hardening

* Corresponding author

Mahalov Maxim S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev,
 28 Vesennaya st.,
 650000, Kemerovo, Russian Federation
 Tel.: +7-903-907-45-02, e-mail: maxim_ste@mail.ru

treatment of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 444 p. ISBN 978-5-94275-709-0; ISBN 978-5-94275-711-3.

3. Bukatyi S.A., Kondratov A.P., Bukatyi A.S. [Thin-walled disks technological residual deformations prediction after surface plastic deformation hardening method]. *Problemy i perspektivy razvitiya dvigatelestroeniya*. Materialy dokladov Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii [Proceedings of the International scientific and technical conference "Problems and prospects of engine building development"]. Samara, 2006, vol. 1, pp. 183–184. (In Russian).

4. Zaides S.A., Emel'yanov V.N., Popov M.E., Kropotkina E.Yu., Bubnov A.S. *Deformiruyushchaya obrabotka valov* [Deforming treatment of shafts]. Irkutsk, ISTU Publ., 2013. 452 p. ISBN 978-508038-0869-5.

5. Sidyakini Yu.I., Trunin A.V., Shevtsov A.N. Sfericheskaya model' issledovaniya kontaktnoi uprugoplasticheskoj deformatsii [Spherical model of the contact elastoplastic strain research]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia Volgograd State Technical University*, 2010, no. 12 (72), pp. 48–52.

6. Kuznetsov V.P., Gorgots V.G. Nonlinear dynamics of the elastic smoothing of surfaces. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, iss. 12, pp. 1201–1206. doi: 10.3103/S1068798X08120113. Translated from *Vestnik mashinostroeniya*, 2008, no. 12, pp. 61–65.

7. Wang W.W., Jia B.B., Yu J.B. A new flexible sheet metal forming method and its stamping process. *The 14th IFToMMWorld Congress*, Taipei, Taiwan, October 25–30, 2015.

8. Liou J.J., El-Wardany T.I. Finite element analysis of residual stress in Ti-6Al-4V alloy plate induced by deep rolling process under complex roller path. *International Journal of Manufacturing Engineering*, 2014, art. 786354. doi: 10.1155/2014/786354.

9. Sayahi M., Sghaier S., Belhadjsalah H. Finite element analysis of ball burnishing process: comparisons between numerical results and experiments. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, vol. 67 (5), pp. 1665–1673. doi: 10.1007/s00170-012-4599-9.

10. Gopinath A., Lim A., Nagarajan B., Wong C.C., Maiti R., Castagne S. Introduction of enhanced compressive residual stress profiles in aerospace components using combined mechanical surface treatments. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, iss. 157 (1), p. 012013. doi: 10.1088/1757-899X/157/1/012013.

11. Altan T. Finite element modeling of roller burnishing process. *Manufacturing Technology*, 2017, vol. 54 (1), pp. 237–240.

12. Sartkulvanich P., Altan T., Jasso F., Rodriguez C. Finite element modeling of hard roller burnishing: an analysis on the effects of process parameters upon surface finish and residual stresses. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2007, vol. 129. doi: 10.1115/1.2738121.

13. Huang X., Sun J., Li J. Finite element simulation and experimental investigation on the residual stress-related monolithic component deformation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 77, pp. 1035–1041. doi: 10.1007/s00170-014-6533-9.

14. Ji X., Zhang X., Liang S. Predictive modeling of residual stress in minimum quantity lubrication machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 70, pp. 2159–2168. doi: 10.1007/s00170-013-5439-2.

15. Su J.-C., Young K.A., Ma K., Srivatsa S., Morehouse J.B., Liang S.Y. Modeling of residual stresses in milling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, pp. 717–733. doi: 10.1007/s00170-012-4211-3.

16. Jiang X., Li B., Yang J., Zuo X.Y., Li K. An approach for analyzing and controlling residual stress generation during high-speed circular milling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 66, pp. 1439–1448. doi: 10.1007/s00170-012-4421-8.

17. Jiang X., Li B., Yang J., Zuo X.Y. Effects of tool diameters on the residual stress and distortion induced by milling of thin-walled part. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 68, pp. 175–186. doi: 10.1007/s00170-012-4717-8.

18. Chen J., Fang Q., Zhang L. Investigate on distribution and scatter of surface residual stress in ultra-high speed grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 615–627. doi: 10.1007/s00170-014-6128-5.

19. Jiang Z., Liu Y., Li L., Shao W. A novel prediction model for thin plate deflections considering milling residual stresses. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 74, pp. 37–45. doi: 10.1007/s00170-014-5952-y.

20. Ma Y., Feng P., Zhang J., Wu Z., Yu D. Energy criteria for machining-induced residual stresses in face milling and their relation with cutting power. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 81, pp. 1023–1032. doi: 10.1007/s00170-015-7278-9.

21. Ivlev D. D. *Mekhanika plasticheskikh sred. V 2 t. T. 2. Obshchie voprosy. Zhestkoplasticheskoe i uprugoplasticheskoe sostoyanie tel. Uprochnenie. Deformatsionnye teorii. Slozhnye sredy* [Plastic substance mechanics. In 2 vol. Vol. 2. General issue. Rigid-plastic and elastic-plastic bodies condition. Hardening. Deformation theories. Complex substances]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2002. 448 p. ISBN 5-9221-0291-5.

22. Vorontsov A.L., Strat'ev V.K., Stupnikov V.P. O probe Brinellya i vnedrenii puansona v telo bol'shikh poperechnykh razmerov. Ch. 1 [On Brinell test and the punch indentation into a body with large cross section. Pt. 1]. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2012, no. 2, pp. 12–21.

23. Vorontsov A.L., Strat'ev V.K., Stupnikov V.P. Opredelenie napryazhennogo i defor-mirovannogo sostoyanii i uchet uprochneniya pri vnedrenii puansona v telo bol'shikh pope-rechnykh razmerov. Ch. 2 [Determination of stress and strain states and consideration for reinforcement during the punch indentation into a body with large cross section. Pt. 2]. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2012, no. 3, pp. 47–59.

24. Smelyanskii V.M., Shaparin A.A. Povyshenie effektivnosti uprochneniya detalei mashin metodami PPD na osnove chislenogo modelirovaniya protsessa formirovaniya mekhanicheskikh svoystv poverkhnostnogo sloya [SPD methods machine parts hardening efficiency Improving based on the surface layer mechanical properties formation numerical simulation]. *Povyshenie kachestva obrabotki i sborki detalei avtomobilei i traktorov* [Improving the quality of processing and assembly of parts of cars and tractors]. Moscow, MAMI Publ., 1986, pp. 33–45.

25. Smelyanskii V.M. *Mekhanika uprochneniya detalei poverkhnostnym plasticheskim de-formirovaniem* [Surface plastic deformation parts hardening mechanics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2002. 300 p. ISBN 5-217-03065-8.

26. Blyumenstein V.Yu., Smelyanskii V.M. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya na stadiyakh obrabotki i ekspluatatsii detalei mashin* [Technological inheritance mechanics at the machine parts processing and operation stages]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2007. 400 p. ISBN 5-942-75342-9.

27. Krechetov A.A. Metodika rascheta parametrov mekhanicheskogo sostoyaniya poverkhnostnogo sloya detalei mashin [Machine parts surface layer mechanical condition parameters calculation method]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Kuzbass State Technical University*, 2001, no. 5, pp. 27–31.

28. Ovseenko A.N., Gajek M., Serebryakov V.I. *Formirovanie sostoyaniya poverkhnostnogo sloya detalei mashin tekhnologicheskimi metodami* [Machine parts surface layer condition formation by technological methods]. Opole, Politechnika Opolska Publ., 2001. 228 p. ISBN 83-88492-06-3.

29. Chigarev A.V., Kravchuk A.S., Smalyuk A.F. *ANSYS dlya inzhenerov* [ANSYS for engineers]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2004. 512 p. ISBN 5-94275-048-3.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов Fe-Cr-Si-B-C лазерно-плазменными методами

Максим Хомяков ^{a,*}, Павел Пинаев ^b, Павел Стаценко ^c, Илья Мирошниченко ^d,
Геннадий Грачев ^e

Институт лазерной физики СО РАН, пр. Лаврентьева, 15Б, г. Новосибирск, 630090, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0001-8095-2092>,  mnkhomya@laser.nsc.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0003-1232-4945>,  pavel_academ@mail.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-5396-7990>,  statsenkopa@laser.nsc.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0001-6911-4207>,  mib383@gmail.com,
^e  <http://orcid.org/0000-0001-8853-3079>,  grachev@laser.nsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.7

История статьи:

Поступила: 14 сентября 2018
 Рецензирование: 01 октября 2018
 Принята к печати: 31 октября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Лазерная плазма
 Лазерные технологии
 Упрочнение поверхности
 Аморфные металлические покрытия
 Твердость
 Fe-Cr-Si-B-C

Благодарности

Авторы благодарны сотрудникам ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ Владимиру Андреевичу Багаеву и Любове Вадимовне Чучковой за помощь в проведении исследований структуры полученных покрытий.

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках научного проекта № 17-48-543315.

АННОТАЦИЯ

Введение. В последние годы в Институте лазерной физики разработаны основы лазерно-плазменных методов модификации поверхности и микропоршкового нанесения покрытий. Методы основаны на применении плазмы оптического пульсирующего разряда, который зажигается повторяющимися с высокой частотой следования (10...120 кГц) импульсами излучения CO₂-лазерной системы генератор-усилитель (длительность импульсов на полувывоте $\tau = 150...200$ нс), сфокусированными на обрабатываемой поверхности в газовом или газопорошковом потоке. Ведутся работы по поиску новых актуальных применений данных методов. Интерес к получению аморфных металлических покрытий на поверхности конструкционных материалов не ослабевает во всем мире на протяжении нескольких десятилетий из-за их выдающихся физических, химических и механических свойств. **Цель работы:** получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов системы Fe-Cr-Si-B-C, исследование возможности получения аморфной структуры покрытий лазерно-плазменными методами. **Теория.** При интенсивном тепловом воздействии пульсирующей лазерной плазмы на поверхность металлических сплавов проведено численное моделирование зависимости толщины аморфизированного слоя от свойств материала, параметров лазерного излучения и лазерной плазмы. **Методика экспериментального исследования.** Эксперименты проводились в два этапа на созданной в институте технологической установке. Сначала методом лазерно-плазменного нанесения получали сплошные покрытия из порошков марок ПР-Х4ГСР (Fe_{71,75}Cr_{3,33}Si_{3,54}B_{14,10}C_{4,81}Mn_{1,74}V_{0,73}) и ПР-Х11Г4СР (Fe_{66,8}Cr_{10,79}Si_{5,3}B_{11,42}C_{2,85}Mn_{2,84}) на поверхности стальных подложек. Затем проводили быструю лазерно-плазменную модификацию поверхности покрытий для переплава тонкого поверхностного слоя. **Результаты и обсуждение.** Численными методами для сплавов системы Fe-Si-B теоретически показана возможность получения аморфного слоя толщиной 3...5 мкм, определен требуемый диапазон параметров лазерно-плазменной модификации. Измерена твердость и определена толщина получаемых покрытий в зависимости от параметров нанесения. Твердость, измеренная методом наноиндентирования, составляет 12 ± 1 ГПа – для покрытия из порошка ПР-Х4ГСР и $8,5 \pm 0,7$ ГПа – для ПР-Х11Г4СР, толщина покрытий 0,1...0,4 мм. Структура покрытий исследована при помощи оптической микроскопии, РЭМ и рентгеновской дифракции. Показано, что лазерно-плазменная модификация поверхности приводит к изменению структуры в поверхностном слое покрытий. Характерный размер кристаллитов составляет 0,5...1 мкм. Твердость переплавленного слоя при этом возрастает до значений $13,8 \pm 0,7$ ГПа – для сплава ПР-Х4ГСР и до $10,5 \pm 0,5$ ГПа – для сплава ПР-Х11Г4СР. Аморфная фаза в переплавленном слое покрытия не обнаружена, что, вероятно, объясняется увеличением критической скорости охлаждения при лазерной аморфизации в сравнении с традиционными методами закалки из расплава.

Для цитирования: Получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов Fe-Cr-Si-B-C лазерно-плазменными методами / М.Н. Хомяков, П.А. Пинаев, П.А. Стаценко, И.Б. Мирошниченко, Г.Н. Грачев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 21–34. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.

*Адрес для переписки

Хомяков Максим Николаевич, м.н.с.
 Институт лазерной физики СО РАН,
 пр. Лаврентьева, 15Б,
 630090, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 330-47-36, e-mail: mnkhomya@laser.nsc.ru

Введение

Интерес к получению аморфных металлических покрытий на поверхности конструкционных материалов не ослабевает на протяжении нескольких десятилетий из-за их выдающихся

физических, химических и механических свойств [1–7]. Склонность данного вещества к аморфизации можно оценивать по минимально необходимой скорости охлаждения (критической скорости охлаждения) расплава. Для чистых металлов требуемая скорость охлаждения крайне велика ($10^{10} \dots 10^{12}$ К/с), поэтому их аморфизация сильно затруднена. Однако способность металлических сплавов к аморфизации значительно различается в первую очередь в зависимости от химического состава. Например, для сплавов системы Fe-Si-B критическая скорость охлаждения, достаточная для образования аморфного состояния, составляет $10^6 \dots 10^7$ К/с [8]. В настоящее время аморфное состояние получено у широкого круга сплавов на основе железа [9–12], никеля [13], алюминия [14], меди [15], показаны их высокие эксплуатационные свойства. Развиваются методы численного моделирования для поиска лучших составов аморфизируемых сплавов [16]. Широкое распространение для создания таких покрытий получили лазерные методы [2–6, 13, 15, 17–20] ввиду возможности обеспечения высокой скорости охлаждения расплавленного слоя после прекращения лазерного воздействия (10^6 К/с и более). Активно ведутся исследования по созданию объемных аморфных тел при помощи лазерных аддитивных технологий [17–19]. В работе [20] описывается методика получения аморфных покрытий в два этапа. Вначале проводят лазерную наплавку сплава на подложку из малоуглеродистой стали с последующим быстрым переплавом поверхностного слоя для формирования аморфной структуры.

В последние годы в Институте лазерной физики разрабатываются лазерно-плазменные методы модификации поверхности и микропорошкового нанесения покрытий. Эти методы основаны на применении плазмы оптического пульсирующего разряда (ОПР), который зажигается повторяющимися с высокой частотой следования ($10 \dots 120$ кГц) импульсами излучения CO_2 -лазерной системы генератор-усилитель (длительность импульсов на полувысоте $\tau = 150 \dots 200$ нс), сфокусированными на обрабатываемой поверхности в газовом или газопорошковом потоке [21]. Показано [22–23], что лазерно-плазменная обработка в легирующей атмосфере приводит к формированию на поверхности металлов композитной структуры,

состоящей из высокотвердого наноструктурированного поверхностного слоя и промежуточного легированного или закаленного подслоя. Производительность лазерно-плазменной обработки выше в $7 \dots 10$ раз традиционной лазерной закалки и в $3 \dots 4$ раза – лазерной наплавки. Это объясняется в основном 4–5-кратным превышением эффективности энергообмена между лазерной плазмой и металлом над прямым поглощением лазерного излучения и действием гиперинтенсивного ультразвука, генерируемого плазмой ОПР с амплитудой пульсаций давления ~ 10 МПа [22]. Таким образом, актуальной является задача дальнейшего исследования и разработки новых применений лазерно-плазменного метода.

В связи с большим интересом, проявляемым во всем мире к аморфным металлическим покрытиям, целью данной работы было получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов системы Fe-Cr-Si-B-C, а также исследование возможности получения аморфной структуры покрытий лазерно-плазменными методами. Для этого применяли лазерно-плазменное микропорошковое нанесение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов на основе железа на стальные подложки с последующей быстрой модификацией поверхности. Численное моделирование использовалось для определения параметров лазерно-плазменного воздействия, приводящего к формированию аморфного слоя.

Теория

Для интенсивного теплового воздействия пульсирующей лазерной плазмы на поверхность металлических сплавов проведено численное моделирование зависимости толщины аморфизируемого слоя от свойств материала, параметров лазерного излучения и лазерной плазмы. Решалась задача теплопроводности в следующей постановке. Уравнение теплопроводности [24] в декартовой системе координат в общем виде выглядит следующим образом:

$$\frac{dE}{dt} = \frac{d}{dx} \left(\lambda \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left(\lambda \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda \frac{dT}{dz} \right) + q,$$

где T – температура; ρ – плотность; λ – теплопроводность; dE/dt – прирост энергии в единице объема; q – источник теплоты. Прирост энергии

определяется соотношением $\Delta E = \rho C \Delta T$, параметры ρ , λ , C зависят от состояния материала – твердое или жидкое. Фазовые переходы – плавление и испарение – определяются через количество поглощенной энергии. Уравнение теплопроводности дополняется соответствующими начальными и граничными условиями и условиями на границах фазовых переходов. В данном случае для плоских образцов достаточно решения одномерной задачи. Основные потери тепла с поверхности возможны двумя путями: 1) излучением тепла нагретым телом и 2) в глубь материала посредством теплопередачи. Поверхностный источник тепла задается через граничные условия $dT/dn = kI(t)/\lambda$, где $I(t)$ – интенсивность в зависимости от времени (последовательность лазерных импульсов), $k = 0,4 \dots 0,5$ – экспериментально определенный коэффициент теплопередачи в режиме приповерхностной лазерной плазмы; n – направление нормали к поверхности. Средняя интенсивность вычисляется по формуле $I_{\text{ср}} = kP_{\text{л.и}}/\pi w^2$. При средней мощности лазерного излучения, падающего на образец, $P_{\text{л.и}} = 1120$ Вт, диаметре перетяжки $w = 0,7$ мм (определяется по ширине следа на образце) и $k = 0,4$ – среднее значение поглощенной интенсивности $I_{\text{ср}} = 1,16 \cdot 10^5$ Вт/см². Аналогично вводятся и потери тепла на излучение как излучение черного тела $dT/dn = \varepsilon(T^4 - T_0^4)/\lambda$, где T_0 – температура окружающей среды; ε – степень черноты.

Для решения дифференциального уравнения в частных производных использовался код собственной разработки, реализующий метод, основанный на методе конечных разностей, в котором область D непрерывного изменения аргументов в исходной задаче заменяется конечным дискретным множеством точек D_n , называемых сеткой. Как и в случае обыкновенных дифференциальных уравнений, дифференциальное уравнение в частных производных заменяется конечно-разностным уравнением. При этом производные искомой функции в выбранных узлах сетки заменяются разделенными разностями. Граничные условия заменяются разностными граничными условиями [25]. Полученную таким образом систему обычных дифференциальных уравнений решали методом Гира. Использовалась сетка с переменным шагом от 0,1 до 200 мкм.

Основное воздействие на обрабатываемый материал оказывает плазма, зажигаемая лазер-

ным импульсом. Форму импульса плазмы можно представить состоящей из двух треугольников. Длительность переднего фронта постоянная, она составляет 100 нс. Длительность заднего фронта может изменяться в зависимости от условий воздействия (типа поверхности, окружающей газовой среды, частоты импульсов) в пределах 200 нс...1 мкс.

В моделировании рассматривался сплав системы Fe-Si-B, для которого температура аморфизации составляет 945 К, критическая скорость охлаждения $8 \cdot 10^6$ К/с. Характерная картина процесса нагрева пульсирующей лазерной плазмой выглядит так, как показано на рис. 1 и 2 (частота следования лазерных импульсов 50 кГц, длительность импульса плазмы 1 мкс).

Из рис. 2 видно, что существует некоторое количество импульсов, после которого тепло распространяется на большую глубину, скорость охлаждения верхних слоев снижается, и перестает выполняться условие превышения критической скорости охлаждения. Для данного сплава это соответствует 5-6 импульсам воздействия.

На рис. 3 показана зависимость толщины аморфизированного слоя от параметров лазерно-плазменного воздействия – частоты следования лазерных импульсов (рис. 3, а) и длительности теплового воздействия плазмы, средняя интенсивность при этом сохраняется (рис 3, б). Следует отметить, что при коротких импульсах испаряется значительная доля вещества, и вследствие этого процесс плавления-испарения ста-

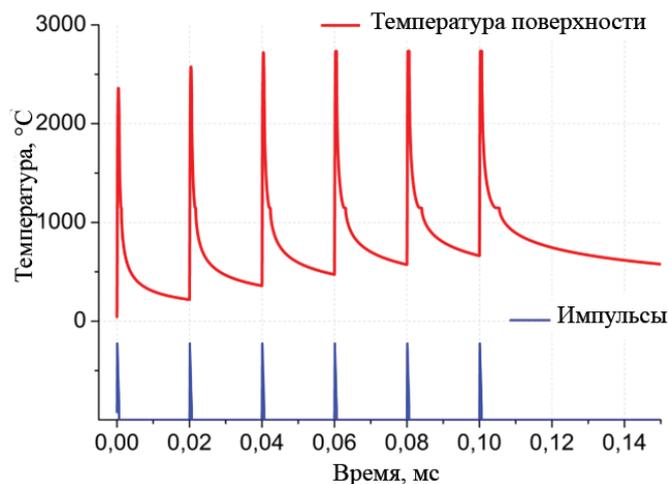


Рис. 1. Зависимость температуры поверхности при воздействии лазерной плазмы от времени

Fig. 1. Dependence of the surface temperature when exposed to laser plasma on time

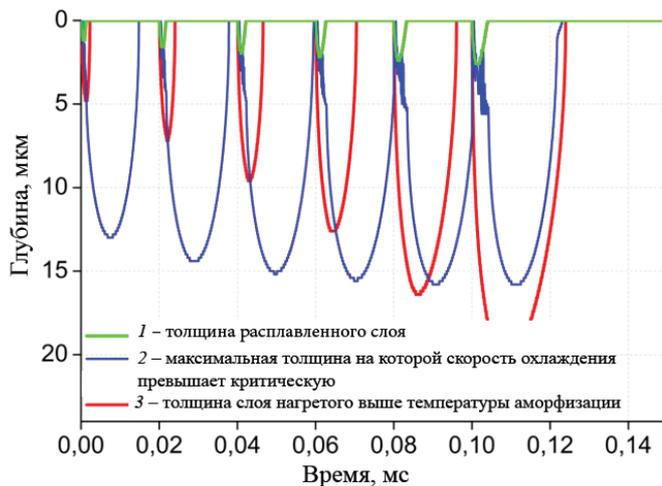


Рис. 2. Зависимости толщины расплавленного слоя: 1 – от максимальной толщины, на которой скорость охлаждения превышает критическую; 2 – от толщины слоя, нагретого выше температуры аморфизации; 3 – от времени

Fig. 2. The thickness of the molten layer:

1 – the maximum thickness at which the cooling rate exceeds the critical; 2 – the thickness of the layer heated above the amorphization temperature; 3 – depending on time

новится близким к стационарному, при котором толщина расплава мало изменяется от времени воздействия. При минимальной длительности импульса плавление и испарение начинаются уже на первом импульсе. При увеличении длительности импульса пиковая интенсивность уменьшается, и процесс сводится к ситуации, показанной на рис. 1 и 2.

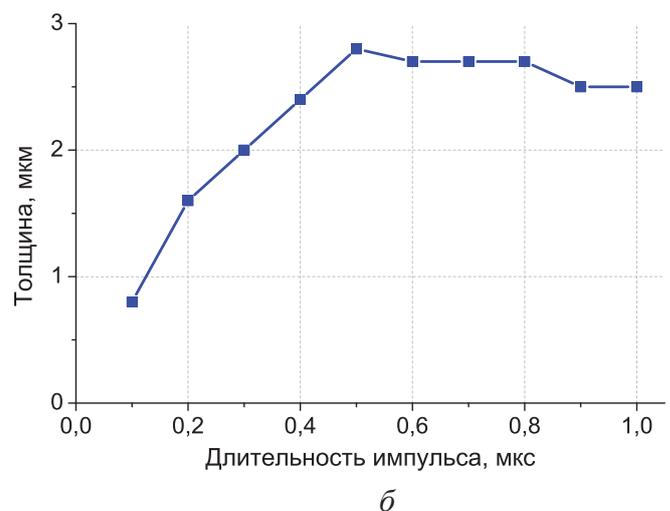
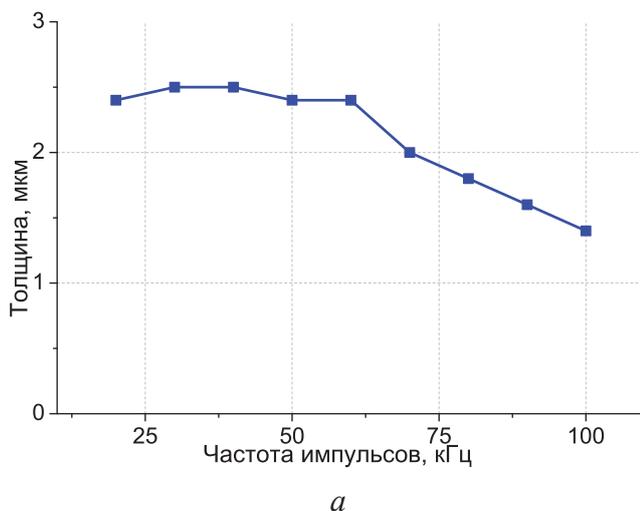


Рис. 3. Результаты численного моделирования для сплава Fe-Si-B, толщина аморфного слоя в зависимости: от частоты следования лазерных импульсов (а); длительности теплового воздействия импульса плазмы (б)

Fig. 3. The results of numerical simulation for the Fe-Si-B alloy, the thickness of the amorphous layer as a function of: the repetition rate of the laser pulses (a); the duration of the thermal action of the plasma pulse (b)

Методика экспериментального исследования

Все эксперименты по лазерно-плазменному микропорошковому нанесению покрытий и последующей лазерно-плазменной модификации проводились на созданной в институте технологической установке, которая включает в себя:

1) CO₂ – лазерную систему генератор-усилитель (СГУ) на базе лазера ЛОК-3 средней мощностью до 2 кВт и импульсной 200...800 кВт, работающую в импульсно-периодическом режиме с частотой следования импульсов 10...120 кГц. СГУ является основой установки, определяющей ее технологические возможности. Оригинальная оптическая схема СГУ позволяет формировать луч с плоским фронтом, плавным распределением интенсивности и качеством, близким к дифракционному пределу [22];

2) координатный стол с подвижной оптикой;

3) двухканальный порошковый дозатор с объемной подачей порошка производства MC Thermal Spray Equipment марки PFC-3500T;

4) двухзеркальный сканатор и фокусирующую головку со щелевым соплом, установленные на подвижной каретке координатного стола. Сканатор обеспечивает частоту сканирования в диапазоне 50...300 Гц с амплитудой 3...10 мм. Принцип сканирования луча основан на многократном пробеге лазерного пятна поперек движения образца;

5) охладитель обрабатываемого образца;

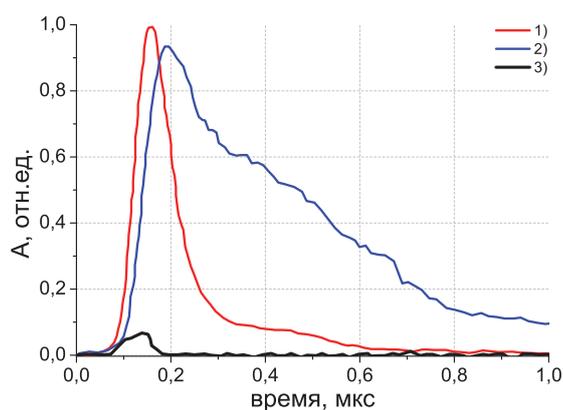
6) систему контроля параметров излучения, в том числе системы регистрации формы и частоты следования лазерных импульсов (рис. 4, а), распределения мощности в ближней и дальней зоне;

7) систему контроля стабильности процесса обработки, в том числе системы регистрации светимости и акустического сигнала плазмы. В стабильно горящей лазерной плазме каждый лазерный импульс создает оптический пробой, а значит, генерирует ударные волны, переходящие в звук, который регистрируется акустооптическим преобразователем. В случае если происходят пропуски ударных волн в периодическом сигнале (когда лазерный импульс не создал оптический пробой), тогда разряд, и, следовательно, процесс обработки считается нестабильным. В качестве акустоэлектрического преобразователя использовался ультразвуковой микрофон МК-301. Данные с микрофона усиливаются, поступают на АЦП и передаются в компьютер. Анализирующее программное обеспечение совершает быстрое преобразование Фурье (с использованием библиотеки *fft*), накопленного в течение определенного времени (например, 0,5 с) сигнала, и анализирует его АЧХ. В случае сбоя в возникновении лазерной плазмы акустический сигнал искажается, и амплитуда

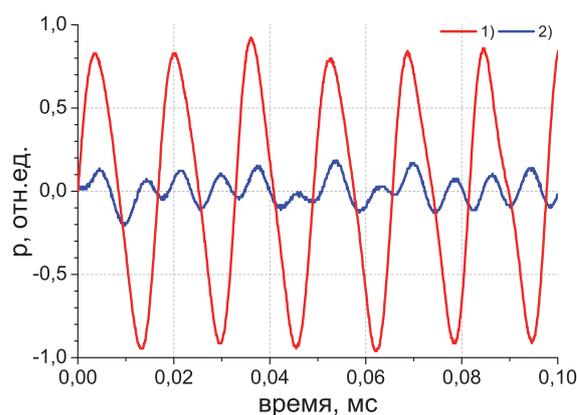
да в гармониках падает. При этом программное обеспечение выдает предупреждающее сообщение. Характерный вид акустического сигнала в случае стабильной и нестабильной лазерной плазмы представлен на рис. 4, б.

Для проведения экспериментов были выбраны коммерчески доступные порошки марок ПР-Х4ГСП ($\text{Fe}_{71.75}\text{Cr}_{3.33}\text{Si}_{3.54}\text{B}_{14.10}\text{C}_{4.81}\text{Mn}_{1.74}\text{V}_{0.73}$) и ПР-Х11Г4СП ($\text{Fe}_{66.8}\text{Cr}_{10.79}\text{Si}_{5.3}\text{B}_{11.42}\text{C}_{2.85}\text{Mn}_{2.84}$) фракции 0...40 мкм, химический состав которых хорошо соответствует аморфизируемым сплавам. Порошки произведены АО «Полема» (г. Тула, Россия) методом распыления расплава газом, имеют преимущественно сферическую форму частиц (рис. 5) со структурой литого состояния материала [26]. В качестве подложек использовались стальные пластинки размером 20×20×5 мм, изготовленные из стали Ст 3.

Микропорошковое нанесение покрытий проводилось по схеме с боковым вводом порошка в лазерную плазму и сканированием фокуса лазерного излучения перпендикулярно направлению линейного перемещения сопловой головки. Таким образом, за один проход на образце формировалась наплавленная «дорожка» шириной ≈ 4 мм. Принципиальная схема экспериментальной установки и фотография процесса лазерно-плазменного нанесения микропорошковых покрытий показаны на рис. 6. Нанесение проводили при следующих параметрах технологиче-



а



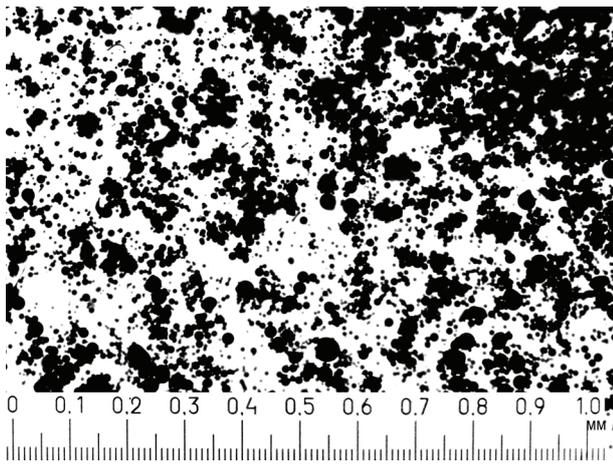
б

Рис. 4. Сигналы контроля стабильности технологического процесса (а):

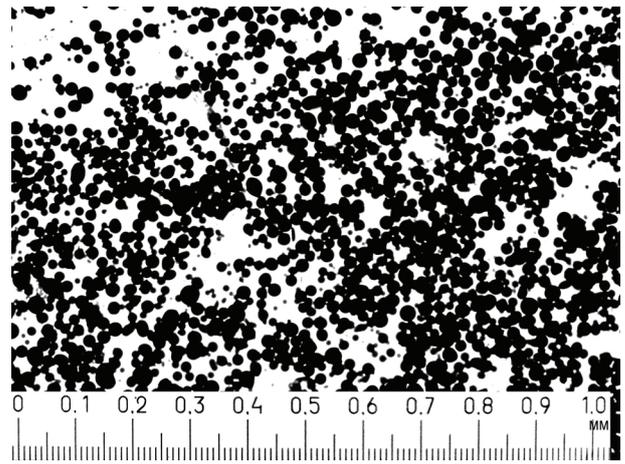
1 – форма лазерного импульса; 2 – излучение плазмы; 3 – отраженная от мишени часть лазерного импульса; б – акустический сигнал лазерной плазмы: 1 – стабильный; 2 – нестабильный

Fig. 4. Process stability control signals (a):

1 – laser pulse shape; 2 – plasma radiation; 3 – part of laser pulse reflected from the target; б – laser plasma acoustic signal: 1 – stable; 2 – unstable



а



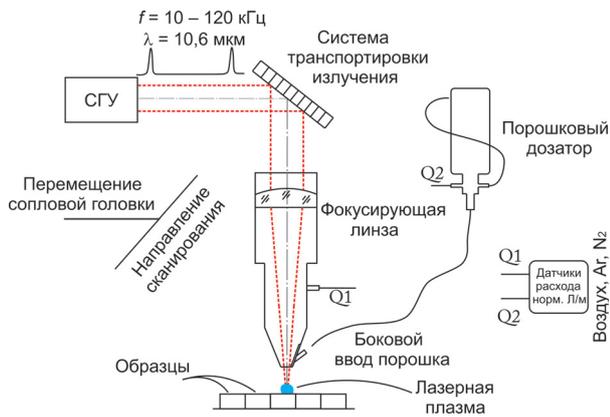
б

Рис. 5. Внешний вид частиц порошка:

а – ПР-Х4ГСР; б – ПР-Х11Г4СР

Fig. 5. Powder particles

а – AP-FeCr4Mn2Si2B4V1; б – AP-FeCr11Mn4SiB



а



б

Рис. 6. Лазерно-плазменное нанесение микропорошковых покрытий:

а – принципиальная схема установки; б – фотография процесса

Fig. 6. Laser-plasma application of micro powder coatings:

а – a schematic diagram of the installation; б – a photograph of the process

ской установки: мощность лазерного излучения на выходе из сопла $P_{л} = 1$ кВт, частота следования лазерных импульсов $F_{л.и} = 60$ кГц, длительность пика лазерного импульса на полувысоте 180 нс, частота сканирования фокуса лазерного излучения $F_{скан} = 80$ Гц, расход газа через осевой канал сопла $Q_1 = 25$ л/мин, транспортирующего $Q_2 = 10$ л/мин (через боковой ввод сопла), скорость перемещения сопловой головки (скорость нанесения) $V_{лин} = 8 \dots 20$ мм/с. В качестве рабочего газа использовался аргон.

Лазерно-плазменную модификацию полученных образцов проводили без сканирования,

в оптимальном режиме по данным численного моделирования: $P_{л} = 1$ кВт, $F_{л.и} = 60$ кГц, диаметр лазерного пятна на образце 0,8 мм. Линейная скорость относительного перемещения луча и образца составляла ≈ 8 м/с, чтобы обеспечить воздействие 5–6 импульсов на каждый участок поверхности покрытия. Для достижения таких скоростей обработки образцы устанавливались на вращающуюся вокруг оси, параллельной лазерному лучу, планшайбу, относительно которой сопловая насадка перемещалась в радиальном направлении. Таким образом, плазма действовала на образец по закручивающейся спирали, так

как координатный стол не обеспечивает настолько высокие скорости перемещения сопловой насадки. Лазерно-плазменная обработка проводилась в потоке аргона, соосного лазерному излучению для исключения изменения химического состава поверхности во время обработки. Средний радиус вращения образцов составлял 170 мм, что обеспечивало относительное равенство условий лазерно-плазменного воздействия в начале и конце образца.

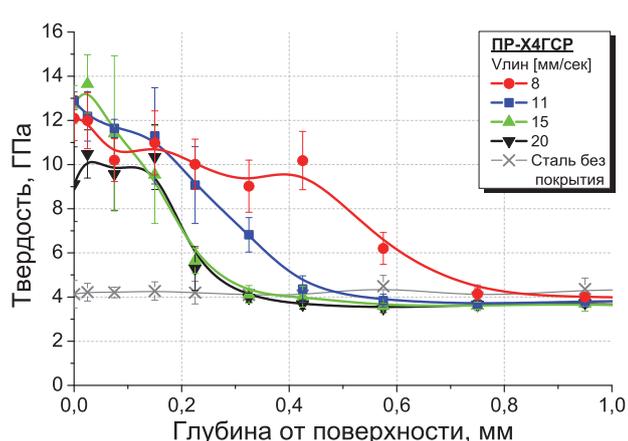
Результаты и их обсуждение

Для измерения толщины наносимого за один проход слоя покрытия подготовлены образцы с одиночными «дорожками», полученными с различной скоростью нанесения. Изготовлены косые шлифы образцов (угол 18°), измерены распределения твердости по глубине образцов. Измерения проводили на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D» (производство ФГБНУ ТИСНУМ, Россия) методом наноиндентирования (ГОСТ Р 8.748–2011) при нагрузке на индентор 50 мН. Результаты измерений твердости покрытий, полученных при $P_{\text{л}} = 1$ кВт, $F_{\text{л.и}} = 60$ кГц, $F_{\text{скан}} = 80$ Гц, $Q_1 = 25$ л/мин, $Q_2 = 10$ л/мин в зависимости от скорости нанесения $V_{\text{лин}}$, представлены на рис. 7.

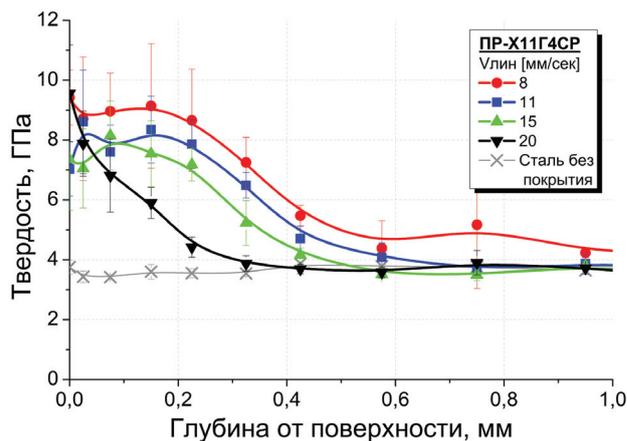
Полученные значения твердости вблизи поверхности покрытия характерны для данных сплавов: 12 ± 1 ГПа – для ПР-Х4ГСР и $8,5 \pm 0,7$ ГПа – для ПР-Х11Г4СР. Наличие достаточно широкой ($\approx 0,2 \dots 0,3$ мм) переходной зоны, в которой твердость снижается от твердости сплава к твердости подложки, вызвано перемешиванием материала порошка с материалом основы в процессе нанесения. Следует отметить, что для металлических образцов метод наноиндентирования дает несколько завышенные значения твердости (на $1 \dots 2$ ГПа) в сравнении с микротвердостью ввиду особенностей метода и малой применяемой нагрузки, что отражается также на значениях твердости стальной подложки без покрытия.

Образцы со сплошным слоем покрытия получали при $V_{\text{лин}} = 15$ мм/с путем наплавки «дорожек» с небольшим ($0,2 \dots 0,3$ мм) перекрытием. Наносилось два слоя покрытия во взаимно перпендикулярных направлениях за две установки образца для увеличения равномерности нанесения покрытия.

Исследования образцов со сплошным слоем покрытия выполнялись на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета. Образцы для металлографических исследований подго-



а



б

Рис. 7. Распределение твердости по глубине образцов с покрытием из порошка:

а – ПР-Х4ГСР; б – ПР-Х11Г4СР в зависимости от скорости нанесения, твердость измерена методом наноиндентирования при нагрузке на индентор 50 мН

Fig. 7. Hardness distribution along the depth of the samples with a coating based on powder:

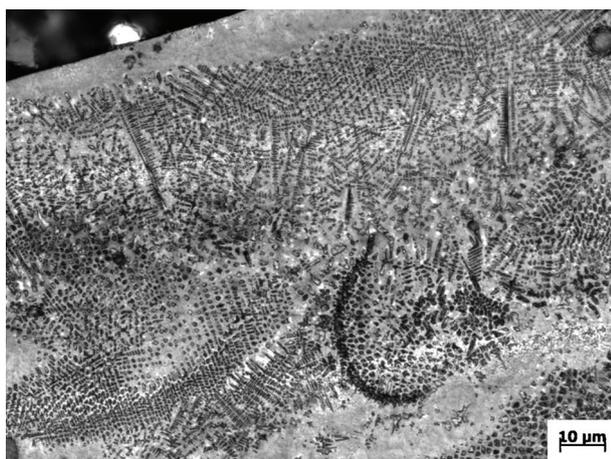
а – AP-FeCr4Mn2Si2B4V1; б – AP-FeCr11Mn4SiB depending on the speed of application, hardness measured by nanoindentation with an indenter load of 50 мН

тавливались по методике, которая включает в себя операции шлифования и полирования. Для запрессовки образцов в полимерную смолу и изготовления микрошлифов использовался пресс Buehler SimpliMet 1000. Шлифование образцов осуществлялось вручную с использованием алмазных паст с размером частиц от 60...40 мкм до 7...5 мкм. Для проведения финишного полирования использовалась эмульсия оксида кремния (силика). Исследования структуры проводились на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Alm в диапазоне увеличений 25...1500 крат. Структуру покрытий выявляли травлением образцов 5 %-й азотной кислотой. Оптические изображения структуры характерных участков наплавленного слоя до лазерно-плазменной модификации показаны на рис. 8.

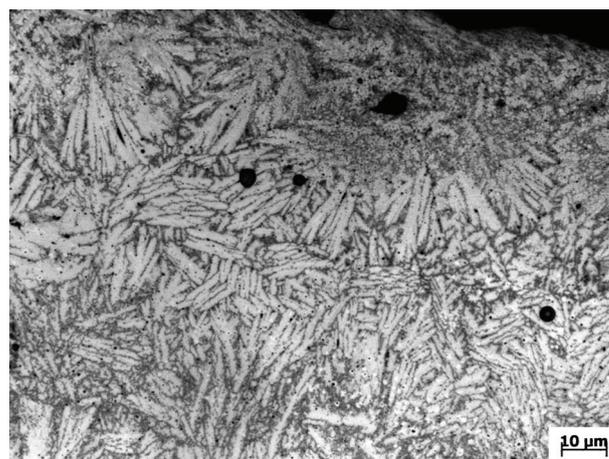
После проведения лазерно-плазменной модификации в поверхностном слое покрытий образуется тонкий переплавленный слой, структура которого не выявляется химическим травлением. Детальное исследование структуры покрытий выполняли на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Исследования проводились в диапазоне увеличений 50...30 000 крат в режимах обратно рассеянных и вторичных электронов. РЭМ-изображения структуры покрытий в поперечном сечении образцов до и после лазерно-плазменной моди-

фикации показаны на рис. 9 и 10. Видно, что в структуре покрытий присутствуют кристаллиты с характерным размером 0,5...1 мкм. Измерение твердости показало, что твердость переплавленного слоя возрастает до значений $13,8 \pm 0,7$ ГПа для сплава ПР-Х4ГСП ($\text{Fe}_{71,75}\text{Cr}_{3,33}\text{Si}_{3,54}\text{B}_{14,10}\text{C}_{4,81}\text{Mn}_{1,74}\text{V}_{0,73}$) и до $10,5 \pm 0,5$ ГПа – для сплава ПР-Х11Г4СП ($\text{Fe}_{66,8}\text{Cr}_{10,79}\text{Si}_{5,3}\text{B}_{11,42}\text{C}_{2,85}\text{Mn}_{2,84}$).

Наличие аморфной фазы в структуре переплавленного слоя покрытий диагностировали при помощи рентгенофазового анализа поверхности образцов на дифрактометре ARL X'TRA. Съемка дифракционных картин проводилась с применением $\text{CuK}\alpha$ излучения, время накопления сигнала на одну точку составляло 10 с. Специальная подготовка поверхности образцов не проводилась, чтобы исключить повреждение поверхностного слоя. Выявлено, что на рентгенограммах присутствуют присущие кристаллическим фазам дифракционные пики, при этом характерное гало, свидетельствующее о наличии аморфной фазы, отсутствует. Отсутствие аморфной фазы в переплавленном слое покрытия, вероятно, объясняется тем, что критические скорости охлаждения при лазерной аморфизации превышают таковые при традиционных методах закалки из расплава. Увеличение критической скорости охлаждения обусловлено влиянием непосредственного контакта расплава с кристал-



а



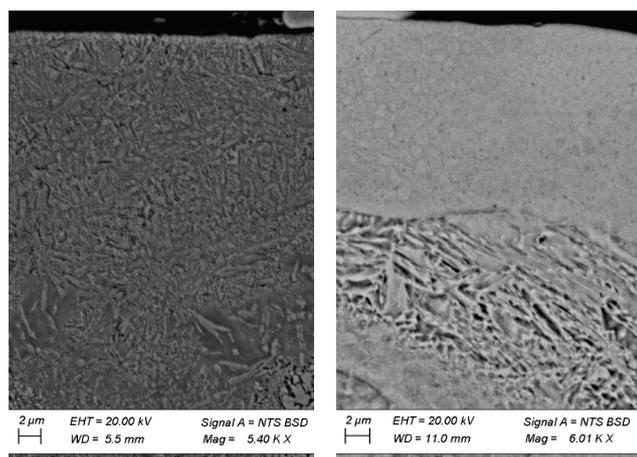
б

Рис. 8. Оптическое изображение структуры характерных участков наплавленного слоя (поперечное сечение):

а – ПР-Х4ГСП; б – ПР-Х11Г4СП

Fig. 8. Optical image of the characteristic structure of the coated layer (cross-section):

а – AP-FeCr4Mn2Si2B4V1; б – AP-FeCr11Mn4SiB



a

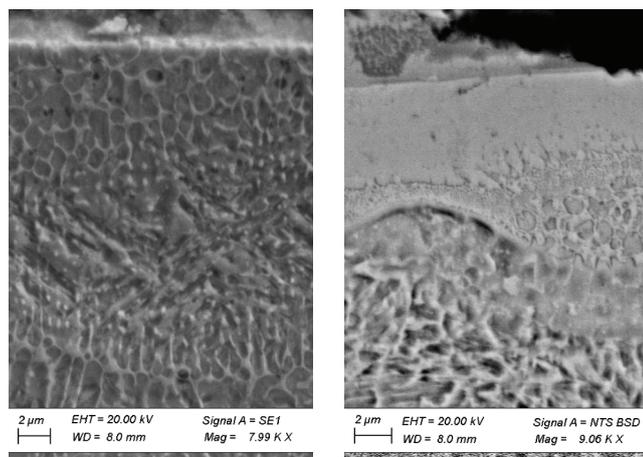
б

Рис. 9. РЭМ-изображение структуры покрытия на основе порошка ПР-Х4ГСР:

a – до и б – после лазерно-плазменной модификации (поперечное сечение)

Fig. 9. SEM image of the structure of the coating based on AP-FeCr4Mn2Si2B4V1 powder:

a – before and б – after laser-plasma modification (cross section)



a

б

Рис. 10. РЭМ-изображение структуры покрытия на основе порошка ПР-Х11Г4СР:

a – до и б – после лазерно-плазменной модификации (поперечное сечение)

Fig. 10. SEM image of the structure of the coating based on AP-FeCr11Mn4SiB powder:

a – before and б – after laser-plasma modification (cross section)

лической подложкой того же химического состава. На это указывают авторы работ [2, 3, 6, 11]. Кроме того, на этапе нанесения покрытия на стальную подложку возможно частичное подмешивание материала подложки в покрытие и не-

равномерность химического состава покрытия, что также приводит к увеличению критической скорости охлаждения.

Таким образом, целесообразным представляется провести эксперименты по лазерно-плазменной модификации поверхности сплавов в более широком диапазоне параметров. Увеличить интенсивность воздействия лазерной плазмы, а следовательно, скорость нагрева и охлаждения поверхностного слоя за счет увеличения давления аргона в 2...3 раза, частоты следования лазерных импульсов и скорости относительного перемещения луча и образца. Провести эксперименты со сплавами, имеющими существенно более низкую критическую скорость охлаждения, например, $\text{Fe}_{49,7}\text{Cr}_{17,7}\text{Mn}_{1,9}\text{Mo}_{7,4}\text{W}_{1,6}\text{B}_{15,2}\text{C}_{3,8}\text{Si}_{2,4}$ и $\text{Fe}_{48}\text{Mo}_{14}\text{Cr}_{15}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ [9]. При этом особое внимание следует уделить соответствию химического состава полученного покрытия составу исходного порошка. Следует, однако, заметить, что в РФ есть сложности с доступностью данных порошков.

Выводы

1. Для интенсивного теплового воздействия пульсирующей лазерной плазмы на поверхность сплавов системы Fe-Si-B проведено численное моделирование с целью определения перспектив получения аморфных покрытий лазерно-плазменным методом. Теоретически показана возможность получения аморфного слоя толщиной 3...5 мкм, определен требуемый диапазон параметров лазерно-плазменной модификации.

2. Методом лазерно-плазменного микропорошкового нанесения покрытий получены упрочняющие покрытия на стальных подложках. Измерена твердость и определена толщина получаемых покрытий в зависимости от скорости нанесения. Твердость составляет 12 ± 1 ГПа для покрытия из порошка ПР-Х4ГСР и $8,5 \pm 0,7$ ГПа – для ПР-Х11Г4СР. Активное перемешивание порошка с материалом основы в процессе нанесения покрытий приводит к существованию переходной зоны толщиной 0,2...0,3 мм.

3. Показано, что лазерно-плазменная модификация приводит к измельчению структуры получаемых покрытий. Характерный размер кристаллитов составляет 0,5...1 мкм. Твердость

переплавленного слоя при этом возрастает на 1,5...2 ГПа до значений $13,8 \pm 0,7$ ГПа для сплава ПР-Х4ГСР и до $10,5 \pm 0,5$ ГПа – для сплава ПР-Х11Г4СР.

4. Отсутствие аморфной фазы в переплавленном слое покрытия, вероятно, объясняется тем, что критические скорости охлаждения при лазерной аморфизации превышают таковые при традиционных методах закалки из расплава. Целесообразно увеличить интенсивность воздействия лазерной плазмы, а следовательно, скорость нагрева и охлаждения поверхностного слоя за счет увеличения давления аргона в 2...3 раза, частоты следования лазерных импульсов и скорости относительного перемещения луча и образца. Провести эксперименты со сплавами, имеющими существенно более низкую критическую скорость охлаждения, например, $\text{Fe}_{49,7}\text{Cr}_{17,7}\text{Mn}_{1,9}\text{Mo}_{7,4}\text{W}_{1,6}\text{B}_{15,2}\text{C}_{3,8}\text{Si}_{2,4}$ и $\text{Fe}_{48}\text{Mo}_{14}\text{Cr}_{15}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ [9]. При этом особое внимание следует уделить соответствию химического состава полученного покрытия составу исходного порошка.

Список литературы

1. *Chen H.S.* Glassy metals // *Reports on Progress in Physics*. – 1980. – Vol. 43, iss. 4. – P. 353–432. – doi: 10.1088/0034-4885/43/4/001.
2. Образование аморфной структуры в сплавах на основе железа при обработке поверхности излучением лазера / Г.Г. Бородина, Ч.В. Копецкий, В.С. Крапошин и др. // *Доклады Академии наук СССР*. – 1981. – Т. 259, № 4. – С. 826–829.
3. Аморфизация поверхности кристаллических мишеней из сплавов на основе железа при периодическом облучении импульсами CO_2 -лазера / О.В. Абрамов, В.Ю. Баранов, Е.П. Велихов и др. // *Поверхность. Физика, химия, механика*. – 1982. – № 11. – С. 149–150.
4. Laser and electron beam processing of amorphous surface alloys on conventional crystalline metals / K. Hashimoto, N. Kumagai, H. Yoshioka, K. Asami // *Materials and Manufacturing Processes*. – 1990. – Vol. 5, iss. 4. – P. 567–590. – doi: 10.1080/10426919008953278.
5. Corrosion-resistant amorphous surface alloys / K. Hashimoto, N. Kumagai, H. Yoshioka, J.H. Kim, E. Akiyama, H. Habazaki, S. Mrowec, A. Kawashima, K. Asami // *Corrosion Science*. – 1993. – Vol. 35, iss. 1–4. – P. 363–370. – doi: 10.1016/0010-938X(93)90168-G.
6. Laser surface coating of Fe-Cr-Mo-Y-B-C bulk metallic glass composition on AISI 4140 steel / A. Basu,

A.N. Samant, S.P. Harimkar, J.D. Majumdar, I. Manna, N.B. Dahotre // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 2623–2631. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.09.028.

7. Ductile FeNi-based bulk metallic glasses with high strength and excellent soft magnetic properties / J. Zhou, W. Yang, C. Yuan, B. Sun, B. Shen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 742. – P. 318–324. – doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.317.

8. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы: пер. с яп. / под ред. Ц. Масумото. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.

9. Iron-based amorphous metals: high-performance corrosion-resistant material development / J. Farmer, J.-S. Choi, C. Saw, J. Haslam, D. Day, P. Hailey, T. Lian, R. Rebak, J. Perepezko, J. Payer, D. Branagan, B. Beardley, A. D'amato, L. Aprigliano // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40A. – P. 1289–1305. – doi: 10.1007/s11661-008-9779-8.

10. Effect of Si addition on the electrochemical corrosion and passivation behavior of Fe-Cr-Mo-C-B-Ni-P metallic glasses / S. Zheng, J. Li, J. Zhang, K. Jiang, X. Liu, Ch. Chang, X. Wang // *Journal of Non-Crystalline Solids*. – 2018. – Vol. 493. – P. 33–40. – doi: 10.1016/j.jnoncrysol.2018.04.036.

11. Microstructure and tribological behavior of spark plasma sintered iron-based amorphous coatings / A. Singh, S.R. Bakshi, A. Agarwal, S.P. Harimkar // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 5000–5007. – doi: 10.1016/j.msea.2010.04.066.

12. Structures and physical properties of two magnetic Fe-based metallic glasses / J. Zhang, G. Shan, J. Li, Y. Wang, C.H. Shek // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 747. – P. 636–639. – doi: 10.1016/j.jallcom.2018.03.085.

13. Structure and corrosion resistance properties of Ni-Fe-B-Si-Nb amorphous composite coatings fabricated by laser processing / R. Li, Z. Li, Y. Zhu, K. Qi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 580. – P. 327–331. – doi: 10.1016/j.jallcom.2013.06.111.

14. High corrosion and wear resistance of Al-based amorphous metallic coating synthesized by HVOF spraying / M. Gao, W. Lu, B. Yang, S. Zhang, J. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 735. – P. 1363–1373. – doi: 10.1016/j.jallcom.2017.11.274.

15. Matthews D.T.A., Ocelik V., Hosson J.Th.M. de. Tribological and mechanical properties of high power laser surface-treated metallic glasses // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vol. 471. – P. 155–164. – doi: 10.1016/j.msea.2007.02.119.

16. General structural and dynamic characteristics beneficial to glass-forming ability of Fe-based glass-forming liquids / N. Ren, B. Shang, P. Guan, L. Hu //

Journal of Non-Crystalline Solids. – 2018. – Vol. 481. – P. 116–122. – doi: 10.1016/j.jnoncrysol.2017.10.029.

17. 3D printing of crack-free high strength Zr-based bulk metallic glass composite by selective laser melting / D. Ouyang, N. Li, W. Xing, J. Zhang, L. Liu // *Intermetallics*. – 2017. – Vol. 90. – P. 128–134. – doi: 10.1016/j.intermet.2017.07.010.

18. Microstructure and mechanical properties of Ni-Cr-Si-B-Fe composite coating fabricated through laser additive manufacturing / Z. Chang, W. Wang, Y. Ge, J. Zhou, Z. Cui // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 747. – P. 401–407. – doi: 10.1016/j.jallcom.2018.02.296.

19. Additive manufacturing of iron-based bulk metallic glass larger than the critical casting thickness / Z. Mahbooba, L. Thorsson, M. Unosson, P. Skoglund, H. West, T. Horn, Ch. Rock, E. Vogli, O. Harrysson // *Applied Materials Today*. – 2018. – Vol. 11. – P. 264–269. – doi: 10.1016/j.apmt.2018.02.011.

20. Effect of the remelting scanning speed on the amorphous forming ability of Ni-based alloy using laser cladding plus a laser remelting process / R. Li, Y. Jin, Z. Li, Y. Zhu, M. Wu // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 259. – P. 725–731. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.09.067.

21. Патент 2425907 Российская Федерация. Способ модификации металлических поверх-

ностей и устройство / С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, П.Ю. Смирнов. – № 2009115826/02; опубл. 10.08.2011, Бюл. № 22.

22. Применение метода лазерно-плазменной модификации поверхности металлов для улучшения триботехнических характеристик цилиндров двигателей внутреннего сгорания / С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, М.Н. Хомяков, А.О. Токарев, П.Ю. Смирнов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2014. – № 1 (62). – С. 14–23.

23. Laser-plasma treatment of structural steel / A. Tokarev, Z. Bataeva, G. Grachev, A. Smirnov, M. Khomyakov, A. Gerber // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 788. – P. 58–62. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.58.

24. Самарский А.А., Вабищевич П.Н. Вычислительная теплопередача. – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 784 с. – ISBN 978-5-397-04510-0.

25. Самарский А.А., Гулин А.В. Численные методы. – М.: Наука, 1989. – 432 с. – ISBN 5-02-013996-3.

26. Никелевые и железные самофлюсующиеся сплавы для покрытий [Электронный ресурс] // АО «Полема»: web-сайт. – URL: <http://www.polema.net/nikelevye-samofljusujushhiesja-splavy-dlja-pokrytij.html> (дата обращения: 13.11.2018).

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Formation of Hardening Coatings based on Fe-Cr-Si-B-C Alloys with High Glass-Forming Ability by Laser-Plasma Methods

Maksim Khomyakov^{a,*}, Pavel Pinaev^b, Pavel Statsenko^c, Ilya Miroshnichenko^d, Gennadiy Grachev^e

Institute of Laser Physics of the Siberian Branch of the RAS, 15B Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0001-8095-2092>, mnkhomiy@laser.nsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-1232-4945>, pavel_academ@mail.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-5396-7990>, statsenkopa@laser.nsc.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-6911-4207>, mib383@gmail.com,
^e <http://orcid.org/0000-0001-8853-3079>, grachev@laser.nsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 September 2018

Revised: 01 October 2018

Accepted: 31 October 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Laser plasma
 Laser technology
 Surface hardening
 Amorphous metal coatings
 Hardness
 Fe-Cr-Si-B-C.

Acknowledgements

The authors would like to express their gratitude to Vladimir A. Bataev and Lyubov V. Chuchkova of the Materials Research Center of the Novosibirsk State Technical University for their assistance in the structural study of the obtained coatings.

Funding

The reported research was funded by Russian Foundation for Basic Research and the government of the region of the Russian Federation, grant № 17-48-543315.

ABSTRACT

Introduction. In recent years, the fundamentals of the laser-plasma methods for surface modification and micropowder coating application have been developed in the Institute of Laser Physics. The methods are based on the use of optical pulsed discharge plasma. The discharge is ignited by the repetitive laser pulses focused on the surface of the workpiece in a gas or a gas-powder stream. The high pulse repetition frequency of 10-120 kHz is achieved using the generator-amplifier CO₂-laser system with the half-height pulse duration set $\tau = 150-200$ ns. The search for other timely applications of these methods is currently ongoing. An interest in the obtaining of amorphous metallic coatings on the surface of structural materials is yet to wane after the decades of intense research done by scientists all over the world due to the outstanding physical, chemical and mechanical properties of such coatings. The **purpose** of this work is to obtain the hardening coatings based on the Fe-Cr-Si-B-C alloys with high glass-forming ability and to investigate the possibility of obtaining a coating with an amorphous structure using laser-plasma methods. **Theory.** As the surface of the metallic alloys was under the intense thermal influence of the pulsed laser plasma, the numerical modeling was applied to determine the dependence of amorphized layer's thickness on the material properties, as well as in relation to the parameters of the laser irradiation and the laser plasma. **Experimental methods.** The experiments are carried out in two stages using the installation designed at the Institute: (1) at first, the uniform coatings were prepared on the surface of steel substrates using the laser-plasma application method incorporating the powders of the AP-FeCr4Mn2Si2B4V1 (Fe_{71.75}Cr_{3.33}Si_{3.54}B_{14.10}C_{4.81}Mn_{1.74}V_{0.73}) and AP-FeCr11Mn4SiB (Fe_{66.8}Cr_{10.79}Si_{5.3}B_{11.42}C_{2.85}Mn_{2.84}) grades; (2) then, the surface coatings underwent the rapid laser-plasma modification to ensure the remelting of the thin surface layer. **Results and discussion.** The numerical methods applied have proven the theoretical possibility of obtaining an amorphous layer of about 3-5 μm thick, based on the Fe-Si-B alloys. As a result, the parameter range required for the successful laser-plasma modification is determined. The hardness of the obtained coatings is measured and its thickness has been determined in dependence on the application parameters. The hardness is measured using the nanoindentation method and equals 12 ± 1 GPa in regards to the coating incorporating the powder AP-FeCr4Mn2Si2B4V1 and 8.5 ± 0.7 GPa in case of the powder AP-FeCr11Mn4SiB; the thickness of the coatings is up to 0.1-0.4 mm. Using optical microscopy, SEM and X-ray diffraction the structure of the coatings is investigated. It is demonstrated that the laser-plasma modification of the coatings on the surface leads to the structure refinement of the surface layer. The characteristic size of the crystallites is 0.5-1 μm . In addition, the hardness of the remelted layer is increased up to 13.8 ± 0.7 GPa for the AP-FeCr4Mn2Si2B4V1 alloy and up to 10.5 ± 0.5 GPa for the AP-FeCr11Mn4SiB alloy. Using SEM and X-ray diffraction the structure of the coatings is investigated. The amorphous phase in the remelted coating layer is not detected, which might be due to an increase in the critical cooling rate during the laser amorphization as compared to the traditional methods of melt quenching.

For citation: Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N. Formation of hardening coatings based on Fe-Cr-Si-B-C alloys with high glass-forming ability by laser-plasma methods. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 21–34. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34. (In Russian).

* Corresponding author

Khomyakov Maksim N., Junior researcher
 Institute of Laser Physics of the Siberian Branch of the RAS,
 15B Ac. Lavrentieva ave.,
 630090, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (383) 330-47-36, e-mail: mnkhomiy@laser.nsc.ru

References

1. Chen H.S. Glassy metals. *Reports on Progress in Physics*, 1980, vol. 43, iss. 4, pp. 353–432. doi: 10.1088/0034-4885/43/4/001.
2. Borodina G.G., Kopetskii Ch.V., Kraposhin V.S. et al. Obrazovanie amorfnoi struktury v splavakh na osnove zheleza pri obrabotke poverkhnosti izlucheniem lazera [The formation of an amorphous structure in iron-based alloys when the surface is treated by laser radiation]. *Doklady Akademii nauk SSSR = Transactions (Doklady) of the USSR Academy of Sciences. Earth Science Sections*, 1981, vol. 259, iss. 4, pp. 826–829. (In Russian).
3. Abramov O.V., Baranov V.Yu., Velikhov E.P. et al. Amorfizatsiya poverkhnosti kristallicheskikh mishenei iz splavov na osnove zheleza pri periodicheskom obluchenii impul'sami CO₂-lazera [Amorphization of the surface of crystalline targets from iron-based alloys with periodic irradiation by pulses from a CO₂-laser]. *Poverkhnost'. Fizika, khimiya, mekhanika = Physics, Chemistry and Mechanics of Surfaces*, 1982, no. 11, pp. 149–150. (In Russian).
4. Hashimoto K., Kumagai N., Yoshioka H., Asami K. Laser and electron beam processing of amorphous surface alloys on conventional crystalline metals. *Materials and Manufacturing Processes*, 1990, vol. 5, iss. 4, pp. 567–590. doi: 10.1080/10426919008953278.
5. Hashimoto K., Kumagai N., Yoshioka H., Kim J.H., Akiyama E., Habazaki H., Mrowec S., Kawashima A., Asami K. Corrosion-resistant amorphous surface alloys. *Corrosion Science*, 1993, vol. 35, iss. 1–4, pp. 363–370. doi: 10.1016/0010-938X(93)90168-G.
6. Basu A., Samant A.N., Harimkar S.P., Majumdar J.D., Manna I., Dahotre N.B. Laser surface coating of Fe-Cr-Mo-Y-B-C bulk metallic glass composition on AISI 4140 steel. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, pp. 2623–2631. doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.09.028.
7. Zhou J., Yang W., Yuan C., Sun B., Shen B. Ductile FeNi-based bulk metallic glasses with high strength and excellent soft magnetic properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 742, pp. 318–324. doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.317.
8. Sudzuki K., Fudzimori Kh., Khasimoto K. *Amorfnye metally* [Amorphous metals]. Ed. by Ts. Masumoto. Translation from Japanese. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 328 p.
9. Farmer J., Choi J.-S., Saw C., Haslam J., Day D., Hailey P., Lian T., Rebak R., Perepezko J., Payer J., Branagan D., Beardsley B., D'amato A., Aprigliano L. Iron-based amorphous metals: high-performance corrosion-resistant material development. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40A, pp. 1289–1305. doi: 10.1007/s11661-008-9779-8.
10. Zheng S., Li J., Zhang J., Jiang K., Liu X., Chang Ch., Wang X. Effect of Si addition on the electrochemical corrosion and passivation behavior of Fe-Cr-Mo-C-B-Ni-P metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2018, vol. 493, pp. 33–40. doi: 10.1016/j.jnoncrysol.2018.04.036.
11. Singh A., Bakshi S.R., Agarwal A., Harimkar S.P. Microstructure and tribological behavior of spark plasma sintered iron-based amorphous coatings. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, pp. 5000–5007. doi: 10.1016/j.msea.2010.04.066.
12. Zhang J., Shan G., Li J., Wang Y., Shek C.H. Structures and physical properties of two magnetic Fe-based metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 636–639. doi: 10.1016/j.jallcom.2018.03.085.
13. Li R., Li Z., Zhu Y., Qi K. Structure and corrosion resistance properties of Ni-Fe-B-Si-Nb amorphous composite coatings fabricated by laser processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 580, pp. 327–331. doi: 10.1016/j.jallcom.2013.06.111.
14. Gao M., Lu W., Yang B., Zhang S., Wang J. High corrosion and wear resistance of Al-based amorphous metallic coating synthesized by HVOF spraying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 735, pp. 1363–1373. doi: 10.1016/j.jallcom.2017.11.274.
15. Matthews D.T.A., Ocelik V., Hosson J.Th.M. de. Tribological and mechanical properties of high power laser surface-treated metallic glasses. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 471, pp. 155–164. doi: 10.1016/j.msea.2007.02.119.
16. Ren N., Shang B., Guan P., Hu L. General structural and dynamic characteristics beneficial to glass-forming ability of Fe-based glass-forming liquids. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2018, vol. 481, pp. 116–122. doi: 10.1016/j.jnoncrysol.2017.10.029.
17. Ouyang D., Li N., Xing W., Zhang J., Liu L. 3D printing of crack-free high strength Zr-based bulk metallic glass composite by selective laser melting. *Intermetallics*, 2017, vol. 90, pp. 128–134. doi: 10.1016/j.intermet.2017.07.010.
18. Chang Z., Wang W., Ge Y., Zhou J., Cui Z. Microstructure and mechanical properties of Ni-Cr-Si-B-Fe composite coating fabricated through laser additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 401–407. doi: 10.1016/j.jallcom.2018.02.296.

19. Mahbooba Z., Thorsson L., Unosson M., Skoglund P., West H., Horn T., Rock Ch., Vogli E., Harrysson O. Additive manufacturing of iron-based bulk metallic glass larger than the critical casting thickness. *Applied Materials Today*, 2018, vol. 11, pp. 264–269. doi: 10.1016/j.apmt.2018.02.011.
20. Li R., Jin Y., Li Z., Zhu Y., Wu M. Effect of the remelting scanning speed on the amorphous forming ability of Ni-based alloy using laser cladding plus a laser remelting process. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 259, pp. 725–731. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.09.067.
21. Bagaev S.N., Grachev G.N., Smirnov A.L., Smirnov P.Yu. *Sposob modifikatsii metallicheskih poverkhnostei i ustroistvo* [Procedure for modification of metal surfaces and device]. Patent RF, no. 2425907, 2011.
22. Bagaev S.N., Grachev G.N., Smirnov A.L., Khomyakov M.N., Tokarev A.O., Smirnov P.Yu. Primenenie metoda lazerno-plazmennoi modifikatsii poverkhnosti metallov dlya uluchsheniya tribotekhnicheskikh kharakteristik tsilindrov dvigatelei vnutrennego sgoraniya [Application of the method of laser-plasma surface modification of metals to improve tribological characteristics of combustion engines]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2014, no. 1 (62), pp. 14–23.
23. Tokarev A., Bataeva Z., Grachev G., Smirnov A., Khomyakov M., Gerber A. Laser-plasma treatment of structural steel. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788, pp. 58–62. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.58.
24. Samarskii A.A., Vabishchevich P.N. *Vychislitel'naya teploperedacha* [Computational heat transfer]. Moscow, Editorial URSS Publ., 2003. 784 p. ISBN 978-5-397-04510-0.
25. Samarskii A.A., Gulin A.V. *Chislennyye metody* [Numerical methods]. Moscow, Nauka Publ., 1989. 432 p. ISBN 5-02-013996-3.
26. Nikelevye i zheleznye samoflyusuyushchiesya splavy dlya pokrytii [Nickel and iron self-fluxing alloys for coatings]. *AO "Polema"* [JSC "Polema"]: website. Available at: <http://www.polema-rus.com/eng-page/nickel-self-fluxing-alloys-for-coatings.html> (accessed 13.11.2018).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние режимов сварки и различных источников тока на формирование сварного шва стали 12Х18Н10Т

Расул Мамадалиев^{1, a, *}, Виктор Кусков^{1, b}, Павел Бахматов^{2, c}, Дмитрий Ильященко^{3, d}

¹ Тюменский индустриальный университет, ул. Володарского, 38, г. Тюмень, 625000, Россия

² Комсомольский-на-Амуре государственный университет, пр. Ленина, 27, г. Комсомольск-на-Амуре, 621013, Россия

³ Юргинский технологический институт Томский политехнический университет, ул. Ленинградская, 26, г. Юрга, 652055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>,  Mamadaliev_it@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9690-7982>,  vnkuskov@yandex.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4271-0428>,  mim@knastu.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-0409-8386>,  mita8@rambler.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.14:620.193:621.791

История статьи:

Поступила: 14 июня 2018

Рецензирование: 25 июня 2018

Принята к печати: 02 ноября 2018

Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Ручная дуговая сварка
 Покрываемые электроды
 Химический состав
 Микроструктура
 Хром
 Никель
 Магний
 Сталь 12Х18Н10Т
 Сварочный выпрямитель
 Инвертор
 Источник тока
 Сила тока

АННОТАЦИЯ

Введение. Энергетическое воздействие, оказываемое в процессе сварки на соединяемые детали из аустенитной стали (12Х18Н10Т), способствует протеканию неблагоприятных процессов в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения, а именно изменению структурно-фазового состава, выгоранию легирующих элементов, снижению прочностных характеристик, что является предпосылкой образования очагов коррозионного разрушения в процессе эксплуатации и снижению механических характеристик в сварной конструкции. Все известные способы повышения коррозионной стойкости сварных соединений воздействуют только на наплавленный металл, а на состояние зоны термического влияния кардинально не действуют и ее коррозионную стойкость не меняют. Поэтому актуальной задачей является снижение выгорания легирующих элементов. Этого можно достичь, изменив динамические свойства источника питания в результате использования инверторного выпрямителя. **Цель работы:** измерить размеры ЗТВ и концентрацию легирующих элементов в различных зонах соединения при сварке с инверторным и диодным источниками питания. **В работе исследованы** сварные соединения стали 12Х18Н10Т, полученные с применением источников питания, реализующих разные формы преобразования энергии: ВДУ-506 (традиционная) и ARC 200i (высокочастотная) с применением покрытых электродов марки ОК-61.30. **Методами исследования** являются спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что динамические свойства источников питания, реализующих различные способы преобразования энергии, оказывают влияние на химический и структурно-фазовый состав наплавленного металла. Установлено, что использование инверторного выпрямителя в сравнении с диодным способствует увеличению содержания в наплавленном металле Mn на 14 % и Cr на 3 %, уменьшению размеров зерна в наплавленном металле на 40 % и зоне термического влияния на 44 %, сокращению протяженности ЗТВ сварного соединения на 32 %.

Для цитирования: Влияние режимов сварки и различных источников тока на формирование сварного шва стали 12Х18Н10Т / Р.А. Мамадалиев, В.Н. Кусков, П.В. Бахматов, Д.П. Ильященко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 35–45. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-35-45.

Введение

Одним из главных эксплуатационных свойств аустенитных сталей с высоким содержанием хрома и никеля является химическая стойкость в солевых, щелочных и кислотных водных

растворах в широком диапазоне температур [1]. Высокие прочность и пластичность сталей делают их уникальным материалом, который имеет немаловажное значение в различных отраслях современного хозяйства. Разнообразные конструкции выполняют с использованием материала из аустенитной стали и соединения его дуговой сваркой. Изделия из хромоникелевых сталей свариваются без ограничений, но требование к устойчивости против внешних воздействий агрессивной среды, приводящих к коррозии шва,

*Адрес для переписки

Мамадалиев Расул Ахмадович, старший преподаватель
 Тюменский индустриальный университет,
 ул. Володарского, 38,
 625000, г. Тюмень, Россия
 Тел.: 8 (929) 200-50-04, e-mail: Mamadaliev_it@mail.ru

имеет повышенное значение [1, 2]. Коррозия проявляется в наплавленном металле или зоне термического влияния, причиной чего может быть электрохимическая гетерогенность структуры и химического состава [3], а также хаотичное расположение напряженного состояния в металле [4]. Повысить коррозионную стойкость пытаются в первую очередь путем воздействия на металл сварного шва. При этом при сварке используют электроды с основным покрытием и наличием в электроде легирующих элементов [4], которые уменьшают вероятность образования дельта-феррита [5]. Редкоземельные элементы также модифицируют металл шва во время и после сварки [6–8]. Наконец, в сварочную ванну внедряют нанопорошки для измельчения структуры шва и повышения ее устойчивости [9–11]. Зона термического влияния зависит не только от тепловложения в сварное соединение, но и от состава материала. Более энергосберегающими и перспективными в этом отношении являются инверторные источники питания [11], которые позволяют сократить протяженность зоны термического влияния и понизить коррозионное разрушение. Цель настоящей работы заключалась в установлении закономерностей влияния вида источника питания сварочной дуги (диодного и инверторного) и режима ручной дуговой сварки покрытыми электродами на структуру наплавленного металла и распределении легирующих элементов в различных зонах соединения.

Для достижения поставленной цели решали следующие задачи: расчет тепловых полей в сварном соединении; термодинамический расчет

одновременного перехода легирующих элементов в наплавленный металл (на примере хрома); оценка влияния эффективной тепловой мощности источника нагрева в интервале 1490...3060 Вт на переход легирующих элементов в наплавленный металл, анализ характера распределения легирующих элементов по высоте наплавленного металла.

Методика исследований

В качестве материала для исследования были использованы пластины горячекатаной коррозионно-стойкой стали 12X18H10T (ГОСТ 5632-2014) толщиной 18 мм. Размеры свариваемых пластин составляли 150×150 мм. Химический состав стали приведен в табл. 1.

На пластину в нижнем положении на постоянном токе обратной полярности наплавливали валики электродами марки ОК-61.30 диаметром 3 мм за несколько проходов. Для наплавки использовали два различных выпрямителя: диодный ВДУ-506 (Россия) и инверторный ARC 200i (Кемпу, Финляндия). Наплавку вели поперечными колебательными движениями торца электрода «полумесяцем» с обеспечением скорости наплавки 2...3 м/ч, ширины наплавленного валика 12...13 мм и высоты 2...3 мм. В ходе наплавки варьировали силу сварочного тока в диапазоне $I_{св} = 60...140$ А с шагом 20 А (интервал исследованных величин эффективной тепловой мощности 1490...3060 Вт) [1–3, 5]. Таким образом, общее количество наплавленных валиков составляло 10 шт; межваликовая температура – 150 °С.

Таблица 1

Table 1

Химический состав стали 12X18H10T
Chemical composition of austenitic stainless chromium-nickel steel

Содержание легирующих элементов, %									
Исследуемый образец	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Fe	S	P
	0,11	0,52	1,73	17,91	10,15	0,71	68,85	0,01	0,01
ГОСТ 5632–2014	Не более 0,12	Не более 0,8	Не более 2,0	17,0–19,0	9...11	0,5...0,8	Остальное	Не более 0,02	Не более 0,04

Для определения общего химического состава наплавленного металла, электродного стержня и покрытия использовали рентгенофлуоресцентный спектрометр X-MET 5000 с пакетом программ X-MET. Источником возбуждения служила рентгеновская трубка с родиевым анодом PW 1404/00 (напряжение 60 кВ, сила тока 50 мА). Время на определение одного элемента на глубине 0,1...0,5 мм от поверхности составляло около одной минуты.

Микроструктуру наплавленного металла исследовали с помощью микроскопа металлографического METAM PB-22. Для выявления сварных соединений использовали реактив следующего состава – глицерин : соляная кислота : азотная кислота = 4 : 4 : 3. Применялся только свежеприготовленный реактив. Время травления подбиралось индивидуально для каждого образца (от минуты и более).

Для микроэлементного анализа применили высокоэффективный рентгенофлуоресцентный спектрометр Fischerscope XRAY XDV-SDD с программируемым измерительным столом (X/Y-платформа) и перемещением измерительного модуля по вертикали (трубка с детектором, ось Z) для неразрушающих измерений.

Распределение тепловых полей рассчитывали с использованием разработанной оригинальной программы TPOLE. При этом учитывали теплофизические параметры, размеры пластины, эффективную тепловую мощность

источника нагрева. Вычисления выполняли для каждого валика в отдельности. Выбирали расчетную схему быстро движущегося источника на поверхности полубесконечного тела [17–20]. Значения x , y , z принимали в сантиметрах (рис. 1). С учетом возможности многопроходной сварки приняли постепенное увеличение начальной температуры T_0 с 298 до 798 К через 100 К.

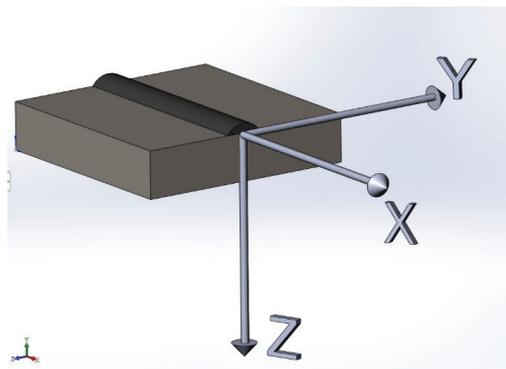


Рис. 1. Схема при расчете в программе TPOLE

Fig. 1. Scheme of calculation in the TPOLE program

Результаты и их обсуждение

Результаты химического анализа электродной проволоки и покрытия электродов ОК 61.30 приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Table 2

Химический состав электродной проволоки
Chemical composition of an electrode wire

C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Nb, %	S, %	P, %	Fe, %
0,05	0,05	2,03	19,55	9,66	0,02	0,01	0,02	Остальное

Таблица 3

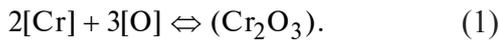
Table 3

Химический состав электродного покрытия
Chemical composition of an electrode covering

Si, %	Mn, %	Cr, %	Mo, %	Ca, %	Ti, %	V, %	Fe, %	Связующие
1,5	4,69	17,16	0,35	20,0	7,01	1,03	41,07	Остальное

Следует отметить, что в покрытии электродов ОК 61.30 содержится не менее 17 % хрома, 4,6...4,8 % марганца и порядка 41,1 % железа [3]. В проволоке электродов содержится приблизительно 19,6 % хрома, не более 10,0 % никеля и не более 0,06 % кремния.

Чтобы оценить полноту протекания реакции легирующих элементов во время сварки выполнили термодинамические расчеты одновременного перехода легирующих элементов. В качестве примера приведем расчеты для хрома:



Константа равновесия для этой реакции определяется по формуле

$$K_1 = \frac{a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}}{a_{\text{Cr}}^2 a_{\text{O}}^3}, \quad (2)$$

где a_i – активность i -го элемента (индекс константы соответствует номеру записанного уравнения реакции).

Рассмотрим взаимодействие образовавшихся оксидов с вводимыми в сталь компонентами, например:



для которой константу равновесия можно рассчитать как

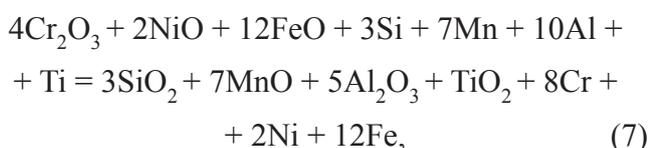
$$K_3 = \frac{a_{\text{Cr}}^2 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}}{a_{\text{Cr}_2\text{O}_3} a_{\text{Al}}^2}. \quad (4)$$

Учтем взаимодействие вводимых в наплавленный металл компонентов с основной сталь-железо:



$$K_{\text{Fe}} = \frac{a_{\text{Fe}}^3 a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}}{a_{\text{FeO}}^3 a_{\text{Cr}}^2}. \quad (6)$$

Результирующее уравнение записано как



а величина константы равновесия может быть рассчитана по уравнению

$$\frac{a_{\text{NiO}}^3 a_{\text{SiO}_2}^3 a_{\text{MnO}}^3 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}^3 a_{\text{SiO}_2}^3 a_{\text{MnO}}^3 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}^3 a_{\text{MnO}}^2 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}^2 a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^3 a_{\text{NiO}}}{a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^2 a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^2 a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^2 a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^2 a_{\text{NiO}}^2 a_{\text{NiO}}^2 a_{\text{NiO}}^2 a_{\text{SiO}_2}^3 a_{\text{SiO}_2}^3 a_{\text{FeO}}^3 a_{\text{FeO}}^3} \times \\ \times \frac{a_{\text{SiO}_2}^3 a_{\text{MnO}}^3 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}^3 a_{\text{TiO}_2}}{a_{\text{FeO}}^2 a_{\text{FeO}}^2 a_{\text{FeO}}^3 a_{\text{FeO}}^2} = \frac{a_{\text{MnO}}^7 a_{\text{Al}_2\text{O}_3}^5 a_{\text{TiO}_2}^3 a_{\text{SiO}_2}^3}{a_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^4 a_{\text{NiO}}^2 a_{\text{FeO}}^{12}}. \quad (8)$$

С учетом того, что оксиды «чужих» элементов не растворяются в железе (они образуют собственную фазу в виде включений), примем активность оксидов, введенных в наплавленный металл, равную 1. Кислород в железе растворяется незначительно.

С учетом известной зависимости рассчитаем константу

$$K_i = 10^{\frac{-\Delta G_i^0}{2,3^0 RT}}, \quad (9)$$

где R – универсальная газовая постоянная.

В уравнении (9) значения изменения стандартной энергии Гиббса ΔG_i^0 взяли из справочника [8].

Константы равновесия записанных выше реакций при температурах 2000 и 2500 К являются наиболее вероятными крайними точками температур сварочной ванны и капель электродного металла при электродуговой сварке стали покрытыми электродами [20].

Результаты расчетов сведены в табл. 4. По значениям K_i можем определить соотношение конечных и исходных веществ и оценить полноту протекания реакции.

Расчет тепловых полей позволяет оценить распределение температур по длине шва (x) и перпендикулярно шву (y). В соответствии со схемой (см. рис. 1) рассчитали эффективную тепловую мощность в разных точках верхней поверхности пластины. Построение кривых термических циклов осуществляли по двум вариантам:

1) по оси абсцисс откладывали значения y , по оси ординат – значения температур при $x = \text{const}$ (рис. 3 и 5);

2) по оси абсцисс откладывали значения x , по оси ординат – значения температур, при $y = \text{const}$ (рис. 2 и 4);

Для каждой начальной температуры строили свои кривые термических циклов. Для начальной температуры 298 К значения температур в различных точках на поверхности пластины

Константы равновесия рассмотренных реакций

Balance constants of the considered reactions

Взаимодействующие элементы	Стандартное измерение энергии Гиббса – ΔG_i° , Дж/моль при температуре		Константа равновесия реакции K_i при температуре	
	2000 К	2500 К	2000 К	2500 К
$2[\text{Cr}] + 3[\text{O}]$	618,2	483,2	$1,49 \cdot 10^{16}$	$1,30 \cdot 10^{10}$
$[\text{Ni}] + [\text{O}]$	63,1	15,5	44,7	2,11
$[\text{Si}] + 2[\text{O}]$	517,9	424,3	$3,53 \cdot 10^{13}$	$7,57 \cdot 10^8$
$[\text{Mn}] + [\text{O}]$	230,7	179,3	$1,08 \cdot 10^6$	$5,66 \cdot 10^3$
$2[\text{Al}] + 3[\text{O}]$	1034,6	884,1	$1,16 \cdot 10^{27}$	$3,18 \cdot 10^{18}$
$[\text{Ti}] + 2[\text{O}]$	336,1	297,6	$6,19 \cdot 10^8$	$1,69 \cdot 10^6$
$[\text{Fe}] + [\text{O}]$	140,4	115,6	$4,72 \cdot 10^3$	$2,62 \cdot 10^2$
$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3[\text{Ni}]$	-428,9	-436,7	$6,02 \cdot 10^{-11}$	$1,38 \cdot 10^{-9}$
$2[\text{Cr}_2\text{O}_3] + 3[\text{Si}]$	317,3	306,5	$2,00 \cdot 10^8$	$2,60 \cdot 10^6$
$2[\text{Cr}_2\text{O}_3] + 3[\text{Mn}]$	73,9	54,7	85,75	13,96
$2[\text{Cr}_2\text{O}_3] + 2[\text{Al}]$	416,4	400,9	$7,82 \cdot 10^{10}$	$2,46 \cdot 10^8$
$2(\text{NiO}) + [\text{Si}]$	391,7	393,3	$1,77 \cdot 10^{10}$	$1,70 \cdot 10^8$
$3.25(\text{NiO}) + [\text{Mn}]$	167,6	163,8	$2,40 \cdot 10^4$	$2,68 \cdot 10^3$
$3(\text{NiO}) + 2[\text{Al}]$	845,3	837,6	$1,30 \cdot 10^{22}$	$3,39 \cdot 10^{17}$
$(\text{SiO}_2) + 2[\text{Mn}]$	-56,5	-65,7	$3,72 \cdot 10^{-2}$	$4,21 \cdot 10^{-2}$
$3(\text{SiO}_2) + 4[\text{Al}]$	796,3	495,3	$6,78 \cdot 10^{20}$	$2,32 \cdot 10^{10}$
$3(\text{FeO}) + 2[\text{Cr}]$	197,0	136,4	$1,42 \cdot 10^5$	$7,16 \cdot 10^2$
$(\text{FeO}) + [\text{Ni}] \Leftrightarrow [\text{Fe}] + (\text{NiO})$	-77,3	-100,1	$9,50 \cdot 10^{-3}$	$8,04 \cdot 10^{-3}$
$2(\text{FeO}) + [\text{Si}] \Leftrightarrow 2[\text{Fe}] + (\text{SiO}_2)$	237,1	193,1	$1,59 \cdot 10^6$	$1,10 \cdot 10^4$
$(\text{FeO}) + [\text{Mn}] \Leftrightarrow [\text{Fe}] + (\text{MnO})$	90,3	63,7	$2,30 \cdot 10^2$	21,53
$3(\text{FeO}) + 2[\text{Al}]$	613,4	537,3	$1,11 \cdot 10^{16}$	$1,76 \cdot 10^{11}$
$2(\text{FeO}) + [\text{Ti}]$	55,3	65,4	28,0	23,4

приведены на рис. 2 и 3. Линии на графике показывают распределения тепла от центра шва до 8 мм по оси y . В дальнейшем структурные изменения маловероятны.

Для начальной температуры 798 К результаты расчетов представлены на рис. 4 и 5.

Эффективную тепловую мощность источника нагрева определяли исходя из параметров режима сварки по формуле [3]

$$Q_3 = \eta UI,$$

где Q_3 – эффективная тепловая мощность дуги, Вт; η – эффективный коэффициент полезного действия сварочной дуги (для ручной дуговой сварки приняли $\eta = 0,7$); U – напряжение дуги, В; I – сварочный ток, А.

Исследовали наплавку на пластину в интервале эффективной тепловой мощности 1490...3060 Вт.

На рис. 6 показаны зависимости содержания хрома в наплавленном металле сварных соединений из стали 12X18H10T от эффективной

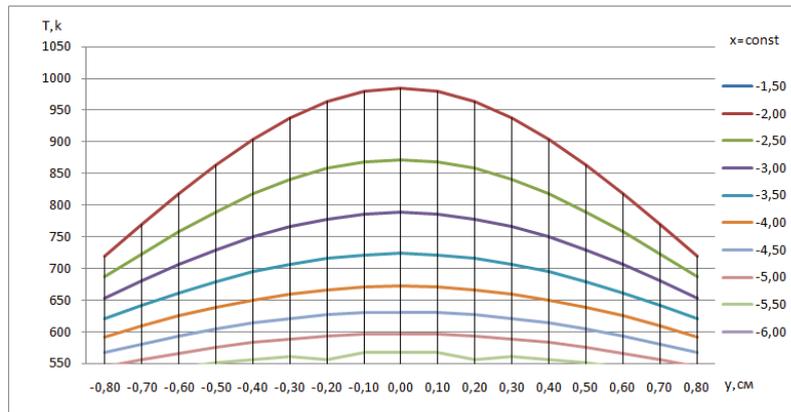


Рис. 2. Распределение температур по оси Y (перпендикулярно оси шва) при начальной температуре пластины 298 К

Fig. 2. Temperatures distribution on Y axis (perpendicular to the joint axis) at the reference temperature 298 K

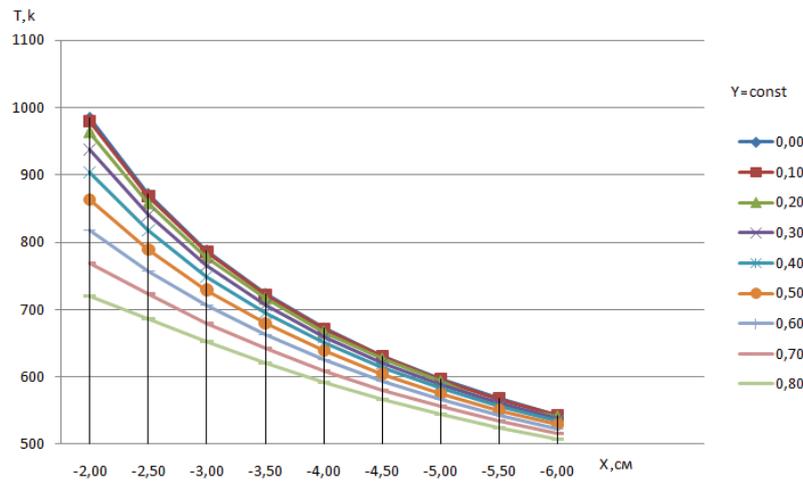


Рис. 3. Распределение температур по оси X вдоль шва (при постоянных значениях Y) при начальной температуре 298 К

Fig. 3. Temperatures distribution on X axis along the joint (at constant Y values) at the reference temperature 298 K

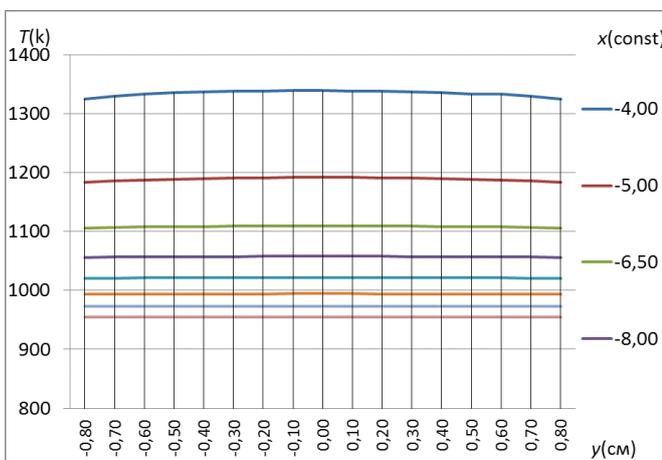


Рис. 4. Распределение температур вдоль оси Y при начальной температуре 798 К

Fig. 4. Temperatures distribution along axis Y at the reference temperature 798 K

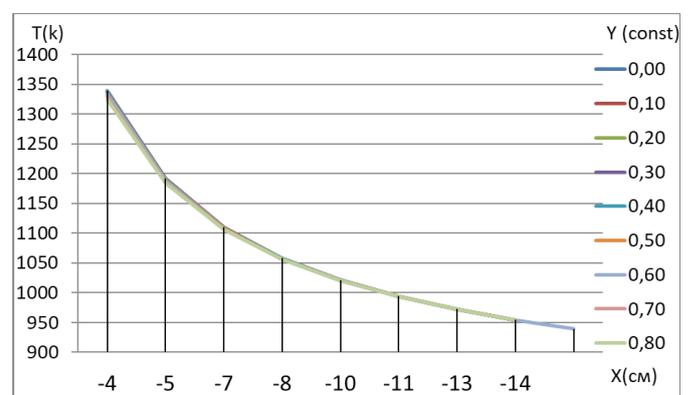


Рис. 5. Распределение температур вдоль оси X при начальной температуре 798 К

Fig. 5. Temperatures distribution along axis X at the reference temperature 798 K

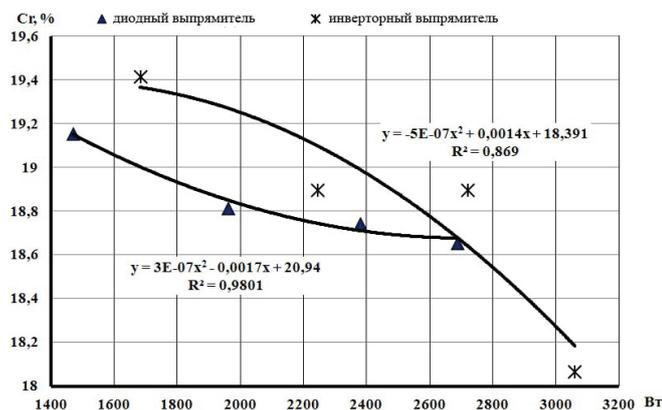


Рис. 6. Зависимость содержания хрома в наплавленном металле от эффективной тепловой мощности дуги при получении соединений стали 12Х18Н10Т электродами ОК-61.30 (в данном случае в приведенных на графике уравнениях регрессии $y = Cr \%$, $x = Q_3$, Вт)

Fig. 6. Dependence of chrome content in the weld metal on the effective thermal power of an arch when receiving joints of austenitic stainless chromium-nickel steel by ОК-61.30 electrodes

тепловой мощности дуги при использовании различных источников питания.

Инверторный источник обладает большей на 12 % величиной Q_3 по сравнению с выпрямителем. Этот вывод сделан из наблюдения за формированием сварочной ванны и термодинамической картиной, происходящей в ней. Так, при достижении $Q_3 = 2700$ Вт при использовании диодного выпрямителя металл шва достигал максимальной жидкотекучести, и формирование валика становилось затруднительным. В свою очередь, при использовании инверторного источника такой эффект наблюдался на значительно больших токах, когда Q_3 достигала 3050 Вт.

Микроструктура наплавленного металла и зоны термического влияния при использовании источников питания с различными динамическими свойствами и на режиме сварки $I_{св} = 80$ А представлена на рис. 7.

На рис. 7, а и б показана микроструктура переходных зон от металла наплавленного валика к основному металлу. В обоих исследованных наплавленных валиках зона термического влияния плавно без резких границ переходит к основному металлу. Наименьшая ширина зоны термического влияния (75 мкм) зафиксирована в соединении, выполненном с помощью инверторного источника питания (рис. 7, б), а наибольшая (300 мкм) –

в соединении, выполненном с диодным выпрямителем (рис. 7, а).

При использовании диодного выпрямителя в наплавленном металле структура неоднородная, дендриты разной длины, хорошо развитые. Их средняя ширина составляет ≈ 2 мкм. В междендритных промежутках металл имеет зеренную структуру, характерную для хромоникелевого аустенита со средним размером ≈ 20 мкм (рис. 7, в).

В случае инверторного выпрямителя наплавленный металл более однороден по структуре; дендриты в среднем менее протяженные, их ширина меньше 2 мкм; междендритное пространство имеет меньшую площадь; зеренное строение выражено ярче, а средний размер зерна в полтора раза меньше и составляет ≈ 12 мкм (рис. 7, з).

Зона термического влияния в обоих случаях имеет полиэдрическое зеренное строение, характерное для хромоникелевого аустенита (рис. 7, д и е). Средний размер зерна заметно больше, чем в наплавленном металле, особенно в образце, выполненном с помощью диодного источника, где он достигает 54 мкм (рис. 7, д). Некоторые зерна содержат двойники. В зоне термического влияния сварного соединения, полученного с помощью инверторного выпрямителя, средний размер зерна меньше на ≈ 30 мкм, а степень двойникования зерен выше (рис. 7, е).

Структура основного металла одинакова, средний размер зерен составляет 20 мкм.

Выводы

1. Получили результаты натурального эксперимента по определению зависимостей перехода легирующих элементов от параметров режима сварки и типа источника питания при использовании покрытых электродов марки ОК61.30.

2. Установлено, что применение инверторного источника по сравнению с диодным выпрямителем позволяет вести сварку на больших энергетических мощностях с обеспечением удовлетворительного формирования валика. При этом на 32 % увеличивается ЗТВ, но стабилизируется содержание основных легирующих элементов: Mn на 14 % и Cr на 3 %, уменьшается размер зерна в наплавленном металле на 40 % и зоне термического влияния на 44 %. Такой

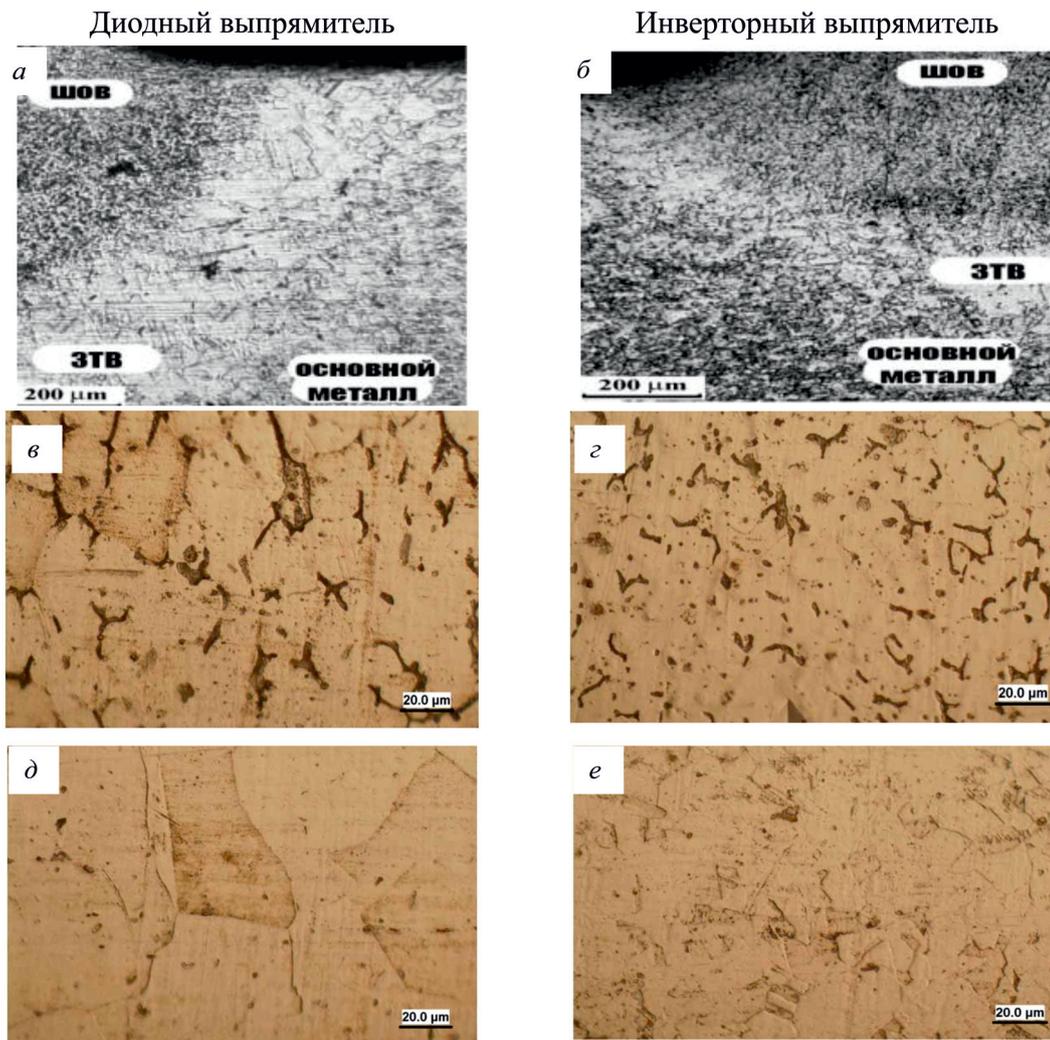


Рис. 7. Микроструктура переходных зон (а, б), металла шва (в, г) и ЗТВ (д, е) при сварке пластин из стали 12Х18Н10Т электродами ОК 61.30 с применением различных источников питания

Fig. 7. Microstructure of transition zone (a, б), weld metal (в, г) and HAZ (д, е) in the joints of austenitic stainless chromium-nickel steel, obtained with the use of ОК 61.30 electrodes and various power supplies

эффект может быть применен для увеличения скорости сварки либо глубины проплавления, а также для снижения энергетических параметров режима с сохранением концентрации легирующих элементов.

3. С повышением начальной температуры различие между температурами вдоль осей Y и X уменьшается, и при $T_0 = 598$ К они практически сливаются при шаге $\Delta Y = 0,1$ см, т. е. на расстоянии более 1 см перпендикулярно оси шва практически не происходят изменения температуры, линии $T = f(y)$ имеют меньшую кривизну (спрямляются). Повышение начальной температуры приводит к росту температуры вблизи очага нагрева. Расчеты показывают, что увеличение T_0

от 298 до 798 К повышает температуру в точке $x = 2,0$ см с 964 К до $T_{пл}$ при $y = 0,2$ (–0,2) см.

Список литературы

1. Arc characteristics and metal transfer process of hybrid laser double GMA welding / H.L. Wei, H. Li, L.J. Yang, Y. Gao, X.P. Ding // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Iss. 77 (5–8). – P. 1019–1028. – doi: 10.1007/s00170-014-6537-5.
2. Secondary austenite precipitation during the welding of duplex stainless steels / S. de Alencar Pires, M.F. de Campos, C.J. Marcelo, C.R. Xavier // Materials Science Forum. – 2016. – N 869. – P. 562–566.
3. Kuskov V.N., Mamadaliev R.A., Obukhov A.G. The transition of the alloying elements in the weld metal



when welding steel 12X18H10T // Fundamental Research. – 2013. – N 11. – P. 1794–1797.

4. Physical nature of the processes in forming structures, phase and chemical compositions of medium-carbon steel welds / D.P. Il'yaschenko, D.A. Chinakhov, V.I. Danilov, G.V. Schlyakhova, Yu.M. Gotovshchik // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – N 91 (1). – P. 45–51.

5. Influence of filler wire composition on weld microstructures of a 444 ferritic stainless steel grade / V. Villaret, F. Deschaux-Beaume, C. Bordreuil, S. Rouquette, C. Chovet // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213, iss. 9. – P. 1538–1547. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.03.026.

6. Пановко В.М. О коэффициентах перехода и расчете химического состава металла при наплавке // Сварочное производство. – 1970. – № 8. – С. 33–35.

7. Petronius I., Bamberger M. The influence of basic vs. rutile electrode on the composition of duplex stainless steel weldments // Materials Research and Advanced Techniques. – 2002. – Vol. 93, iss. 2. – P. 155–159. – doi: 10.3139/146.020155.

8. Silva E.C. da, Garutti A.C. Engineering optimization experiments applied to welded joints // SAE Technical Papers. – 1997. – N 5. – P. 27–35.

9. Мазель А.Г. Об оценке переноса металла в дуге при ручной сварке по осциллограммам тока и напряжения дуги // Сварочное производство. – 1957. – № 12. – С. 9–12.

10. Experimental and numerical investigation of an electromagnetic weld pool control for laser beam welding / M. Bachmann, V. Avilov, A. Gumenyuk, M. Rethmeier // Physics Procedia. – 2014. – Vol. 56. – P. 515–524. – doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.006.

11. Вотинова Е.Б., Шалимов М.П. Взаимосвязь усредненного и парциальных коэффициентов перехода элементов при ручной дуговой сварке // Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия. – 2015. – Т. 15, № 1. – С. 88–90.

12. Votinova E.B., Shalimov M.P. Application of the complete material balance method to estimate the composition of weld metal in manual arc welding // Solid State Phenomena. – 2017. – Vol. 265. – P. 762–766. – doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.762.

13. Shalimov M.P., Votinova E.B. Optimization of welding electrode coating composition based on simulation of interaction processes in metal-slag-gas system // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 870. – P. 593–597. – doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.593.

14. Ueyama T. Welding power sources // Journal of the Japan Welding Society. – 2008. – Vol. 77, iss. 2. – P. 129–134. – doi: 10.2207/jjws.77.129.

15. Yamaguchi T., Taira T., Hirabayashi K. Improvement of toughness of submerged arc weld metal of controlled rolled steel plates (Report 1) // Journal of the Japan Welding Society. – 1977. – Vol. 46, iss. 9. – P. 656–659. – doi: 10.2207/qjws1943.46.9_656.

16. Sorokin L.I., Sidlin Z.A. Evaluation of the effect of alloying elements on pore formation when welding nickel-chromium alloys // Welding International. – 1998. – Vol. 12, iss. 3. – P. 229–232.

17. Finite element analysis of temperature field in multi-pass welding of thick steel plate / G. Xu, B. Du, Z. Dong, J. Zhu // Transactions of the China Welding Institution. – 2013. – Vol. 34, iss. 5. – P. 87–90.

18. Mita T. Participation in the welding power sources // Journal of the Japan Welding Society. – 2014. – Vol. 83, iss. 2. – P. 85–87.

19. Alloying elements transition into the weld metal when using an inventor power source / R.A. Mamadaliev, V.N. Kuskov, A.A. Popova, D.V. Valuev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – N 127. – P. 15–24.

20. Modelling of friction stir welding of 304 stainless steel / A. Smith, M. Al-Moussawi, A. Young, S. Cater, M. Faraji // Proceedings of the European Simulation and Modelling Conference ESM'2016. – Las Palmas, Spain, 2016. – P. 351–355.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Influence of Welding Conditions and Different Current Sources on Formation of Welded Seam of Steel Austenitic Stainless Chromium-Nickel Steel

Rasul Mamadaliyev^{1, a, *}, Viktor Kuskov^{1, b}, Pavel Bakhmatov^{2, c}, Dmitriy Ilyashchenko^{3, d}

¹ Tyumen Industrial University, 38 Volodarskogo, Tyumen, 625000, Russian Federation

² Komsomolsk-na-Amure State University, 27 Lenin Prospect, Komsomolsk-on-Amur, 681013, Russian Federation

³ Yurga Institute of Technology, TPU Affiliate, 26 Leningradskaya st., Yurga, 652055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>, Mamadaliyev_it@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-9690-7982>, vnkuskov@yandex.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-4271-0428>, mim@knastu.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0003-0409-8386>, mita8@rambler.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 June 2018

Revised: 25 June 2018

Accepted: 02 November 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Manual arc welding

Coated electrode

Chemical composition

Microstructure

Chromium

Nickel

Magnesium

Austenitic stainless chromium-nickel steel

Welding rectifier

Inverter

Current source

Current strength

ABSTRACT

Introduction. Energy impact exerted by the welding process on the joined parts made of austenite steel contributes to the unfavorable processes in the heat-affected zone (HAZ) of the welded joint, namely to the change of the structural-phase composition, burnout of alloying elements, reduction of strength characteristics, which is a prerequisite to the formation of nuclei of corrosion attack during operation and a decrease in mechanical characteristics of the welded structure. All known methods of enhancing corrosion resistance of welded joints influence only the weld metal, but have no significant influence the heat-affected zone state and do not change its corrosion resistance. **The purpose of the work.** Therefore, selection of welding conditions, reducing the burnout of alloying elements and shortening the HAZ extension is a relevant task. **The paper studies** the welded joints of austenitic stainless chromium-nickel steel obtained by welding using power sources that implement different forms of energy conversion: VDU-506 (traditional) and ARC 200i (high-frequency) with application of coated electrodes of OK-61.30 grade. **The research methods** are spectral analysis of the chemical composition and metallographic studies of weld metal. **Results and Discussion.** It is revealed that the dynamic properties of power sources that implement different methods of energy conversion influence the chemical, structural and phase composition of the weld metal. It is established that the use of an inverter rectifier, as compared with a diode one, promotes a content increase in the weld metal: Mn by 14% and Cr by 3%; a decrease of the grain size in the weld metal by 40% and in the heat-affected zone by 44%; a reduction in the HAZ extension of the welded seam by 32%.

For citation: Mamadaliyev R.A., Kuskov V.N., Bakhmatov P.V., Ilyashchenko D.P. Influence of welding conditions and different current sources on formation of welded seam of steel austenitic stainless chromium-nickel steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 35–45. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-35-45. (In Russian).

References

1. Wei H.L., Li H., Yang L.J., Gao Y., Ding X.P. Arc characteristics and metal transfer process of hybrid laser double GMA welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 77, iss. (5–8), pp. 1019–1028. doi: 10.1007/s00170-014-6537-5.
2. Alencar Pires S. de, Campos M.F. de, Marcelo C.J., Xavier C.R. Secondary austenite precipitation during the welding of duplex stainless steels. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 869, pp. 562–566. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.869.562.

* Corresponding author

Mamadaliyev Rasul A., Senior Lecturer

Tyumen Industrial University

38 Volodarskogo,

Tyumen, 625000, Russian Federation

Tel.: 8 (929) 200-50-04, e-mail: Mamadaliyev_it@mail.ru



3. Kuskov V.N., Mamadaliev R.A., Obukhov A.G. The transition of the alloying elements in the weld metal when welding steel 12X18H10T. *Fundamental Research*, 2013, no. 11, pp. 1794–1797.
4. Il'yaschenko D.P., Chinakhov D.A., Danilov V.I., Schlyakhova G.V., Gotovshchik Yu.M. Physical nature of the processes in forming structures, phase and chemical compositions of medium-carbon steel welds. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 91 (1), pp. 45–51. doi: 10.1088/1757-899X/91/1/012006.
5. Villaret V., Deschaux-Beaume F., Bordreuil C., Rouquette S., Chovet C. Influence of filler wire composition on weld microstructures of a 444 ferritic stainless steel grade. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, vol. 213, iss. 9, pp. 1538–1547. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.03.026.
6. Panovko V.M. O koeffitsientakh perekhoda i raschete khimicheskogo sostava metalla pri naplavke [On the conversion factors and the calculation of the chemical composition of the metal during welding]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 1970, no. 8, pp. 33–35. (In Russian).
7. Petronius I., Bamberger M. The influence of basic vs. rutile electrode on the composition of duplex stainless steel weldments. *Materials Research and Advanced Techniques*, 2002, vol. 93, iss. 2, pp. 155–159. doi: 10.3139/146.020155.
8. Silva E.C. da, Garutti A.C. Engineering optimization experiments applied to welded joints. *SAE Technical Papers*, 1997, no. 5, pp. 27–35.
9. Moselle A.G. Ob otsenke perenosa metalla v duge pri ruchnoi svarke po ostsillogrammam toka i napryazheniya dugi [About assessment of transfer of metal in an arch at manual welding according to oscillograms of current and tension of an arch]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 1957, no. 12, pp. 9–12. (In Russian).
10. Bachmann M., Avilov V., Gumenyuk A., Rethmeier M. Experimental and numerical investigation of an electromagnetic weld pool control for laser beam welding. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 515–524. doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.006.
11. Votnova E.B., Shalimov M.P. Vzaimosvyaz' usrednennogo i partial'nykh koeffitsientov perekhoda elementov pri ruchnoi dugovoi svarke [The relationship of average and partial coefficients of element transition in manual arc welding]. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*, 2015, vol. 15, no. 1, pp. 88–90.
12. Votnova E.B., Shalimov M.P. Application of the complete material balance method to estimate the composition of weld metal in manual arc welding. *Solid State Phenomena*, 2017, vol. 265, pp. 762–766. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.762.
13. Shalimov M.P., Votnova E.B. Optimization of welding electrode coating composition based on simulation of interaction processes in metal-slag-gas system. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 870, pp. 593–597. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.593.
14. Ueyama T. Welding power sources. *Journal of the Japan Welding Society*, 2008, vol. 77, iss. 2, pp. 129–134. doi: 10.2207/jjws.77.129.
15. Yamaguchi T., Taira T., Hirabayashi K. Improvement of toughness of submerged arc weld metal of controlled rolled steel plates (Report 1). *Journal of the Japan Welding Society*, 1977, vol. 46, iss. 9, pp. 656–659. doi: 10.2207/qjws1943.46.9_656.
16. Sorokin L.I., Sidlin Z.A. Evaluation of the effect of alloying elements on pore formation when welding nickel-chromium alloys. *Welding International*, 1998, vol. 12, iss. 3, pp. 229–232.
17. Xu G., Du B., Dong Z., Zhu J. Finite element analysis of temperature field in multi-pass welding of thick steel plate. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, vol. 34, iss. 5, pp. 87–90.
18. Mita T. Participation in the welding power sources. *Journal of the Japan Welding Society*, 2014, vol. 83, iss. 2, pp. 85–87.
19. Mamadaliev R.A., Kuskov V.N., Popova A.A., Valuev D.V. Alloying elements transition into the weld metal when using an inventor power source. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, no. 127, pp. 15–24.
20. Smith A., Al-Moussawi M., Young A., Cater S., Faraji M. Modelling of friction stir welding of 304 stainless steel. *Proceedings of the European Simulation and Modelling Conference ESM'2016*, Las-Palmas, Spain, 2016, pp. 351–355.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на работоспособность режущего твердосплавного инструмента типа ТК и ВК

Александр Соколов ^a, Эдуард Бобылёв ^{b, *}

Кубанский государственный технологический университет, ул. Московская, 2, г. Краснодар, 350072, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-8105-1429>, sag-51@bk.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-7754-1807>, ebobylev@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.5

История статьи:

Поступила: 26 июня 2018

Рецензирование: 04 июля 2018

Принята к печати: 22 сентября 2018

Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Режущий твердосплавный инструмент

Диффузионные титановые покрытия

Стойкость инструмента

Карбид титана

Качество внутреннего объема

Финансирование

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, номер договора 18-38-00382.

АННОТАЦИЯ

Введение. Современным подходом к улучшению эксплуатационных свойств режущего инструмента является нанесение на его поверхность функциональных слоев на основе карбидов, нитридов, оксидов таких металлов, как титан, хром, алюминий, кремний и т.д. Несмотря на множество технологий нанесения покрытий на режущий инструмент, большинство из них обладают такими недостатками, как сложность оборудования, ограниченная геометрия покрываемых изделий, ограниченный элементный состав наносимых покрытий, низкие эксплуатационные свойства получаемых покрытий. Вышеуказанные недостатки отсутствуют у технологии диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворов. **Цель работы:** анализ влияния диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на износостойкость твердосплавного инструмента и качество механической обработки резанием. **Методами исследования** являлись испытания на макро- и микротвердость, микрорентгеноспектральный анализ, рентгенофазовый анализ, натурные испытания на стойкость инструмента и на качество обработанных деталей. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что функциональные диффузионные титановые слои, получаемые при помощи диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов, формируются на базе карбида титана TiC. При этом характерно наличие двух слоев – поверхностного, имеющего микротвердость порядка 30 000 МПа, и переходного, характеризующегося плавным снижением микротвердости и изменением концентрации титана. Было выявлено, что структура диффузионного слоя и переходной зоны зависит от температуры диффузионного насыщения, от длительности диффузионного насыщения, а также от режимов последующей термической обработки. Разработанная технология позволяет увеличить стойкость инструмента по сравнению с инструментом, не имеющим покрытие, до 7,4 раза, а также, имеющим PVD-покрытие, до 1,85 раза в зависимости от группы резания и скорости обработки. Наиболее эффективны покрытия при высоких скоростях резания – 190 м/мин. При этом параметр шероховатости R_a снижается до двух раз в зависимости от группы резания и режимов обработки.

Для цитирования: Соколов А.Г., Бобылёв Э.Э. Влияние диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на работоспособность режущего твердосплавного инструмента типа ТК и ВК // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 46–59. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-46-59.

Введение

Механическая обработка резанием является одним из наиболее распространенных способов получения деталей в машиностроении. Производительность процесса резания, как и качество

получаемой продукции, во многом зависят от выбора инструментального материала и свойств его поверхностных слоев. В настоящее время наиболее распространены сменные многогранные режущие пластины с механическим креплением, изготовленные из различных твердых сплавов. Применение твердых сплавов обусловлено их высокой твердостью, износостойкостью, теплостойкостью и другими физико-механическими свойствами. Однако эксплуатационные характеристики режущего инструмента могут

*Адрес для переписки

Бобылёв Эдуард Эдуардович, старший преподаватель
 Кубанский государственный технологический университет,
 ул. Московская, 2,
 350072, г. Краснодар, Россия
 Тел: +7-918-975-8933; e-mail: ebobylev@mail.ru

быть существенно улучшены за счет нанесения на поверхность инструмента износостойких покрытий.

Как правило, износостойкие покрытия формируются на базе карбидов, нитридов и оксидов таких элементов, как титан, бор, кремний, алюминий и т. д. Соединения данных элементов обладают высокой микротвердостью, термической стабильностью, износостойкостью. Наибольший интерес представляют карбиды титана, позволяющие увеличить микротвердость поверхностных слоев инструментального материала до 30 000 МПа [1–6].

Основными методами нанесения износостойких покрытий являются: метод физического нанесения покрытий (PVD), метод химического нанесения покрытий (CVD), химико-термическая обработка [7–11].

Метод физического осаждения покрытий, PVD (Physical Vapor Deposition), основан на осаждении с предварительной ионизацией элементов покрытия в парообразном агрегатном состоянии на твердой подложке. Недостатками технологий формирования покрытий PVD по сравнению с рассматриваемой технологией являются: сложность технологического оборудования, ограничения по геометрии покрываемых изделий, малая толщина покрытий [7–11].

Метод химического осаждения покрытий, CVD (Chemical Vapor Deposition), основан на получении покрытий вследствие гетерогенных химических реакций в парогазовой среде, окружающей покрываемый инструмент. Наибольшее распространение при использовании CVD нашли следующие соединения: TiC, TiCN, TiN, Al₂O₃. Общими недостатками CVD-технологий являются сложность оборудования, необходимость использования ядовитых и взрывоопасных газов и соединений [7–11].

Одним из перспективных направлений при нанесении покрытий является химико-термическая обработка (ХТО). Сущность ХТО заключается в нагреве и выдержке при заданной температуре изделий в активных твердых, жидких или газовых средах, в результате чего вследствие диффузионных процессов, в поверхностных слоях изделий изменяется элементный и структурно-фазовый состав, а следовательно, и свойства этих поверхностных слоев [1–14].

Одной из эффективных технологий ХТО является технология диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворов [15]. Технология диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворов обладает мировой новизной и в настоящее время применяется исключительно в РФ. Преимущества данной технологии по сравнению с PVD и CVD: высокая степень адгезии покрытия с покрываемым материалом, возможность покрывать изделия любой формы, простота оборудования, возможность получения многокомпонентных покрытий.

Суть технологии заключается в том, что изделия погружаются в расплав легкоплавкого металлического элемента, в котором в определенной пропорции растворены элементы покрытий. Изделия выдерживаются в расплаве при заданных температурах от 10 мин до 5 ч. За это время элементы покрытий диффундируют в поверхностный слой изделия и образуют функциональный диффузионный слой [1,7,15].

Целью данной работы является анализ влияния диффузионного титанирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на износостойкость твердосплавного инструмента и качество механической обработки резанием.

Методика исследований

Диффузионное титанирование проводилось по технологии диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворов. Титанированию подвергались пятигранные пластины PNUM – 110408 из сплавов ВК8, Т15К6, исходно не имеющие покрытия.

Диффузионное титанирование осуществлялось по разработанной технологии [15]. Покрываемые изделия погружали в ампулу с легкоплавким расплавом эвтектического состава свинец-висмут-литий, в который вводился титан в количестве 3...5 %. Пластины выдерживались от 60 до 90 мин в расплаве при температурах от 950 до 1150 °С в изотермическом режиме в среде инертных газов.

Процесс титанирования проводился в разработанной, запатентованной и изготовленной установке для диффузионной металлизации в среде легкоплавких жидкометаллических рас-

творов [16]. Данная установка обеспечивает возможность нанесения покрытий в открытой жидкометаллической ванне в циклическом режиме и совмещения процесса диффузионной металлизации с термической обработкой материала покрываемого изделия.

Перед титанированием пластины были подвергнуты кратковременной высокотемпературной цементации при температуре 1000 °С, длительностью 90 мин. Цементация служит для насыщения поверхности инструмента углеродом, за счет которого впоследствии формируются карбиды титана TiC. Цементация проводилась с применением технологии вакуумной цементации в среде пропан-бутановой смеси в вакуумной печи ВМІ ВМІСRO.

После титанирования пластины были подвергнуты старению в среде инертных газов при температуре от 500 до 800 °С. Старение проводилось с целью перераспределения углерода по покрытию и выделения второй дисперсной фазы в виде карбида титана.

Оценка стойкости, надежности резцов, а также качества получаемой после резания поверхности проводилась путем сравнительных испытаний при резании материалов, относящихся к различным группам резания. В качестве обрабатываемых материалов были выбраны: инструментальная сталь У10 после закалки и отпуска при 500 °С, при этом твердость составляла 43 HRCэ; коррозионностойкая сталь 30X13 после закалки и отпуска при температуре 750 °С, HB 240 МПа; серый чугун СЧ20, HB 240 МПа; алюминиевый сплав АМг6, HB 65 МПа; титановый сплав Вt1-00, HB 140 МПа; сталь У10 после закалки и отпуска при температуре 400 °С, 48 HRCэ.

Токарная обработка проводилась при скоростях резания 100 и 190 м/мин, подачей 0,8 мм/об, глубиной резания 1 мм. За период стойкости принималось время, за которое инструмент терял режущие свойства.

Твердость пластин проверялась по методу Роквелла и методу микроВиккерса. Твердость по Роквеллу определялась на твердомере ТК-2М по стандартной методике по шкале «А». Металлографические исследования проводились на косых микрошлифах. Исследования по определению структуры и микротвердости материала-основы проводились на микротвердомере

ПМТ-3. Микротвердость непосредственно диффузионного слоя и переходной зоны определялась на микротвердомере INCA Durascan при нагрузке 0,3 кгс.

Состав поверхностного слоя и переходной зоны исследовался методом рентгеноспектрального микроанализа. При этом использовался растровый электронный микроскоп JEOL JSM-7500F и спектрометр INCA x-sight oxford instruments. Спектрометр рентгеновский с энергетической дисперсией INCA x-sight предназначен для измерений зависимости интенсивности рентгеновского излучения от длины волны (энергии кванта) в составе растровых электронных микроскопов и электронно-зондовых микроанализаторов.

Фазовый состав покрытий определялся на многофункциональном рентгеновском дифрактометре ДРОН-7М. Съемка дифрактограмм велась на излучении CuK_α при напряжении 30 кВ и силе тока 20 мА. Для идентификации фаз использовалась база данных ICDD PDF-2.

Результаты и обсуждение

В результате проведенных исследований выявлено, что вследствие диффузионного титанирования режущего твердосплавного инструмента из среды легкоплавких жидкометаллических растворов на его поверхности образуется диффузионный слой, содержащий частицы карбида титана TiC величиной 0,5 мкм (рис. 1, 2 и 4). Получаемые по данной технологии покрытия состоят из двух слоев – поверхностного и переходного. Поверхностный слой

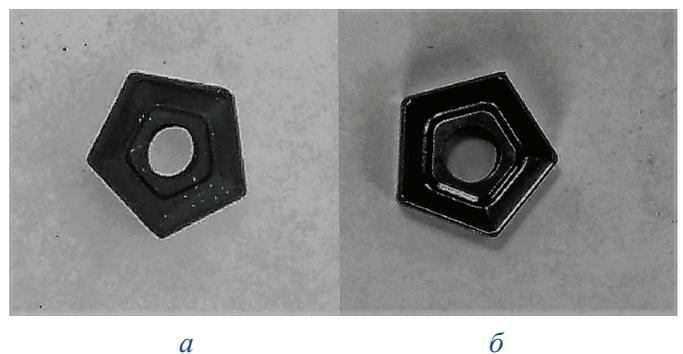


Рис. 1. Пятигранная пластина PNUM до диффузионного насыщения (а) и после диффузионного насыщения (б)

Fig. 1. Pentagonal plate PNUM before diffusion saturation (a) and after diffusion saturation (b)

формируется вследствие диффузии углерода, полученного при предварительной высокотемпературной цементации, к титану (рис. 2 и 3). При этом диффузия углерода вследствие предварительной цементации идет по кобальтовой составляющей, как и диффузия титана при диффузионном насыщении. Поверхностный слой покрытых изделий представляет собой твердый раствор карбида титана TiC в $\alpha-Ti$. Кроме того, покрытия, полученные диффузионным титанированием, формирующиеся на сплаве ВК8, характеризуются наличием в поверхностном слое интерметаллидного соединения Ti_2Co и карбида вольфрама WC (рис. 3, а и 4, а).

Между поверхностным слоем и материалом основы формируется переходной слой толщиной 10 мкм. Переходный слой характеризуется плавным снижением микротвердости от значений, характерных для поверхностного слоя, до значений микротвердости материала-основы, а также наличием в нем карбидов титана и элементов покрываемого материала, что свидетельствует о том, что формирование данного слоя осуществляется за счет гетеродиффузии между элементами покрытия и элементами покрываемого материала, что подтверждается ранее проведенными исследованиями [1].

Механизмом формирования диффузионных слоев на базе титана на твердых сплавах типа ТК и ВК является его взаимодействие с углеродом, содержащимся в покрываемом материале, с последующим образованием карбида титана. При насыщении твердых сплавов титаном характерна интенсивная диффузия углерода из покрываемого материала к поверхностным слоям покрываемого изделия. Происходит обеднение углеродом покрываемого материала, находящегося под формирующимся слоем. Одновременно происходит торможение диффузии титана в глубь покрываемого материала, что приводит к торможению роста диффузионного слоя и диффузии элементов материала-основы в образовавшийся диффузионный слой. Важной особенностью процесса является то, что блокирующее действие углерода зависит от концентрации углерода в свободной форме и термической стабильности карбидов покрытия и покрываемого материала. Важной особенностью формирования покрытий на основе карбида титана в матрице $\alpha-Ti$ на твердых сплавах является отеснение кобальта и вольфрама в переходную зону, что обусловлено их слабой взаимной растворимостью с диффундирующими элементами (рис. 3). Кроме того, при температурах проведения процесса ко-

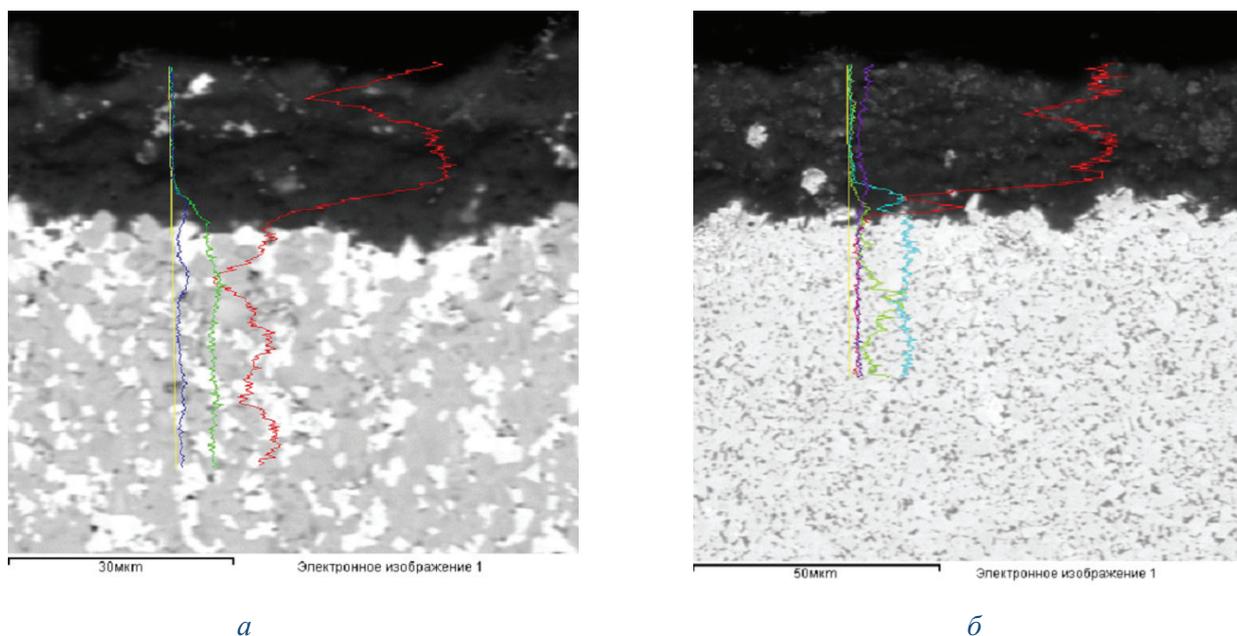


Рис. 2. Функциональный диффузионный титановый слой на твердом сплаве:
а – ВК8; б – Т15К6

Fig. 2. Functional diffusion titanium layer on the alloy:
а – hard alloy 92%WC-8%Co; б – hard alloy T15K6

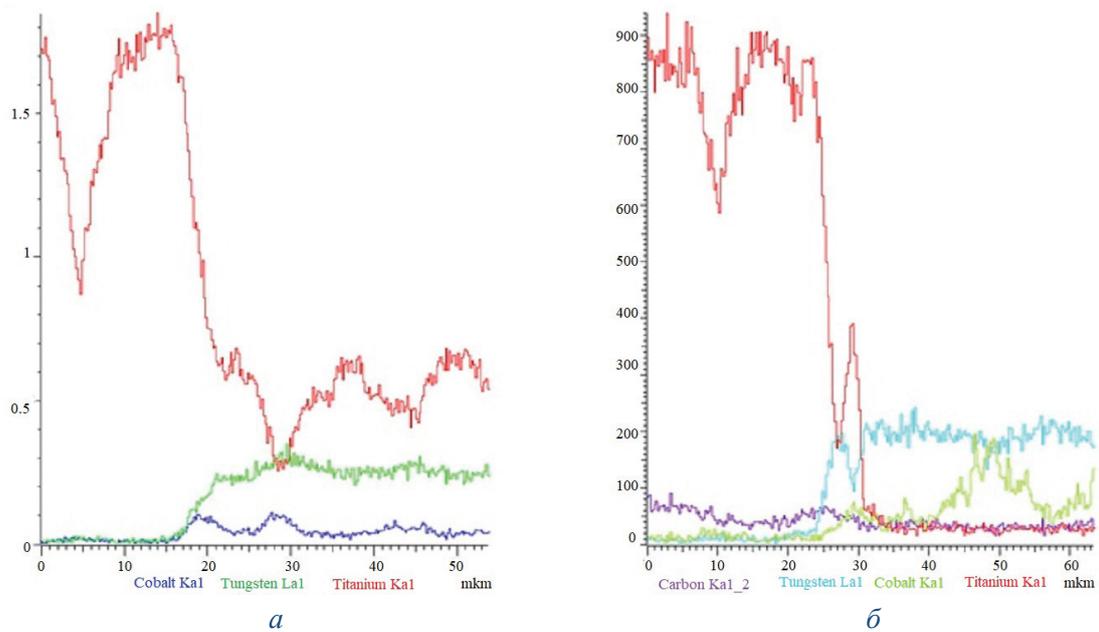


Рис. 3. Характер распределения элементов в функциональном диффузионном титановом слое и переходной зоне на сплавах:

a – T15K6; *б* – BK8

Fig. 3. Image of allocation of titanium layer on the alloy:

a – hard alloy T15K6; *б* – hard alloy 92%WC-8%Co

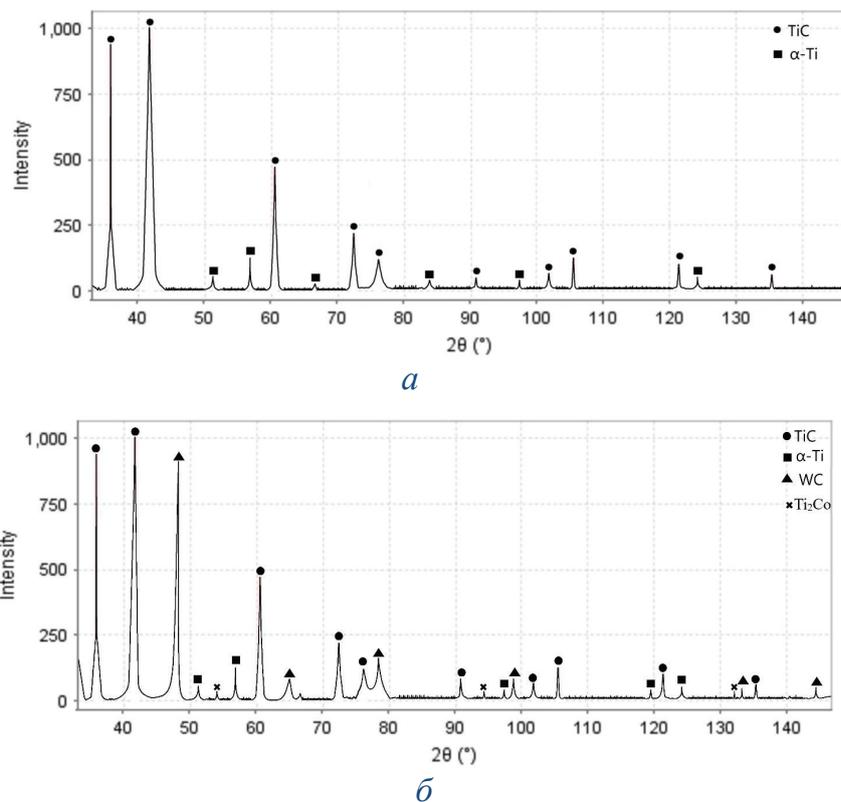


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы поверхностного слоя образцов с функциональным диффузионным титановым слоем:

a – T15K6; *б* – BK8

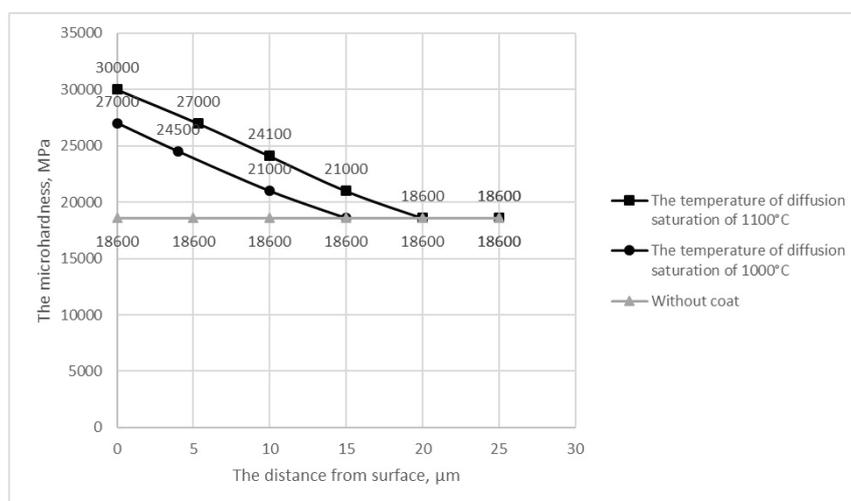
Fig. 4. X-ray diffraction patterns of sample surface with diffusion titanium coating:

a – hard alloy T15K6; *б* – hard alloy 92%WC-8%Co

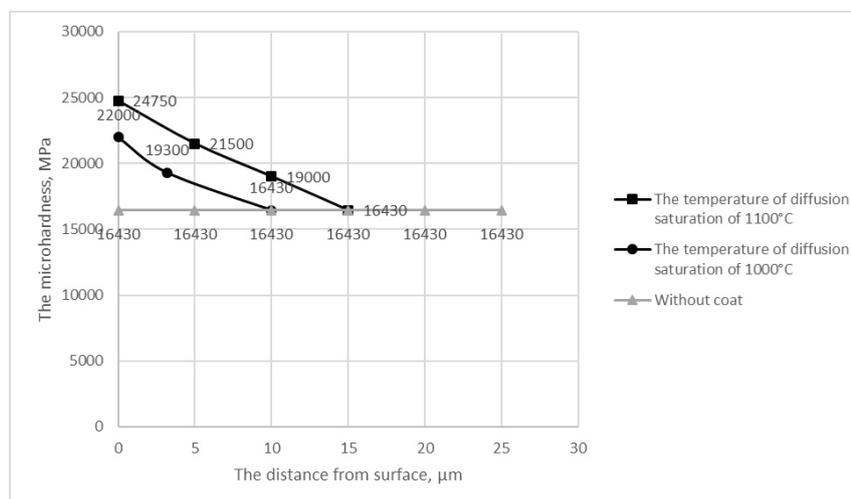
балыт и титан образуют интерметаллид Ti_2Co , присутствующий в незначительном количестве в покрытиях сплавов типа ВК, а также в переходной зоне. В сплавах типа ВК наблюдается также незначительное присутствие карбида вольфрама в поверхностном слое. Карбид вольфрама успевает диффундировать в поверхностный слой до формирования карбидов титана, препятствующих дальнейшей диффузии элементов.

Толщина функционального диффузионного титанового слоя, состоящего из карбидов ти-

тана в матрице $\alpha-Ti$, может варьироваться от 3 до 6 мкм в зависимости от типа покрываемого твердого сплава и режимов нанесения покрытия. Общая же толщина диффузионного слоя с учетом переходной зоны составляет до 20 мкм. Толщина слоя, его микротвердость, хрупкость и другие параметры зависят от режимов нанесения покрытия: температуры и выдержки изделий в расплаве. Распределение микротвердости по поверхности покрытых пластин представлено на рис. 5. Анализ влияния режимов обработки



a



б

Рис. 5. Микротвердость поверхностного слоя и переходной зоны твердосплавных пластин, подвергнутых диффузионному насыщению титаном из среды легкоплавких жидкометаллических растворов:

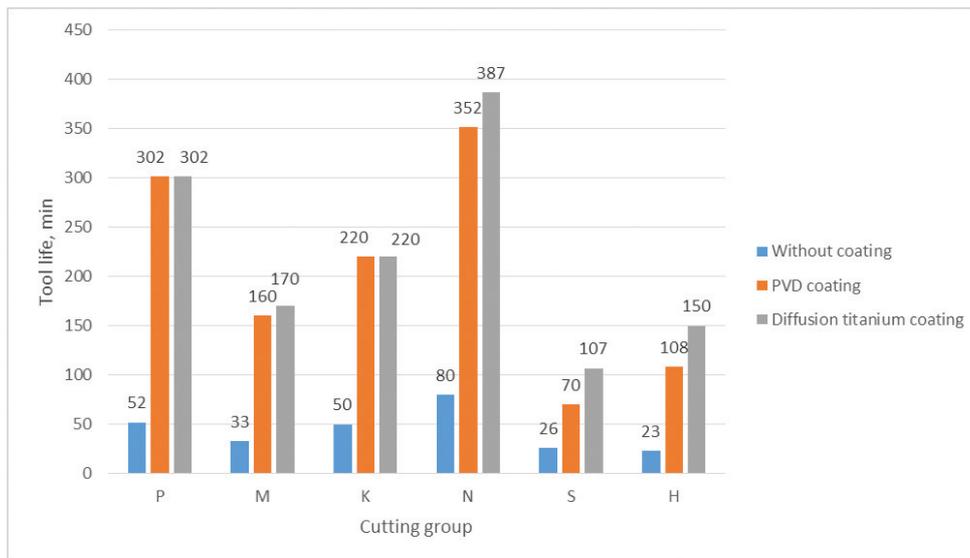
a – T15K6; б – BK8

Fig. 5. The microhardness of the surface and transition layers of carbide-tipped plates after diffusion saturation with titanium from the liquid metal medium solutions:

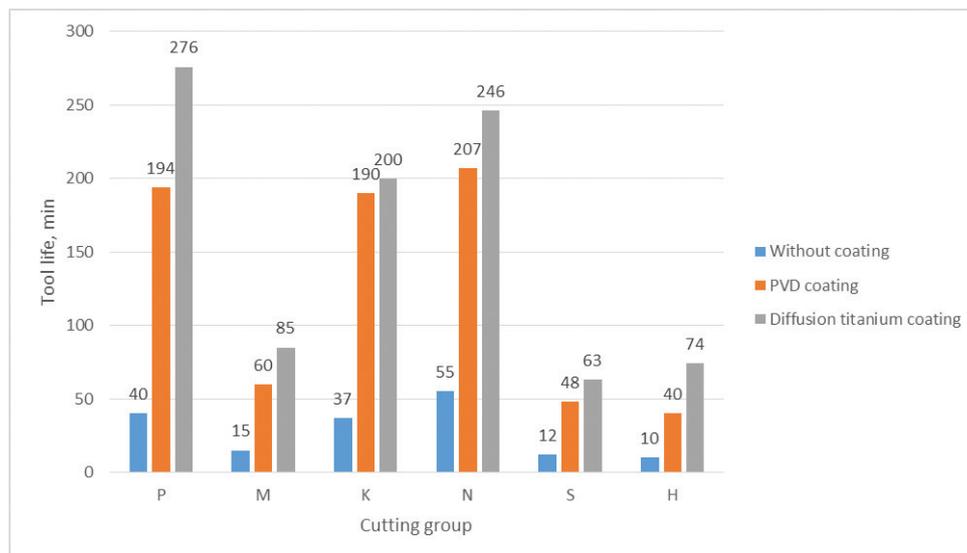
a – T15K6; б – hard alloy 92%WC-8%Co

инструмента на его эксплуатационные характеристики подробно описан в предыдущих работах [1]. В данном исследовании применялись инструменты, показавшие наибольшую износостойкость при лабораторных испытаниях. Инструмент из сплавов группы ТК имел функциональный диффузионный титановый слой, сформированный при достаточно низких для данной технологии температурах: от 950 до 1020 °С. Инструмент из сплавов группы ВК имел слой, сформированный при достаточно высоких температурах: от 1080 до 1120 °С.

Как показали исследования, использование режущего инструмента, имеющего функциональный диффузионный титановый слой, способно существенно увеличить стойкость инструмента, улучшить качество получаемых деталей и, как следствие, увеличить производительность процесса резания. На рис. 6 представлены данные о стойкости режущих пластин с функциональным диффузионным титановым слоем, с PVD-покрытием и пластинами без покрытия, полученные при токарной обработке различных групп материалов.



a



б

Рис. 6. Стойкость инструментов при обработке материалов, относящихся к различным группам резания:

a – скорость резания 100 м/мин; *б* – скорость резания 190 м/мин

Fig. 6. Tool life in the processing of materials of different cutting groups:

a – cutting speed 100 m/min; *б* – cutting speed 190 m/min

Увеличение износостойкости инструмента обусловлено формированием на его поверхности диффузионного титанового слоя микротвердостью до 30 000 МПа (см. рис. 5). Высокая микротвердость достигается благодаря присутствию в поверхностном слое карбидов титана TiC, имеющих микротвердость 31 500 МПа [20]. Однако для сплавов типа ТК наибольшая износостойкость выявлена для образцов, имеющих микротвердость 27 000 МПа. Образцы с максимальной микротвердостью показали низкую износостойкость вследствие высокой хрупкости формирующегося слоя, практически полностью состоящего из карбида титана TiC, а также формирования толстых покрытий. Несмотря на низкие антифрикционные свойства титана, формирование диффузионного слоя на основе твердого раствора карбида титана TiC в α -Ti ведет к большему увеличению износостойкости, чем формирование диффузионного слоя исключительно на основе TiC. При температуре диффузионного насыщения 1000 °C формируется твердый раствор карбида титана TiC в α -Ti, содержание α -Ti находится на уровне 2...3 %. Благодаря диффузионному насыщению твердых сплавов титаном увеличивалась макротвердость инструмента. Пластина из сплава T15K6 с диффузионным титановым слоем имеет твердость по Роквеллу 91 HRA, пластина из сплава BK8 имела макротвердость 90 HRA.

В ходе анализа данных, полученных при испытаниях, выяснилось, что при скорости обработки 100 м/мин стойкость инструмента с PVD-покрытием и инструмента с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, оказалась равной в группах резания Р и К. Близкие результаты также получены в группе резания М. В группах резания N, S, H стойкость инструмента с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, превосходит стойкость инструмента с покрытием PVD. Однако при увеличении скорости резания до 190 м/мин инструмент с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, показал наибольшую износостойкость по отношению к инструменту с покрытием PVD. При этом снижение стойкости инструмента с диффузионным титановым покрытием, состоящим

из частиц карбида титана в титановой матрице, при увеличении скорости резания в группах резания Р и К составило не более 11 %.

При скорости 100 м/мин исследуемый инструмент способен увеличить стойкость инструмента по сравнению с инструментом без покрытия от 4,1 до 6,5 раз в зависимости от группы резания (рис. 6, а). Увеличение стойкости в 4,1 раза наблюдается в группе резания S при обработке титанового сплава BT1-00. Увеличение стойкости в 6,5 раза наблюдается в группе резания H при обработке закаленной стали. По сравнению с инструментом, имеющим PVD-покрытие, при скорости резания 100 м/мин максимальное увеличение стойкости резца составляет 1,5 раза. Такое увеличение стойкости наблюдается при обработке сплавов группы S. В сплавах групп Р, М, К, N износостойкость резца, имеющего покрытие PVD, незначительно отличается от стойкости инструмента с диффузионным титановым покрытием.

При увеличении скорости до 190 м/мин инструмент с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, способен увеличить стойкость покрытого инструмента от 4,5 до 7,4 раз. Минимальное повышение стойкости наблюдается при обработке алюминиевых сплавов, максимальное – при обработке закаленных сталей. С увеличением скорости происходит снижение стойкости инструмента с PVD-покрытием относительно инструмента с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице. Так, увеличение стойкости пластины составляет до 1,85 в зависимости от группы резания. Исключение составляет группа резания К. При обработке чугунов стойкость инструмента с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, и инструмента с PVD-покрытием примерно равны. Максимальная износостойкость резца с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, наблюдается при обработке закаленных сталей.

Увеличение износостойкости резцов с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, объясняется свойствами карбида титана, составляющего основу данных покрытий, – высокой

твердостью, износостойкостью, теплопроводностью, термической стабильностью, а также высокой адгезией диффузионного титанового покрытия, состоящего из частиц карбида титана в титановой матрице, с поверхностью пластин и наличием переходного слоя от материала покрытия к материалу-основе. С увеличением скорости резания увеличивается стойкость резцов, имеющих диффузионное титановое покрытие, состоящее из частиц карбида титана в титановой матрице, по сравнению с резцами, имеющими PVD-покрытие. При скоростном резании многократно увеличивается температура в зоне резания, что влечет за собой увеличение термической нагрузки на режущую кромку инструмента и уменьшению его стойкости. Так как карбид титана имеет высокую термическую стабильность, процессы разупрочнения режущей кромки протекают медленнее, чем в инструментах с PVD-покрытиями.

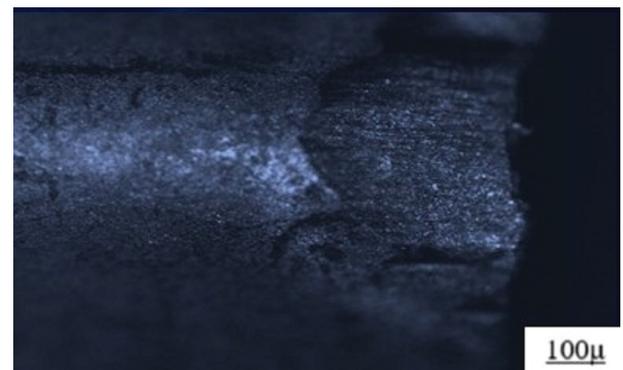
В результате испытаний было выяснено, что диффузионное насыщение инструмента типа ТК- и ВК-титаном из среды легкоплавких жидкометаллических растворов способствует увеличению стойкости инструмента, а также уменьшению адгезионного схватывания обрабатываемого материала с инструментальным и уменьшению образования наростов (рис. 7). Так, после 10 мин обработки нержавеющей стали 30X13 у образца, не имеющего покрытие, появляется нарост высотой 24 мкм (рис. 7, б), при этом износ передней поверхности составляет 126 мкм. У образца, имеющего PVD-покрытие, происходит образование нароста высотой 34 мкм, при этом наблюдался меньший износ передней поверхности, его величина составила 94,5 мкм (рис. 7, а). У образца, имеющего диффузионное титановое покрытие, состоящее из частиц карбида титана в титановой матрице, налипания обрабатываемого материала на режущую кромку инструмента не выявлено, при этом износ передней поверхности инструмента составил 27 мкм (рис. 7, в).

Кроме существенного влияния на стойкостные характеристики, диффузионные титановые покрытия, состоящие из частиц карбида титана в титановой матрице, влияют и на качество обрабатываемой поверхности (рис. 8).

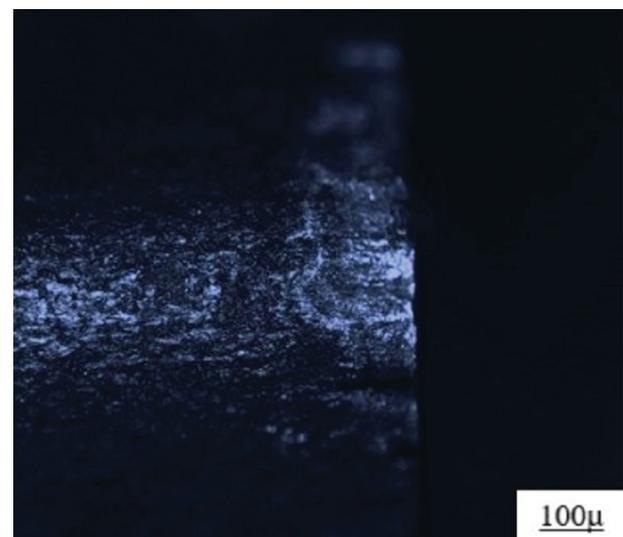
Как показал анализ данных (рис. 8), полученных в ходе испытаний, инструмент с диффузионным титановым покрытием, состоящим из



а



б



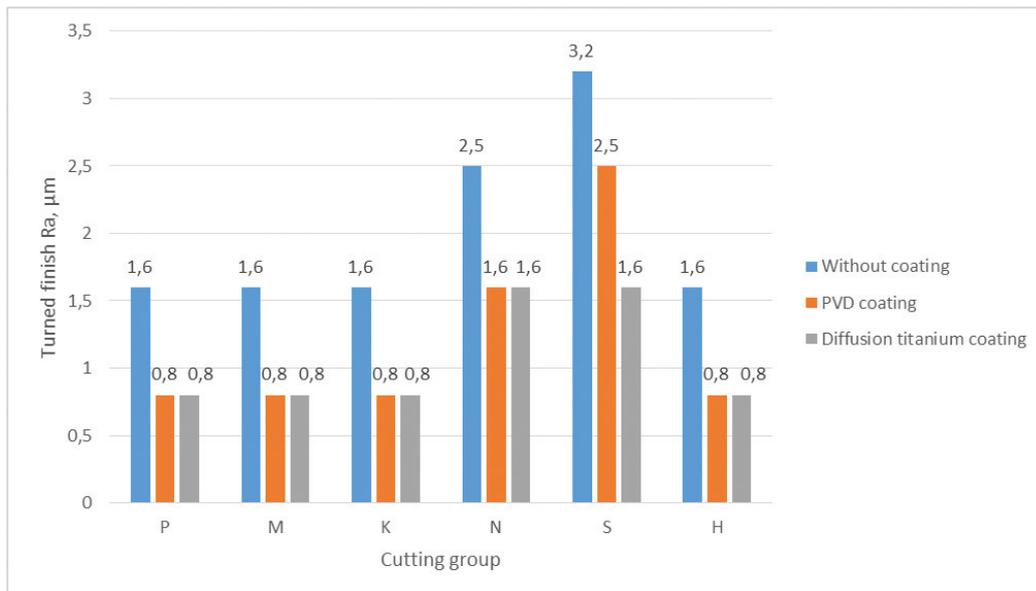
в

Рис. 7. Состояние передней поверхности резцов после обработки нержавеющей стали в течение 10 мин, $V = 190$ м/мин, $S = 0,05$ мм/об:

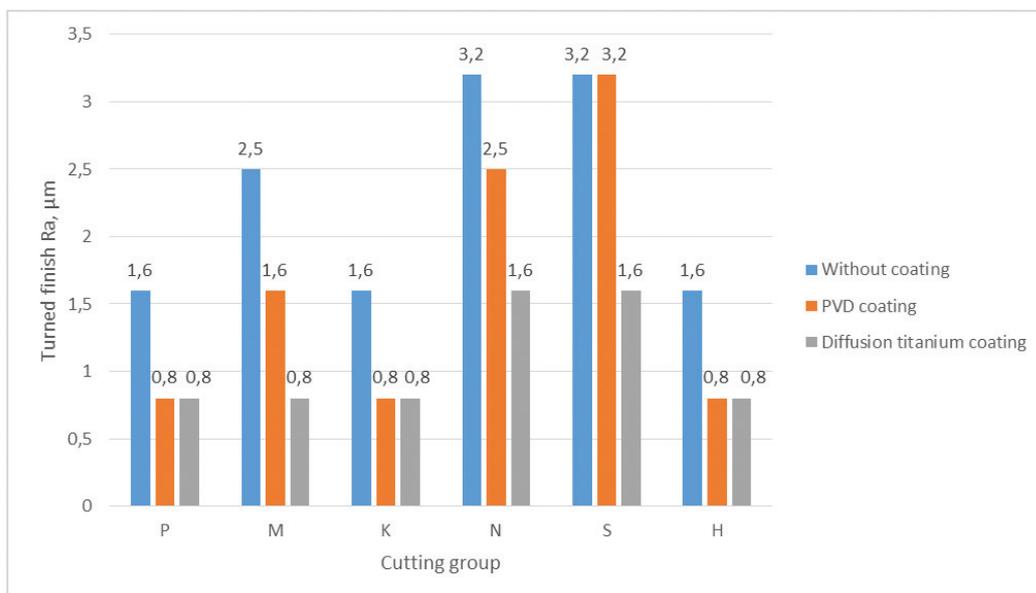
а – резец с покрытием PVD; б – резец без покрытия; в – резец с диффузионным титановым покрытием

Fig. 7. Condition of active part of cutting tool after processing of stainless steel during 10 minutes, $V = 190$ m/min, $S = 0.05$ mm/Rev:

а – cutting tool with PVD coating; б – cutting tool without coating; в – cutting tool with diffusion titanium coating



a



б

Рис. 8. Качество поверхности материалов после обработки, относящихся к различным группам резания:

a – скорость резания 100 м/мин; б – скорость резания 190 м/мин

Fig. 8. Surface quality after processing of materials of different cutting groups:

a – cutting speed 100 m/min; б – cutting speed 190 m/min

частиц карбида титана в титановой матрице, и инструмент с покрытием PVD способны давать одинаковое качество поверхности детали при обработке сталей, чугунов, закаленных сталей. Однако при обработке цветных металлов, титановых сплавов, нержавеющей сталей качество обработки инструментом с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, выше, чем у

инструмента с покрытием PVD. При увеличении скорости резания в некоторых группах происходит увеличение шероховатости обработанной поверхности. При этом инструмент с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, дает лучшее качество поверхности, чем инструмент с PVD-покрытием и инструмент без покрытия. На резце с диффузионным титановым покрыти-

ем, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, наблюдается менее интенсивное наростообразование, что ведет к увеличению качества обработанной поверхности.

На рис. 9 представлен вид обработанной поверхности стали У10 пластинами PNUM – 110408. На первом участке (рис. 9, а), обработанном пластинами без покрытия, отчетливо видны следы адгезионного схватывания обрабатываемого материала с инструментом (вырыв и налипание частиц обрабатываемого материала). На участке, обработанном инструментом с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице (рис. 9, б), признаки адгезионного схватывания отсутствуют.

Кроме лабораторных испытаний были проведены промышленные испытания на ОАО «АОМЗ», г. Армавир.

В ходе испытаний пластины из сплава ВК8, имеющие диффузионное титановое покрытие, состоящее из частиц карбида титана в титановой матрице, нанесенное при температуре 1100 °С, были использованы при фрезерной обработке изделий из стали 60С2А и изделий из чугуна СЧ18. В результате испытаний было выявлено увеличение производительности механической обработки на 15...20 %, при этом определено увеличение стойкости в шесть раз по сравнению с резами с PVD-покрытием в 1,4 раза. Экономический эффект составил 600 тыс. руб.

Таким образом, нанесение диффузионных титановых покрытий, состоящих из частиц карбида титана в титановой матрице, на режущий

твердосплавной инструмент способствует увеличению периода стойкости инструмента. В ходе лабораторных и промышленных испытаний выявлено, что инструмент с диффузионным титановым покрытием, состоящим из частиц карбида титана в титановой матрице, может эффективно применяться при обработке труднообрабатываемых материалов и при скоростном резании.

Выводы

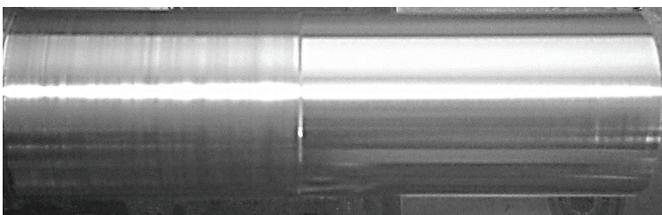
1. Нанесение диффузионных титановых покрытий, состоящих из частиц карбида титана в титановой матрице, на твердосплавной инструмент, приводит к формированию на его поверхности износостойких покрытий твердостью до 30 000 МПа и толщиной от 3 до 6 мкм. При этом стойкость покрытого инструмента увеличивается до 7,4 раза.

2. Диффузионные титановые покрытия, состоящие из частиц карбида титана в титановой матрице, влияют не только на стойкость покрытого инструмента, но и на качество получаемой при обработке поверхности. Так, параметр шероховатости R_a снижается до двух раз по сравнению с инструментами без покрытия и с инструментами, имеющими PVD-покрытие.

3. Твердосплавной инструмент, имеющий диффузионное титановое покрытие, состоящее из частиц карбида титана в титановой матрице, наиболее оптимально применять при скоростном резании труднообрабатываемых материалов. При этом производительность операций механической обработки в производственных условиях увеличивается до 20 %.

Список литературы

1. Соколов А.Г., Бобылёв Э.Э. Элементно-фазовый состав и свойства диффузионных титановых покрытий на режущем твердосплавном инструменте типа ТК и ВК // Письма о материалах. – 2017. – Т. 7, № 3. – С. 222–228. – doi: 10.22226/2410-3535-2017-3-222-228.
2. Effect of titanium carbide coating on the osseointegration response in vitro and in vivo / M. Brama, N. Rhodes, J. Hunt, A. Ricci, R. Teghil, S. Migliaccio, C. Della Rocca, S. Leccisotti, A. Lioi, M. Scandurra, G. De Maria, D. Ferro, F. Pu, G. Panzini, L. Politi, R. Scandurra // Biomaterials. – 2007. – Vol. 28, iss. 4. – P. 595–608. – doi: 10.1016/j.biomaterials.2006.08.018.



а

б

Рис. 9. Пример обработки поверхности прутка из стали У10 пластинами PNUM – 110408:

а – без покрытия; б – с диффузионным титановым покрытием

Fig. 9. An example of processing of the carbon steel rod by PNUM-110408 plates:

а – without coating; б – with diffusion titanium coating

3. On the effect of the substrate to target position on the properties of titanium carbide/carbon coatings / J. Daniel, P. Souček, L. Zábanský, V. Buršíková, M. Stupavská, P. Vašina // *Surface And Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 328. – P. 462–468. – doi: 10.1060/j.surfcoat.2017.06.076.

4. Formation of titanium carbide (TiC) and TiC@C core-shell nanostructures by ultra-short laser ablation of titanium carbide and metallic titanium in liquid / A. De Bonis, A. Santagata, A. Galasso, A. Laurita, R. Teghil // *Journal of Colloid and Interface Science*. – 2017. – Vol. 489. – P. 76–84. – doi: 10.1016/j.jcis.2016.08.078.

5. Titanium carbide coating with enhanced tribological properties obtained by EDC using partially sintered titanium electrodes and graphite powder mixed dielectric / Z.J. Xie, Y.J. Mai, W.Q. Lian, S.L. He, X.H. Jie // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 300. – P. 50–57. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.04.080.

6. Understanding the diffusion wear mechanisms of WC-10%Co carbide tools during dry machining of titanium alloys / C. Ramirez, A. Idhil Ismail, C. Gendarme, M. Dehmas, E. Aeby-Gautier, G. Poulachon, F. Rossi // *Wear*. – 2017. – Vol. 390–391. – P. 61–70. – doi: 10.1016/j.wear.2017.07.003.

7. Ильин А.А., Строганов Г.Б., Скворцова С.В. Покрытия различного назначения для металлических материалов: учебное пособие. – М.: Альфа-М: Инфра-М, 2013. – 144 с. – (Современные технологии: Магистратура). – ISBN 978-5-98281-355-8.

8. Григорьев С.Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов вузов. – М.: Машиностроение, 2011. – 368 с. – ISBN 978-5-94275-591-1.

9. Bobzin K. High-performance coatings for cutting tools // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2017. – Vol. 18. – P. 1–9. – doi: 10.1016/j.cirp.2016.11.004.

10. Caliskan H., Panjan P., Curbanoglu C. Hard coatings on cutting tools and surface finish // *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. Comprehensive Materials Finishing*. – 2017. – Vol. 3. – P. 230–242. – doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09178-5.

11. Evolution of conventional hard coatings for its use on cutting tools / R. Haubner, M. Lessiak, R. Pitonak, A. Köpf, R. Weissenbacher // *International*

Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2017. – Vol. 62, part B. – P. 210–218. – doi: 10.1016/j.ijrmhm.2016.05.009.

12. High temperature oxidation and cutting performance of AlCrN, TiVN and multilayered AlCrN/TiVN hard coatings / Y.-Y. Chang, S.-Y. Weng, C.-H. Chen, F.-X. Fu // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 332. – P. 494–503. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.06.080.

13. Balogh Z., Schmitz G. Diffusion in metals and alloys // *Physical Metallurgy*. – 5th ed. – Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2014. – Vol. 1. – P. 387–559. – doi: 10.1016/b978-0-444-53770-6.00005-8.

14. Cardarelli F, Taxil P., Savall A. Tantalum protective thin coating techniques for the Chemical Process Industry: molten salts electrocoating as a new alternative // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 1996. – Vol. 14, iss. 5–6. – P. 365–381.

15. Патент 2451108 Российская Федерация, МПК С 23 С 10/26 (2006.01). Способ обработки инструмента из стали или твердого сплава / А.Г. Соколов, Мансиа Салахалдин. – Оpubл. 20.05.2012, Бюл. № 14. – 5 с.

16. Патент 2521187 Российская Федерация, МПК С 23 С 10/18; С 23 С 2/04 (2006.01). Устройство для диффузионной металлизации в среде легкоплавких жидкометаллических растворов / А.Г. Соколов. – Оpubл. 27.06.2014, Бюл. № 18. – 8 с.

17. Chaevsky M. Comparison of methods of formation of protective coating from high-temperature liquid media // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2001. – Vol. 43, N 11–12. – P. 446.

18. Платонов Г.Л., Аникин В.Н., Аникеев А.И. Изучение роста износостойких слоев из карбида титана на твердых сплавах // *Порошковая металлургия*. – 1980. – № 8 (212). – С. 48–52.

19. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Киндрачук. – Киев: Техника, 1991. – 168 с. – ISBN 5-335-00501-7.

20. Sokolov E.G., Artem'ev V.P. Effect of pores in powder materials on the formation of titanium and chromium diffusion coatings // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2002. – Vol. 44, N 9–10. – P. 459. – doi: 10.1023/A:1021981401891.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Influence of the Diffusion Titanizing from Low-Melting Liquid Metal medium on the Performance of Ti-WC-Co and WC-Co Cutting Carbide-Tipped Tool

Aleksandr Sokolov^a, Eduard Bobylyov^{b,*}

Kuban State Technological University, 2 Moskovskaya st., Krasnodar, 350072, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-8105-1429>, sag-51@bk.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-7754-1807>, ebobylyev@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 June 2018

Revised: 04 July 2018

Accepted: 22 September 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Carbide-tipped tool

Diffusion titanium coatings

Tool life

Funding

The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, the contract number is 18-38-00382.

ABSTRACT

Introduction. A modern approach to improving the operational properties of cutting tools is covering its surface with functional coatings based on carbides, nitrides, oxides of metals such as titanium, chromium, aluminum, silicon, etc. In spite of a number of cutting tool coating technologies, most of it has such drawbacks as the complexity of the equipment, the limited geometry of the coated products, the limited elemental composition of the coatings, and the low operating properties of the coatings formed. The above drawbacks are absent in the technology of diffusion metallization from the medium of low-melting liquid metal solutions. **The purpose of the work:** to analyze the effect of diffusion titanizing from low-melting liquid metal medium on the wear resistance of carbide-tipped tool and the quality of machined parts. **The methods of investigation.** Tests for macro- and microhardness, X-ray spectral analysis, X-ray diffraction analysis, in-situ testing on the tools durability are carried out. The quality of the processed parts is determined. **Results and Discussion.** It is revealed that functional diffusion titanium layers, obtained by diffusion titanizing from low-melting liquid metal solutions, are formed on the TiC-base. At the same time, the coating is characterized by the presence of two layers – surface layer with a microhardness level of about 30 000 MPa and a transitional layer with a gradual decrease in microhardness level and titanium concentration. It is found that the structure of the diffusion and the transition layers depends on the temperature of diffusion saturation, on the duration of diffusion saturation, as well as on the modes of subsequent heat treatment. The developed technology makes it possible to increase tool life as compared to a tool that does not have a coating up to 7.4 times, and also that has a PVD coating up to 1.85 times, depending on the cutting group and the speed of processing. The coating is most effective at high cutting speed – 190 m/min. At the same time, the roughness parameter Ra is reduced to 2 times, depending on the cutting group and processing conditions.

For citation: Sokolov A.G., Bobylyov E.E. Influence of the diffusion titanizing from low-melting liquid metal medium on the performance of Ti-WC-Co and WC-Co cutting carbide-tipped tool. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 46–59. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-46-59. (In Russian).

References

1. Sokolov A.G., Bobylyov E.E. Elementno-fazovyi sostav i svoistva diffuzionnykh titanovykh pokrytii na rezhushchem tverdospavnom instrumente tipa TK i VK [The element-phase composition and properties of the surface layers of carbide-tipped tools made of TK and WC-Co alloys]. *Pis'ma o materialakh = Letters on materials*, 2017, vol. 7, iss. 3, pp. 222–228. doi: 10.22226/2410-3535-2017-3-222-228.
2. Brama M., Rhodes N., Hunt J., Ricci A., Teghil R., Migliaccio S., Della Rocca C., Leccisotti S., Lioi A., Scandurra M., Maria G. De, Ferro D., Pu F., Panzini G., Politi L., Scandurra R. Effect of titanium carbide coating on the osseointegration response in vitro and in vivo. *Biomaterials*, 2007, vol. 28, iss. 4, pp. 595–608. doi: 10.1016/j.biomaterials.2006.08.018.

* Corresponding author

Bobylyov Eduard Ed., Ph.D. student

Kuban State Technological University,

2 Moskovskaya st.,

Krasnodar, 350072, Russian Federation

Tel.: +7-918-975-8933; e-mail: ebobylyev@mail.ru

3. Daniel J., Souček P., Zábanský L., Buršíková V., Stupavská M., Vašina P. On the effect of the substrate to target position on the properties of titanium carbide/carbon coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 328, pp. 462–468. doi: 10.1060/j.surfcoat.2017.06.076.
4. Bonis A. De, Santagata A., Galasso A., Laurita A., Teghil R. Formation of titanium carbide (TiC) and TiC@C core-shell nanostructures by ultra-short laser ablation of titanium carbide and metallic titanium in liquid. *Journal of Colloid and Interface Science*, 2017, vol. 489, pp. 76–84. doi: 10.1016/j.jcis.2016.08.078.
5. Xie Z.J., Mai Y.J., Lian W.Q., He S.L., Jie X.H. Titanium carbide coating with enhanced tribological properties obtained by EDC using partially sintered titanium electrodes and graphite powder mixed dielectric. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 300, pp. 50–57. doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.04.080.
6. Ramirez C., Idhil Ismail A., Gendarme C., Dehmas M., Aebly-Gautier E., Poulachon G., Rossi F. Understanding the diffusion wear mechanisms of WC-10%Co carbide tools during dry machining of titanium alloys. *Wear*, 2017, vol. 390–391, pp. 61–70. doi: 10.1016/j.wear.2017.07.003.
7. Il'in A.A., Stroganov G.B., Skvortsova S.V. *Pokrytiya razlichnogo naznacheniya dlya metallicheskih materialov* [Coatings of various purposes for metallic materials]. Moscow, Al'fa-M Publ., Infra-M Publ., 2013. 144 p. ISBN 978-5-98281-355-8.
8. Grigor'ev S.N. *Metody povysheniya stoikosti rezhushchego instrumenta* [Methods to improve the durability of the cutting tool]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2011. 368 p. ISBN 978-5-94275-591-1.
9. Bobzin K. High-performance coatings for cutting tools. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2017, vol. 18, pp. 1–9. doi: 10.1016/j.cirpj.2016.11.004.
10. Caliskan H., Panjan P., Curbanoglu C. Hard coatings on cutting tools and surface finish. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. Comprehensive Materials Finishing*, 2017, vol. 3, pp. 230–242. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09178-5.
11. Haubner R., Lessiak M., Pitonak R., Köpf A., Weissenbacher R. Evolution of conventional hard coatings for its use on cutting tools. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2017, vol. 62, part B, pp. 210–218. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2016.05.009.
12. Chang Y.-Y., Weng S.-Y., Chen C.-H., Fu F.-X. High temperature oxidation and cutting performance of AlCrN, TiVN and multilayered AlCrN/TiVN hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 332, pp. 494–503. doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.06.080.
13. Balogh Z., Schmitz G. Diffusion in metals and alloys. *Physical Metallurgy*. 5th ed. Amsterdam, Netherlands, Elsevier, 2014, vol. 1, pp. 387–559. doi: 10.1016/b978-0-444-53770-6.00005-8.
14. Cardarelli F, Taxil P., Savall A. Tantalum protective thin coating techniques for the Chemical Process Industry: molten salts electrocoating as a new alternative. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1996, vol. 14, iss. 5–6, pp. 365–381.
15. Sokolov A.G., Mansia Salakhaldin. *Sposob obrabotki instrumenta iz stali ili tverdogo splava* [The method of processing of tool steel or hard alloy]. Patent RF, no. 2451108, 2012.
16. Sokolov A.G. *Ustroistvo dlya diffuzionnoi metallizatsii v srede legkoplavkikh zhidkometallicheskih rastvorov* [A device for the diffusion metallization in the environment of the fusible liquid metal solutions]. Patent RF, no. 2521187, 2014.
17. Chaevsky M. Comparison of methods of formation of protective coating from high-temperature liquid media. *Metal Science and Heat Treatment*, 2001, vol. 43, no. 11–12, p. 446.
18. Platonov G.L., Anikin V.N., Anikeev A.I. Izuchenie rosta iznosostoikikh sloev iz karbida titana na tverdykh splavakh [Growth of wear-resistant titanium carbide layers on hard metals]. *Poroshkovaya metallurgiya = Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1980, no. 8 (212), pp. 48–52. (In Russian).
19. Loskutov V.F., Khizhnyak V.G., Kunitskii Yu.A., Kindrachuk M.V. *Diffuzionnye karbidnye pokrytiya* [Diffusion carbide coatings]. Kiev, Tekhnika Publ., 1991. 168 p. ISBN 5-335-00501-7.
20. Sokolov E.G., Artem'ev V.P., Effect of pores in powder materials on the formation of titanium and chromium diffusion coatings. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, vol. 44, no. 9–10, p. 459. doi: 10.1023/A:1021981401891.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии

Николай Савченко ^{a,*}, Андрей Воронцов ^b, Вероника Утяганова ^c, Александр Елисеев ^d,
 Валерий Рубцов ^e, Евгений Колубаев ^f

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

^a <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

ДК 621.791.725:620.186

История статьи:

Поступила: 06 сентября 2018
 Рецензирование: 18 сентября 2018
 Принята к печати: 22 сентября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Аддитивная технология
 Титановый сплав
 Микроструктура
 Микротвердость

Финансирование

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.610.21.0013, идентификатор проекта RFMEFI61017X0013).

АННОТАЦИЯ

Введение. Высокая стоимость деталей из титановых сплавов определяется высокой материалоемкостью при механической обработке, плохой обрабатываемостью, вызванной низкой теплопроводностью и высокой химической реактивностью с материалами режущего инструмента, что является сдерживающим фактором для широкого использования. Применение аддитивных технологий позволяет снизить затраты при производстве изделий из титановых сплавов за счет изготовления высокоточных заготовок, которые в дальнейшем требуют минимальной механической обработки. При этом ключевым требованием при изготовлении таких заготовок является сохранение высоких механических характеристик как самого исходного материала, так и изготавливаемой детали в целом. Электронно-лучевая проволочная аддитивная технология обладает большим потенциалом как с точки зрения высокой производительности, так и в плане получения материалов с уникальной структурой и высокими механическими свойствами. **Целью работы** является изучение структуры, фазового состава и микротвердости образцов из сплава Ti-6Al-4V, полученных с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической, сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что полученные после послойного выращивания образцы Ti-6Al-4V имеют гетерогенную микроструктуру, которая включает в себя помимо формирующихся в процессе эпитаксиального роста столбчатых предшествовавших β-зерен со средним размером не выше 1,5 мм систему ортогональных пластин мартенситной α'-фазы. При этом по направлению к вершине построенного образца уменьшается толщина пластин α'-фазы и количество остаточной β-фазы (от 4 мкм и 10 об.% для нижнего слоя, до 2 мкм и 5 об.% – для верхнего). Обнаружен эффект повышения значений твердости по Виккерсу с ростом высоты наплавленных слоев до значений порядка 3,5 ГПа. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что эффект повышения твердости в направлении послойного выращивания реализуется в основном за счет градиентной микроструктуры, формирующейся вследствие сложной термической истории.

Для цитирования: Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии / Н.Л. Савченко, А.В. Воронцов, В.Р. Утяганова, А.А. Елисеев, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 60–71. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71.

Введение

Титановые сплавы, в частности Ti-6Al-4V, широко применяются в авиационно-космической, автомобильной, биомедицинской и химической промышленности благодаря отличному сочетанию прочности и вязкости разрушения, низкой плотности, а также очень хорошей коррозионной стойкости и усталостной

*Адрес для переписки

Савченко Николай Леонидович, д.т.н., в.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: savnick@ispms.tsc.ru

прочности [1]. Высокая стоимость деталей из титановых сплавов определяется высокой материалоемкостью при механической обработке, плохой обрабатываемостью, вызванной низкой теплопроводностью и высокой химической реактивностью с материалами режущего инструмента, что является сдерживающим фактором для широкого использования. Применение аддитивных технологий позволяет снизить затраты при производстве изделий из титановых сплавов [2] за счет изготовления высокоточных заготовок, которые в дальнейшем требуют минимальной механической обработки. При этом ключевым требованием при изготовлении таких заготовок является сохранение высоких механических характеристик как самого исходного материала, так и изготавливаемой детали в целом.

Большинство представленных в литературе результатов по аддитивному получению изделий из титановых сплавов относится к построению детали лазером в защитной атмосфере в порошковом слое либо путем локальной подачи порошка в зону выращивания. Как правило, металлические порошки имеют высокую удельную поверхность, что обуславливает неизбежное наличие пористости, а также перенос адсорбированных на поверхности порошинок загрязняющих веществ в объем готового изделия. Известно, что титан обладает высокой реакционной способностью к химическим элементам, содержащимся в атмосферном воздухе, – кислороду и азоту, а также к углероду. Попадание данных элементов в титановые сплавы приводит к их сильному охрупчиванию [3]. Самым эффективным средством для предотвращения попадания загрязняющих элементов в титановые сплавы в процессе аддитивного производства является проведение технологического процесса в вакууме. Однако даже перенос процесса изготовления изделия в вакуум не позволяет избавиться от пористости, а также от наличия оксидов и других загрязняющих элементов, которые в той или иной степени всегда присутствуют на поверхности исходного порошка. Перспективной альтернативной технологией, лишенной описанных выше недостатков использования порошков в качестве исходного сырья, является послойное выращивание изделий электронным пучком в вакууме

с использованием проволочного филамента [4]. Технологии, применяющие проволоку, в отличие от порошка обеспечивают более высокий уровень стабильности и повторяемости процесса выращивания, а также более высокую производительность [4, 5].

Известно [6], что если при получении титановых сплавов, близких по составу с Ti-6Al-4V, температура понижается ниже температуры β - α -перехода, которая составляет 995 °C, β -фаза начинает превращаться в α -фазу. Вследствие высоких скоростей охлаждения, характерных для аддитивных технологий, внутри β -зерен часто формируется мартенситная α' -фаза. Когда ряд пластин α' -фазы растет параллельно, они образуют так называемые « α -колонии». Если скорость охлаждения высокая, то зарождение α' -фазы происходит одновременно из нескольких мест, они встречаются друг с другом, образуя замкнутую сетку из тонких мартенситных пластин [6].

Размер пластин α' -фазы считается одним из наиболее важных микроструктурных признаков, определяющих механические свойства. Сплавы с меньшими по толщине пластинами α' -фазы обычно обладают более высокими механическими характеристиками [6]. В работах [7, 8] пластины α' -фазы, обнаруженные в образцах из сплава Ti-6Al-4V, полученных электронно-лучевой аддитивной технологией (electron beam additive manufacturing – EBAM), оказались более тонкими по сравнению с литым сплавом Ti-6Al-4V, а прочностные свойства сопоставимыми. Грабе и Куинн [9] показали, что величина микротвердости по Виккерсу полученного EBAM-сплава Ti-6Al-4V лежит в диапазоне от 345 до 350 HV, и эти высокие значения связали с тонкой микроструктурой α/β в соответствии с соотношением Холла–Петча.

На основе вышесказанного можно утверждать, что электронно-лучевая проволочная аддитивная технология обладает большим потенциалом как с точки зрения высокой производительности, так и в плане получения материалов с уникальной структурой и высокими механическими свойствами.

Целью работы является изучение структуры, фазового состава и микротвердости образцов из сплава Ti-6Al-4V, полученных с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии.

Методика исследований

Образцы были получены с использованием экспериментальной установки для выращивания изделий из проволоки в вакууме, в качестве источника нагрева с последующим плавлением использовался электронный пучок. Схема получения образцов изображена на рис. 1, а.

В качестве исходного материала использована проволока из титанового сплава Ti-6Al-4V диаметром 0,8 мм. Выращивание образцов проводилось на подложке из технического титана с размерами 75 × 75 мм толщиной 2,5 мм, закрепленной на подвижном рабочем столе, способном перемещаться в трех направлениях вдоль осей X, Y и Z. В процессе выращивания ванна расплава формировалась разверткой электронного пучка в форме кольца диаметром 5 мм. Частота развертки составляла 1 кГц. Проволока подавалась специальным податчиком, неподвижно закрепленным относительно электронной пушки (рис. 1, а). Комбинация параметров электронного пучка, скорости подачи проволоки и линейной скорости выращивания (скорости перемещения стола относительно пучка)

были подобраны таким образом, чтобы обеспечить стабильность процесса плавления кончика проволоки и стекания жидкого металла в ванну расплава непрерывным потоком. Параметры процесса послойного выращивания указаны в табл. 1.

После выполнения прохода вдоль оси Y длиной 30 мм производилось смещение по оси X на расстояние $\Delta X = 5$ мм и выполнялся проход на расстояние 30 мм в противоположную сторону. Далее процесс повторялся до достижения ширины образца 30 мм (рис. 1, б) и завершения выращивания слоя. Затем рабочий стол опускался на 0,8 мм и аналогичным образом формировался следующий слой.

При выращивании образца на подложку было последовательно нанесено три слоя без взаимного смещения в плоскости XY согласно стратегии сканирования, показанной на рис. 1, б. Таким образом, был получен образец из сплава Ti-6Al-4V размером 30 × 30 × 2,4 мм, который состоял из трех одинаковых слоев.

Для металлографического анализа образцы шлифовали и полировали по стандартной процедуре, затем проводили травление в реактиве сле-

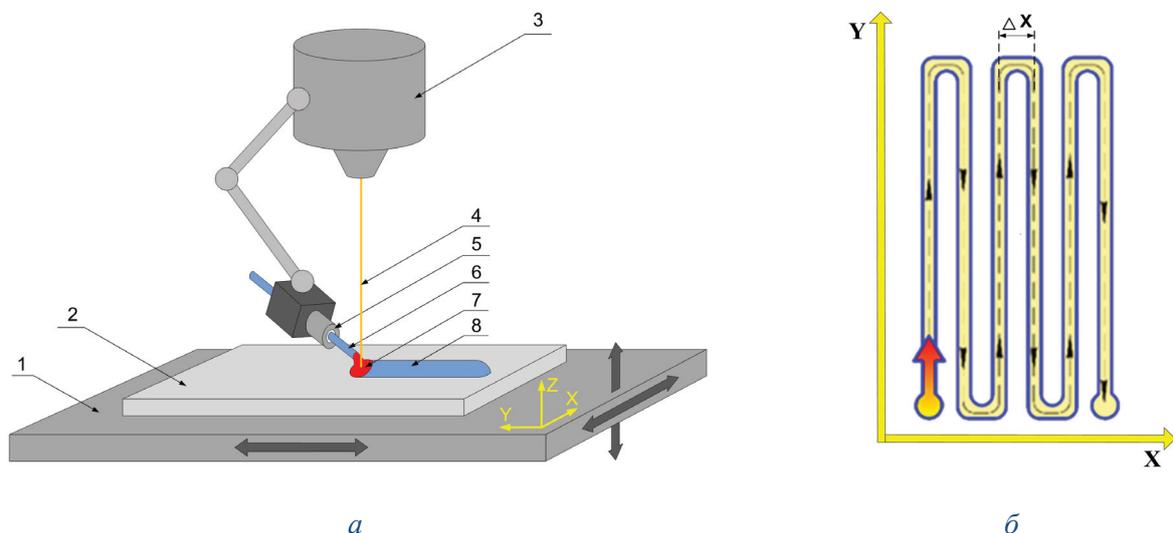


Рис. 1. Общая схема процесса послойного выращивания образца методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (а) и траектория движения при построении каждого слоя (б):

1 – подвижный стол; 2 – титановая подложка; 3 – электронная пушка; 4 – электронный пучок; 5 – податчик проволоки; 6 – проволока; 7 – ванна расплава; 8 – выращенный материал

Fig. 1. The general pattern of layer-by-layer formation of a sample by wire-feed electron beam additive manufacturing (a) and the motion trajectory for the formation of each layer (b):

1 – movable table; 2 – titanium substrate; 3 – electron gun; 4 – electron beam; 5 – wire feeder; 6 – wire; 7 – molten pool; 8 – formed material

Технологические параметры процесса выращивания
Technological parameters of the formation process

Ускоряющее напряжение пучка, кВ/ Accelerating voltage, kV	40
Ток пучка, мА / Beam current, mA: – первого слоя / for the first layer – последующих слоёв / for the next layers	16 14
Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm	0,15...0,18
Фокусное расстояние пучка, мм / Beam focal distance, mm	220
Развертка пучка / Beam scanning area	Кольцо диаметром 5 мм Ø5 mm ring
Частота развертки, кГц / Scanning frequency, kHz	1
Шаг смещения ΔX , мм / Step of displacement ΔX , mm	5
Высота слоя, мм / Layer height, mm	0,8
Количество слоев, шт / Number of layers, pcs.	3
Скорость подачи проволоки, мм/мин / Wire feed, mm/min	880
Угол наклона подачи проволоки к подложке, град / Wire feed angle, °	25
Угол наклона подачи проволоки к оси X , град. / Angle between wire axis and X axis, °	45
Линейная скорость выращивания, мм/мин / Formation linear rate, mm/min	220

дующего состава: 2 % HF; 2 % HNO₃; 96 % H₂O (указаны объемные доли). Микроструктура была исследована с использованием оптической (ОМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Идентификация фаз выполнялась на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием излучения Co K_α с шагом 0,02° и временем выдержки 5 с на шаг. Измерения микротвердости проводились на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 показаны микроструктуры в вертикальных ($Z-X$, рис. 2, *a*, и $Z-Y$, рис. 2, *b*) и горизонтальной ($X-Y$, рис. 2, *в*) плоскостях по отношению направления выращивания образца. В вертикальных плоскостях ($Z-X$ и $Z-Y$) образца наблюдаются удлиненные зерна, которые эпитаксиально растут через осажденные слои. Они наклонены относительно направления Z . Подобный результат был предсказуемым, так как в сплавах Ti-6Al-4V, полученных методом послойного нанесения с лазерными и электрон-

но-лучевыми источниками нагрева, уже наблюдались столбчатые зерна, формирующиеся вследствие высоких температурных градиентов [6, 8–11].

В табл. 2 представлены результаты измерений размера столбчатых зерен в горизонтальной ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) плоскостях выращенного образца Ti-6Al-4V.

На рис. 3 показаны рентгенограммы полированной поверхности образца Ti-6Al-4V в горизонтальной ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) плоскостях по отношению к направлению выращивания с индексацией основных дифракционных пиков.

Практически все пики на рентгенограмме после послойного выращивания могут быть идентифицированы как α -фаза. При измеренных параметрах элементарной ячейки ($a = 2,93 \text{ \AA}$ и $c = 4,57 \text{ \AA}$, $c/a = 1,595$) ее можно было определить как мартенситную α' -фазу, формирующуюся внутри первоначальных столбчатых зерен β -фазы, от которой остается при комнатной температуре только слабый рефлекс (110). Расчетная объемная доля остаточной β -фазы для верхних

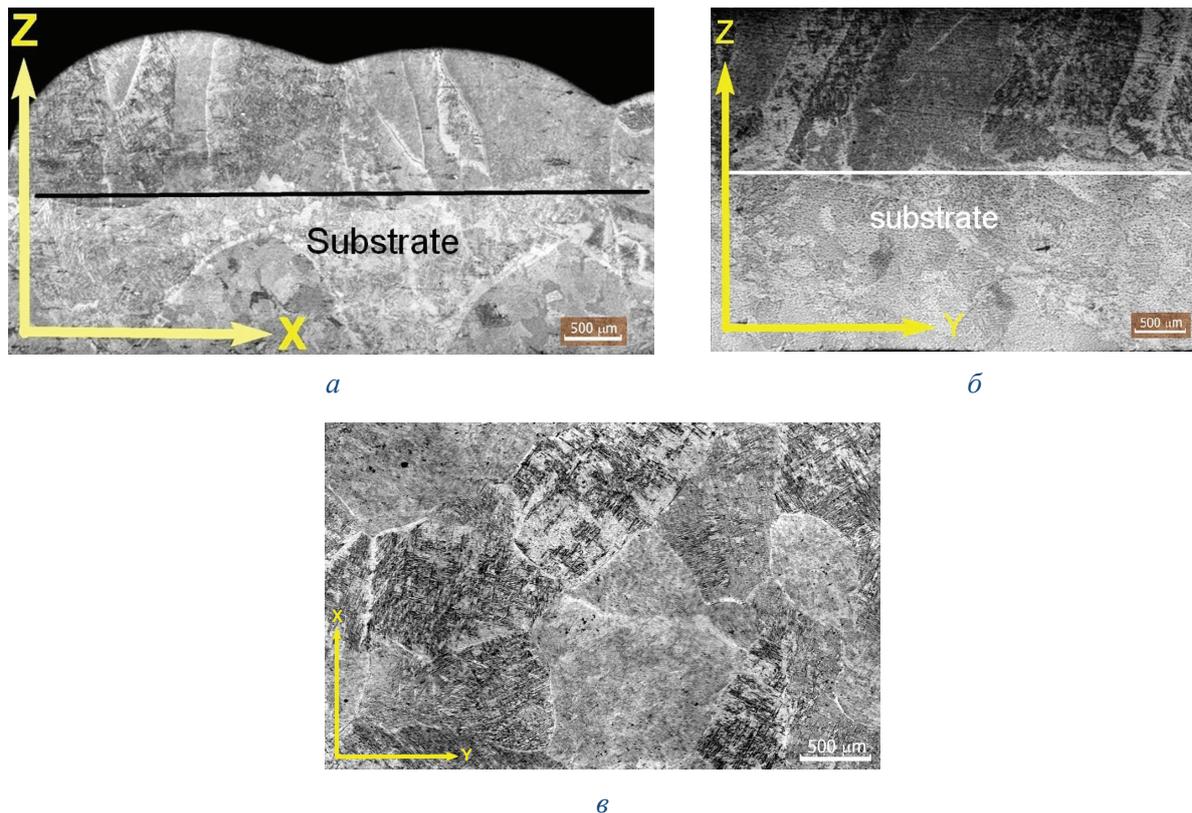


Рис. 2. Изображения ОМ микроструктуры выращенного образца Ti-6Al-4V в вертикальных Z-X (а), Z-Y (б) и горизонтальной X-Y (в) плоскостях по отношению к направлению выращивания

Fig. 2. Optical images of the microstructure of the formed Ti-6Al-4V sample in vertical Z-X (a), Z-Y (b) and horizontal X-Y (c) planes with respect to the formation direction

Таблица 2

Table 2

Средний размер столбчатых зерен, мм
Average size of columnar grains, mm

Плоскость образца / Sample plane	Направление измерений относительно направления осаждения слоев (относительно оси Z) / Direction of measurements with respect to the direction of deposition of the layers (relative to the Z axis)	
	Параллельно / Parallel	Перпендикулярно / Perpendicularly
Z-X	1,35 ± 0,41	0,63 ± 0,23
Z-Y	1,51 ± 0,42	0,65 ± 0,26
X-Y	0,69 ± 0,20	—

слоев составляла порядка 5 %, а для нижних – около 10 %.

Поскольку почти вся β-фаза в сплаве Ti-6Al-4V превращалась в α'-фазу при низкой температуре, далее по тексту вместо термина «β-зерно» будет использоваться термин «предшествовавшее β-зерно». На рис. 3, а видно формирование рентгенографической текстуры, выражающееся в инверсии пиков мартен-

ситной α'-фазы для разных изученных сечений образца.

На рис. 4 показана β/α' микроструктура, состоящая из длинных ортогонально ориентированных мартенситных пластин α'-фазы, формирующихся внутри первоначальных («предшествовавших») столбчатых зерен β-фазы. В верхних слоях толщина пластин α'-фазы составляет величину порядка 2 мкм (рис. 4, а, б),

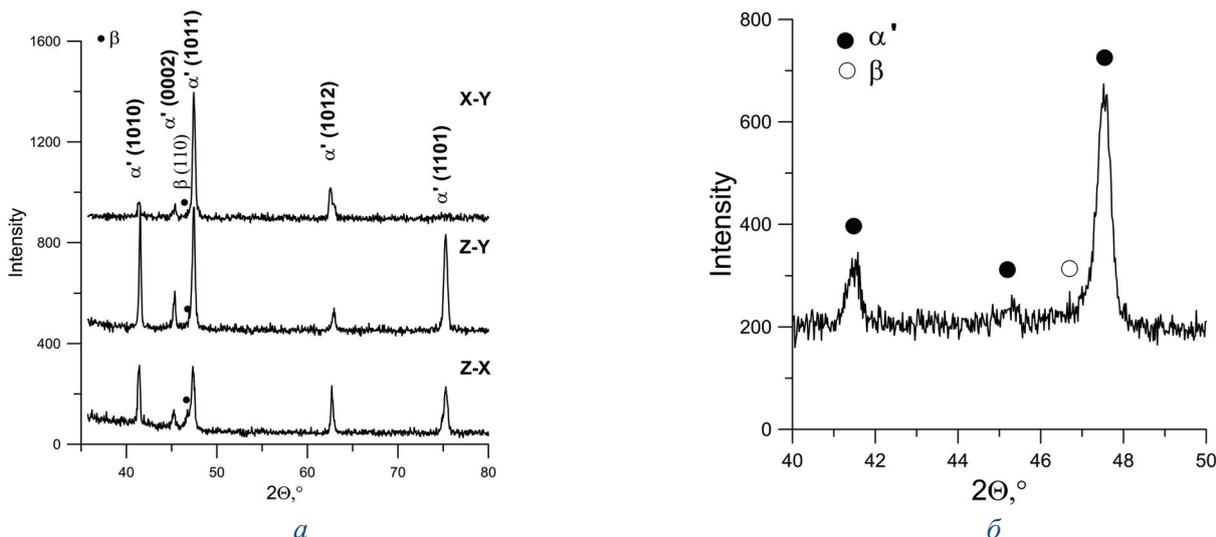


Рис. 3. Рентгенограммы полученного образца в горизонтальном ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) сечениях по отношению к направлению выращивания (a) и фрагмент рентгенограммы, детально показывающий пики α' - и β -фаз (b)

Fig. 3. The XRD patterns of the obtained sample in the horizontal ($X-Y$) and vertical ($Z-Y$ and $Z-X$) sections with respect to the formation direction (a) and the fragment of the XRD pattern detailing the peaks of the α' - and β -phases (b)

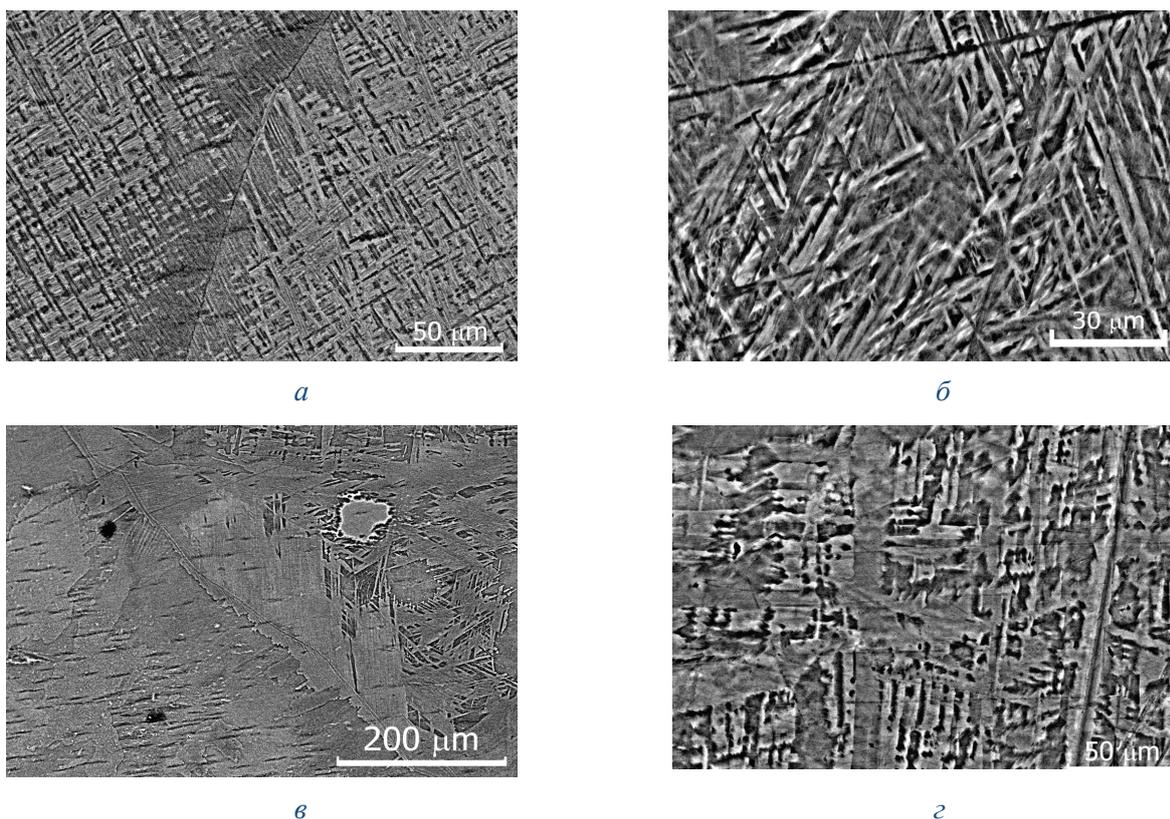


Рис. 4. Изображения РЭМ дулексной β/α' микроструктуры, состоящей из длинных ортогонально ориентированных мартенситных пластин α' -фазы, формирующихся внутри первоначальных зерен β -фазы:

a, b – верхние слои; v, z – нижние слои, граничащие с подложкой

Fig. 4. SEM images of a duplex β/α' microstructure consisting of long orthogonally oriented martensitic α' -phase plates formed inside the initial β -phase grains:

a, b – upper layers; v, z – the lower layers bordering the substrate

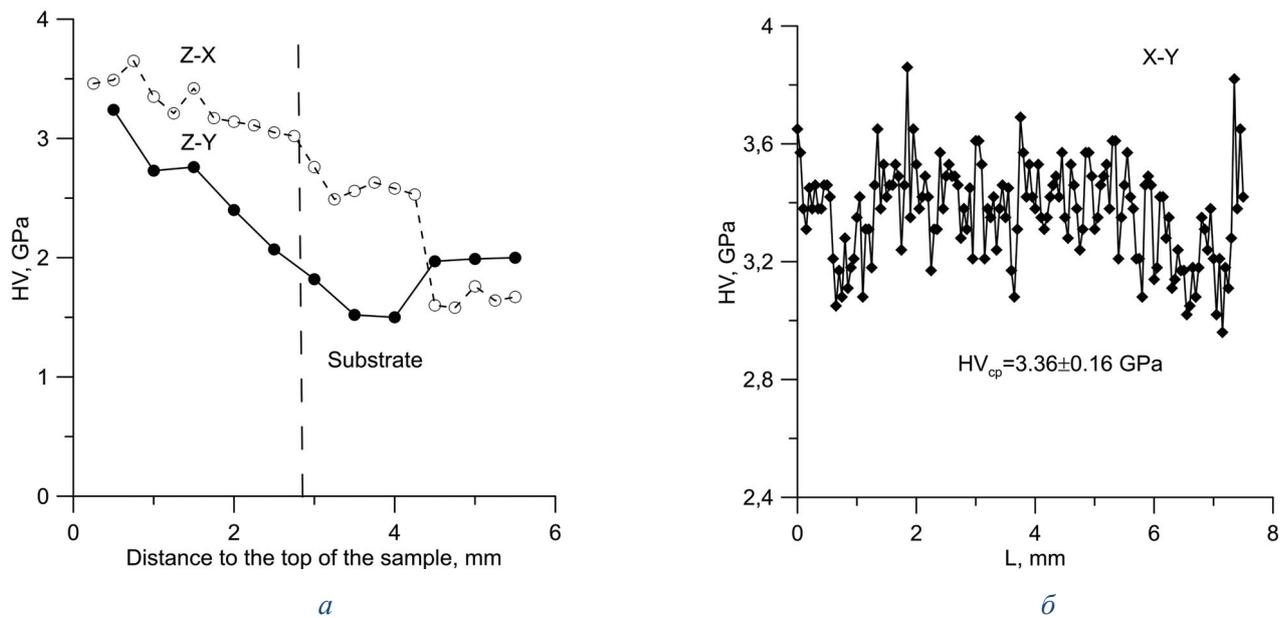


Рис. 5. Зависимость значений микротвердости по Виккерсу в вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) плоскостях образца от расстояния до вершины образца (a); в горизонтальной ($X-Y$) плоскости от длины измеренной дорожки (b)

Fig. 5. Dependence of the Vickers microhardness values in the vertical ($Z-Y$ and $Z-X$) planes of the sample from the distance to the top of the sample (a); in the horizontal ($X-Y$) plane from the length of the measured track (b)

в нижних слоях, граничащих с подложкой, – порядка 4 мкм (рис. 4, в, г).

На рис. 5, а показаны результаты измерения микротвердости вдоль линии, перпендикулярной выращенным слоям. За начало координат принята вершина образца. Видно, что твердость была наибольшей вблизи поверхности образца, затем ее значения уменьшаются с увеличением расстояния от поверхности, постепенно достигая твердости подложки, при этом имеет место очевидная анизотропия по данным микротвердости в направлениях $Z-X$ и $Z-Y$. Зависимость значений микротвердости в горизонтальном ($X-Y$) сечении (рис. 5, б) от длины измеренной дорожки имеет вид ломаной линии со значительным отклонением значений от средней величины ($HV_{cp} = 3,36 \pm 0,16$).

Эволюция α/β -структур в образце из титанового сплава Ti-6Al-4V, полученном с использованием электронно-лучевой аддитивной технологии, может быть описана следующим образом. Воздействие электронного пучка приводит к образованию ванны расплава в приповерхностном объеме подложки из сплава технического титана. Границы зон таких ванн хорошо видны

на рис. 2, а, б. Последующая столбчатая структура зерен формируется в результате затвердевания таких ванн и верхних слоев наращенного металла [10, 11]. Благодаря направленному тепловому потоку (подложка обеспечивает теплоотвод от ванны расплава) зерна растут в столбчатой форме в направлении, противоположном градиенту температуры [10, 11]. Далее эти зерна становятся центрами, из которых растут новые зерна при кристаллизации следующего слоя [10–12]. Таким образом, реализуется процесс эпитаксиального роста, и длинные относительно узкие столбчатые зерна образуются по всему образцу. После прохождения электронного пучка материал затвердевает в β -зерна и затем подвергается быстрому охлаждению, превращаясь в мартенситную α' -фазу, которая занимает практически весь объем предшествовавшего β -зерна. ГПУ α' мартенсит представляет собой метастабильную структуру, которая стремится достичь более низкого энергетического состояния (равновесия) путем выделения и роста α - и β -фаз. По мере выращивания дополнительных слоев идет процесс, близкий к изотермическому отжигу при температуре образца ориентиро-

вочно 600...650 °С. Это позволяет мартенситу разлагаться на α - и β -фазы по диффузионному механизму. При этом, кроме увеличения количества β -фазы, происходит увеличение толщины пластин остаточной α' -фазы (рис. 4, в, з). После завершения процесса послойного выращивания происходит последующее медленное охлаждение образца.

Известно, что размер предшествовавших β -зерен определяется главным образом временем пребывания между температурой ликвидуса и температурой β - α перехода (995 °С для сплава Ti-6Al-4V [13]). В работе [14] приведен краткий обзор преимуществ лазерной и электронно-лучевой аддитивной технологии по сравнению с другими, где отмечается, что такие процессы характеризуются рекордно большими температурными градиентами и высокими скоростями охлаждения, а также показано, что оба этих метода с точки зрения размера столбчатых β -зерен в образцах заметно выигрывают по сравнению с другими методами. Для лазерной технологии указан диапазон зерен 0,5...1,5 мм, а для электронно-лучевой 1,4...5,0 мм. Ориентируясь на эти цифры, можно сделать вывод, что в настоящем исследовании удалось получить структуру с относительно небольшими предшествующими β -зернами (табл. 2), при этом зафиксированные размеры β -зерен, в высоту не превышающие 1,3...1,5 мм, находятся в начале диапазона возможных размеров β -зерен для электронно-лучевых аддитивных технологий.

Толщина пластин α' -фазы зависит от скорости охлаждения и от температуры β - α -перехода. Быстрое охлаждение проявляется в более тонких пластинах α' -фазы, и наоборот [6]. В настоящее время установлено, что толщина α' -планок внутри предшествовавших β -зерен в материале, изготовленных с использованием электронно-лучевых аддитивных технологий, как правило, меньше, чем у большинства других материалов, изготовленных другими аддитивными методами, что указывает на относительно высокую скорость охлаждения от температуры β -перехода.

В ряде работ сообщалось о различиях в твердости между верхней и нижней частями части Ti-6Al-4V, осажденной с использованием электронно-лучевого плавления [15–18]. На осно-

вании этих исследований представляется, что изменения твердости с высотой выращенного изделия являются побочным продуктом термического циклирования, присущего лазерным и электронно-лучевым аддитивным технологиям, поскольку микроструктура изменяется в каждом отдельном слое.

Микроструктура верхних слоев образца, полученная при высоких скоростях охлаждения (рис. 4, а, б), состоит из большого количества тонких пластин α' -фаз неравновесного состава, которые обычно более твердые и имеют более высокую прочность, чем те, которые получают при более низких скоростях охлаждения. Поскольку α' -фаза сплава Ti-6Al-4V с гексагональной плотноупакованной структурой имеет более высокое значение объемного модуля, чем ОЦК-структура β -фазы [19], верхние слои полученного сплава Ti-6Al-4V тверже, чем нижние, содержащие повышенное количество β -фазы (около 10 об.%) и утолщенные по сравнению с верхними слоями пластины α' -фазы (рис. 4, в, з).

Обращает на себя внимание тот факт, что классическое соотношение Холла–Петча достаточно корректно отражает связь между масштабом предварительных зерен β -фазы и величиной твердости. Из данных, представленных в табл. 2 и на рис. 5, видно, что структуры с малым масштабом имеют высокие значения твердости, и наоборот. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что градиент по значениям твердости обусловлен в основном наличием градиентной микроструктуры, возникшей в результате термоциклирования при получении образцов.

В работе [20] показано, что существует линейная зависимость между твердостью по Виккерсу (H_V), пределом текучести (σ_y) и пределом прочности при растяжении (σ_u) для Ti-6Al-4V:

$$\sigma_y = 3,013H_V - 127,000; \quad (1)$$

$$\sigma_u = 3,586H_V - 237,900. \quad (2)$$

Расчетный предел текучести и предельная прочность на разрыв верхних слоев выращенного образца (толщиной около 1,5 мм), полученные в соответствии с (1) и (2), сопоставимы со свойствами кованого сплава Ti-6Al-4V (предел

текучности – около 850 МПа и предельная прочность на разрыв – около 950 МПа).

Таким образом, результаты настоящей работы демонстрируют, что при формировании образцов из титанового сплава Ti-6Al-4V электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологией образуются многомасштабные структуры с высокими механическими свойствами. Такие многомасштабные структуры возникают в результате сложной комбинации условий нагрева/плавления и затвердевания, а также фазовых превращений в титановом сплаве.

Выводы

Исследована эволюция микроструктур образцов сплава Ti-6Al-4V, изготовленных послойным выращиванием посредством электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии. На основе полученных в работе результатов можно сделать следующие выводы.

1. Исследованные образцы имеют гетерогенную микроструктуру, которая включает в себя помимо формирующихся в процессе эпитаксиального роста столбчатых предшествовавших β -зерен со средним размером не выше 1,5 мкм систему ортогональных пластин мартенситной α' -фазы. При этом по направлению в вершине построенного образца уменьшается толщина пластин α' -фазы и количество остаточной β -фазы (от 4 мкм и 10 об.% для нижнего слоя до 2 мкм и 5 об.% – для верхнего).

2. Обнаружен эффект повышения значений твердости по Виккерсу с ростом высоты наплавленных слоев до значений порядка 3,5 ГПа. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что эффект повышения твердости в направлении послойного выращивания реализуется в основном за счет градиентной микроструктуры, формирующейся вследствие сложной термической истории.

Список литературы

1. *Banerjee D., Williams J.C.* Perspectives on titanium science and technology // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 3. – P. 844–879. – doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.10.043.

2. *Singh S., Ramakrishna S., Singh R.* Material issues in additive manufacturing: a review // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 25. – P. 185–200. – doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.006.

3. *Conrad H.* Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium // *Progress in Materials Science*. – 1981. – Vol. 26, iss. 2–4. – P. 123–403. – doi: 10.1016/0079-6425(81)90001-3.

4. *Fuchs J., Schneider C., Enzinger N.* Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 2. – P. 267–275. – doi: 10.1007/s40194-017-0537-7.

5. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

6. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V / S.S. Al-Bermani, M.L. Blackmore, W. Zhang, I. Todd // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41, iss. 13. – P. 3422–3434. – doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.

7. Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting / A. Gulzar, J.I. Akhter, M. Ahmad, G. Ali, M. Mahmood, M. Ajmal // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255, iss. 20. – P. 8527–8532. – doi: 10.1016/J.APSUSC.2009.06.011.

8. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V / L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, E.Y. Martinez, F. Medina, D.H. Hernandez, E. Martinez, J.L. Martinez, S.W. Stafford, D.K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, R.B. Wicker // *Materials Characterization*. – 2009. – Vol. 60, iss. 2. – P. 96–105. – doi: 10.1016/J.MATCHAR.2008.07.006.

9. *Hrabe N., Quinn T.* Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 573. – P. 264–270. – doi: 10.1016/J.MSEA.2013.02.064.

10. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review / Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor //

Materials and Design. – 2018. – Vol. 139. – P. 565–586. – doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.

11. *Basak A., Das S.* Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing // Annual Review of Materials Research. – 2016. – Vol. 46. – P. 125–149. – doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.

12. *Karimzadeh F., Ebnonnasir A., Foroughi A.* Artificial neural network modeling for evaluating of epitaxial growth of Ti6Al4V weldment // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 432, iss. 1–2. – P. 184–190. – doi: 10.1016/J.MSEA.2006.05.141.

13. *Stanford N., Bate P.S.* Crystallographic variant selection in Ti–6Al–4V // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52, iss. 17. – P. 5215–5224. – doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2004.07.034.

14. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment / J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, Z. Sun, K. Wang, Z. Li, Y. Wu, B. Xu // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2017. – Vol. 69. – P. 19–29. – doi: 10.1016/J.JMBBM.2016.12.015.

15. *Roy L.* Variation in mechanical behavior due to different build directions of Ti6Al4V fabricated by electron beam: a thesis / The University of Alabama. – Tuscaloosa, 2013. – URL: <https://ir.ua.edu/handle/123456789/1891> (accessed: 07.11.2018).

16. *Baufeld B., Brandl E., Biest O.* Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211. – P. 1146–1158. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.

17. Intra-layer closed-loop control of build plan during directed energy additive manufacturing of Ti–6Al–4V / A.R. Nassar, J.S. Keist, E.W. Reutzel, T.J. Spurgeon // Additive Manufacturing. – 2015. – Vol. 6. – P. 39–52. – doi: 10.1016/j.addma.2015.03.005.

18. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy / B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, Z. Fei // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 258. – P. 97–105. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024.

19. Deformation characteristics of age hardened Ti-6Al-4V / G. Welsch, G. Lütjering, K. Gazioglu, W. Bunk // Metallurgical Transactions A. – 1977. – Vol. 8, iss. 1. – P. 169–177. – doi: 10.1007/BF02677278.

20. Correlation between tensile strength and hardness of electron beam welded TC4-DT joints / W. Lu, Y. Shi, X. Li, Y. Lei // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22, iss. 6. – P. 1694–1700. – doi: 10.1007/s11665-012-0469-8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Features of the Structural-Phase State of the Alloy Ti-6Al-4V in the Formation of Products using Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing

Nikolai Savchenko ^{a,*}, Andrey Vorontsov ^b, Veronika Utyaganova ^c, Alexander Eliseev ^d,
Valery Rubtsov ^e, Evgeny Kolubaev ^f

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

^a <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 September 2018

Revised: 18 September 2018

Accepted: 22 September 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Additive manufacturing
Titanium alloy
Microstructure
Microhardness

Funding

The work was carried out with the financial support of the state represented by the Ministry of Education and Science of Russia (Agreement No. 14.610.21.0013, project identifier RFMEFI61017X0013).

ABSTRACT

Introduction. The high cost of parts made of titanium alloys is determined by the high material consumption during machining, poor machinability caused by low thermal conductivity and high chemical reactivity with cutting tool materials, which is a factor limiting its widespread use. The use of additive technologies makes it possible to reduce production costs of titanium alloy components due to manufacturing of near-net shapes. At the same time, the key requirement in manufacturing the near-net shapes is to maintain high mechanical characteristics both of the base material and the component as a whole. Wire-feed electron beam additive manufacturing has a high potential, both in terms of high productivity and obtaining materials with a unique structure and high mechanical properties. **Goal of this research** is to study the structure, phase composition and microhardness of Ti-6Al-4V alloy samples obtained using wire-feed electron beam additive manufacturing. **Results and discussion.** Based on the data of optical, scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis, Ti-6Al-4V samples obtained after layer-by-layer formation have a heterogeneous microstructure which is composed of the system of orthogonal plates of the martensitic α' -phase, in addition to the columnar preceded β -grains with the mean size of < 1.5 mm formed during epitaxial growth. At the same time, both thickness of the α' -phase plates and amount of the residual β -phase are decreases in the direction at the top of the formed sample (from 4 μm and 10 vol. % for the lower layer, up to 2 μm and 5 vol. % for the upper layer). The effect of increasing the Vickers hardness with the increase in the height of the formed layers to values of the order of 3.5 GPa is found. A good agreement with the Hall-Petch ratio shows that the effect of increasing hardness in the direction of layer-by-layer formation is mainly due to a gradient microstructure formed during complex thermal history.

For citation: Savchenko N.L., Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Eliseev A.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Features of the structural-phase state of the alloy Ti-6Al-4V in the formation of products using wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 60–71. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71. (In Russian).

References

1. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives on titanium science and technology. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 3, pp. 844–879. doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.10.043.
2. Singh S., Ramakrishna S., Singh R. Material issues in additive manufacturing: a review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 25, pp. 185–200. doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.006.

* Corresponding author

Savchenko Nikolay L., D.Sc. (Engineering), Leading researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4, pr. Akademicheskii
 Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: savnick@ispms.tsc.ru



3. Conrad H. Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium. *Progress in Materials Science*, 1981, vol. 26, iss. 2–4, pp. 123–403. doi: 10.1016/0079-6425(81)90001-3.
4. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 2, pp. 267–275. doi: 10.1007/s40194-017-0537-7.
5. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
6. Al-Bermani S.S., Blackmore M.L., Zhang W., Todd I. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, vol. 41, iss. 13, pp. 3422–3434. doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.
7. Gulzar A., Akhter J.I., Ahmad M., Ali G., Mahmood M., Ajmal M. Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, iss. 20, pp. 8527–8532. doi: 10.1016/J.APSUSC.2009.06.011.
8. Murr L.E., Esquivel E.V., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Martinez E.Y., Medina F., Hernandez D.H., Martinez E., Martinez J.L., Stafford S.W., Brown D.K., Hoppe T., Meyers W., Lindhe U., Wicker R.B. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, iss. 2, pp. 96–105. doi: 10.1016/J.MATCHAR.2008.07.006.
9. Hrabec N., Quinn T. Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 573, pp. 264–270. doi: 10.1016/J.MSEA.2013.02.064.
10. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review. *Materials and Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
11. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 125–149. doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.
12. Karimzadeh F., Ebnonnasir A., Foroughi A. Artificial neural network modeling for evaluating of epitaxial growth of Ti6Al4V weldment. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 432, iss. 1–2, pp. 184–190. doi: 10.1016/J.MSEA.2006.05.141.
13. Stanford N., Bate P.S. Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, iss. 17, pp. 5215–5224. doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2004.07.034.
14. Lin J., Lv Y., Liu Y., Sun Z., Wang K., Li Z., Wu Y., Xu B. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, vol. 69, pp. 19–29. doi: 10.1016/J.JMBBM.2016.12.015.
15. Roy L. *Variation in mechanical behavior due to different build directions of Ti6Al4V fabricated by electron beam*: a thesis. The University of Alabama. Tuscaloosa, 2013. Available at: <https://ir.ua.edu/handle/123456789/1891> (accessed 07.11.2018).
16. Baufeld B., Brandl E., Biest O. Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, pp. 1146–1158. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.
17. Nassar A.R., Keist J.S., Reutzel E.W., Spurgeon T.J. Intra-layer closed-loop control of build plan during directed energy additive manufacturing of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2015, vol. 6, pp. 39–52. Doi: 10.1016/j.addma.2015.03.005.
18. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Fei Z. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 258, pp. 97–105. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024.
19. Welsch G., Lütjering G., Gazioglu K., Bunk W. Deformation characteristics of age hardened Ti-6Al-4V. *Metallurgical Transactions A*, 1977, vol. 8, iss. 1, pp. 169–177. doi: 10.1007/BF02677278.
20. Lu W., Shi Y., Li X., Lei Y. Correlation between tensile strength and hardness of electron beam welded TC4-DT joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, iss. 6, pp. 1694–1700. doi: 10.1007/s11665-012-0469-8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений

Евгений Еремин^{a, *}, Александр Лосев^b, Сергей Бородихин^c, Иван Пономарев^d,
 Арина Маталасова^e

Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0001-7357-8194>, weld_techn@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0001-7970-4219>, alesha-los@yandex.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0001-8038-9551>, sergey.borodihin@gmail.com, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8016-3616>, don_13@bk.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0002-3019-8113>, matalasova96@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.927.5

История статьи:

Поступила: 06 июля 2018
 Рецензирование: 27 июля 2018
 Принята к печати: 24 сентября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Порошковая проволока
 Хромистая сталь
 Боридные соединения
 Термообработка покрытия
 Мартенсит
 Твердость металла
 Структура покрытия

Финансирование

Работа выполнена за счет гранта
 Российского научного фонда (проект № 17-19-01224).

АННОТАЦИЯ

Введение. Для поверхностного упрочнения большой номенклатуры деталей машиностроительного назначения применяется наплавка порошковыми проволоками на железо-хромовой основе, обеспечивающими получение металла покрытий с высокой прочностью и коррозионной стойкостью. В то же время при работе в условиях абразивного износа стойкость покрытий на железохромовой основе недостаточна в связи с малым количеством упрочняющих фаз в структуре наплавленного металла. Высокие эксплуатационные свойства наплавленного металла можно получить комбинированием твердорастворного упрочнения и упрочнения частицами второй фазы в матрице на основе железа. Одним из таких эффективных методов упрочнения металла является наплавка порошковой проволокой, легированной соединениями бора. Твердость металла таких покрытий высока, что затрудняет его механическую обработку режущим инструментом. **Цель работы:** выбор рациональных параметров термической обработки наплавленных покрытий на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легированием. В работе исследовали влияние режимов термической обработки на микротвердость, микроструктуру и фазовый состав металла покрытия, наплавленного высокохромистой порошковой проволокой, легированной комплексом боридных соединений, состава: 15 % Cr + 0,5 % V₄C + 0,5 % BN + 2,5 % + TiB₂ + 1,0 % ZrB₂. **Методами исследования** является металлография, замеры микротвердости, рентгенофазовый анализ и просвечивающая электронная микроскопия. **Результаты и обсуждение.** Показано, что отпуск при температуре 800 °С с выдержкой два часа обеспечивает твердость наплавленного металла в пределах 32...37 HRC, приемлемую для осуществления его механической обработки. В микроструктуре металла покрытия, прошедшего отпуск, отмечается распад структурных составляющих, уменьшение количества боридной эвтектики и упрочняющих фаз и увеличение их размера. Установлено, что для восстановления высокой твердости металла после отпуска с последующей механической обработкой целесообразно проведение закалки с температуры 1020 °С, обеспечивающей твердость в пределах 53...58 HRC. Такая термообработка приводит к стабилизации значений микротвердости на высоком уровне, несколько даже превышающем уровень твердости металла покрытий после наплавки. Показано, что это обусловлено образованием композиционной структуры с мартенситной матрицей, эвтектической составляющей на базе бориды хрома и железа Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}, и дисперсных включений частиц карбонитридов, карбидов и нитридов большей частью Ti₂CN и Cr₇C₃ и интерметаллидов Cr₄TiZr размером от 0,4 до 6,5 мкм. Установленные рациональные параметры термической обработки могут быть использованы в технологии нанесения износостойких покрытий при наплавке порошковыми проволоками, легированными боридными соединениями.

Для цитирования: Выбор параметров термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений / Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, С.А. Бородихин, И.А. Пономарев, А.Е. Маталасова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 72–82. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82.

Введение

Одной из важных задач машиностроительной отрасли является поверхностное упрочнение деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях эксплуатации.

*Адрес для переписки

Еремин Евгений Николаевич, д.т.н., профессор
 Омский государственный технический университет,
 пр. Мира, 11,
 644050, г. Омск, Россия
 Тел.: 8 (3812) 65-27-19, e-mail: weld_techn@mail.ru

Значительное удешевление таких изделий можно осуществить изготовлением их из сравнительно дешевых сталей с последующим поверхностным упрочнением наплавкой рабочих поверхностей износостойкими порошковыми проволоками. С этой целью большая номенклатура деталей машиностроительного назначения наплавляется порошковыми проволоками на железохромовой основе, обеспечивающих получение металла покрытий с высокой прочностью и коррозионной стойкостью [1–5].

В то же время при работе в условиях абразивного износа стойкость покрытий на железохромовой основе недостаточна в связи с малым количеством упрочняющих фаз в структуре наплавленного металла. Высокие эксплуатационные свойства наплавленного металла можно получить путем комбинирования твердорастворного упрочнения и упрочнения частицами второй фазы в матрице на основе железа. Одним из таких эффективных методов упрочнения металла является легирование его бором [6–11]. Для этого при наплавке используют такие соединения бора, как ферробор, карбид бора, диборид хрома, диборид титана [6, 8, 10, 12, 13]. Ранее авторами в работах [12, 14] была показана эффективность применения порошковых проволок, легированных соединениями бора, обеспечивающих получение наплавленного металла, имеющего повышенную износостойкость. Особый интерес представляет использование для этих целей нитрида бора, являющегося вследствие сходства ряда свойств электронным аналогом углерода. Авторами показана перспективность применения наплавочной порошковой проволоки, легированной комплексом, содержащим нитрид бора [15].

Однако все выполненные исследования относятся только к металлу покрытий в состоянии после наплавки. Твердость металла таких покрытий высока, что затрудняет его механическую обработку. Высокий отпуск позволяет снизить твердость такого наплавленного металла и провести его обработку режущим инструментом. После этого для восстановления высокой твердости покрытия необходимо провести закалку. В то же время режимы термической обработки покрытий, наплавленных комплекснолегированными хромистыми порошковыми проволоками, не исследованы.

В связи с этим в настоящей работе поставлена задача выбора рациональных параметров термической обработки наплавленных покрытий на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легированием комплексом.

Методика исследований

В работе исследовали влияние режимов термической обработки на микротвердость, микроструктуру и фазовый состав металла покрытия, наплавленных высокохромистой порошковой проволокой, легированной комплексом боридных соединений, состоящей из 15 % Cr + 0,5 % B_4C + 0,5 % BN + 2,5 % TiB_2 + 1,0 % ZrB_2 .

Наплавку валиков осуществляли на пластины из стали Ст.3 размером 200×50×10 мм опытной порошковой проволокой диаметром 2,4 мм в аргоне в четыре слоя высотой 14 мм. Режим наплавки: сила тока 230 А; напряжение 24 В; скорость наплавки 20 м/ч.

Металлографические исследования наплавленного металла проводили на оптическом микроскопе AXIO Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктура выявлялась химическим травлением в реактиве состава: $CuSO_4$ – 4 г; HCl – 20 мл; H_2O – 20 мл.

ДюрOMETрические исследования проводили на образцах, полученных поперечной резкой металла наплавленных валиков с помощью твердомера ТК-2 по методу Роквелла и микротвердомера Shimadzu HNV-2 по методу Виккерса. Микротвердость измеряли по поперечному сечению наплавленного покрытия, начиная с основного металла с шагом 0,2 мм, начало замера (0) соответствует 2 мм от линии сплавления.

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Съёмки осуществляли в фильтрованном медном K_α – излучении с режимом работы рентгеновской трубки 40 кВ и 40 мА, скорость сканирования 0,2 °/мин. Средняя величина фиксируемой детектором длины волны излучения $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. Образцы были сняты при комнатной температуре в интервале брэгговских углов дифракции $2\theta = 30 \dots 130^\circ$. Для обработки и анализа дифракционных спектров применили пакет программ Match!

Для просвечивающей электронной микроскопии использовался металл, вырезанный из

средней части наплавленного валика. Электронно-микроскопические исследования осуществляли на фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Исследовался металл покрытия в состояниях после наплавки, после отпуска и закалки.

Результаты и их обсуждение

ДюрOMETрическими исследованиями металла покрытия после наплавки установлено, что его твердость достигает значений в 58 HRC.

Результаты исследований распределения микротвердости по сечению наплавленного покрытия приведены в табл. 1.

Видно, что в металле такого покрытия после наплавки микротвердость по поперечному сечению изменяется в пределах 615...894 HV.

Наплавленный металл покрытия после наплавки имеет сложную структуру с мартенситной матрицей, с эвтектикой и частицами упрочняющих фаз (рис. 1).

Результаты исследования микротвердости структурных составляющих такого наплавленного металла приведены в табл. 2.

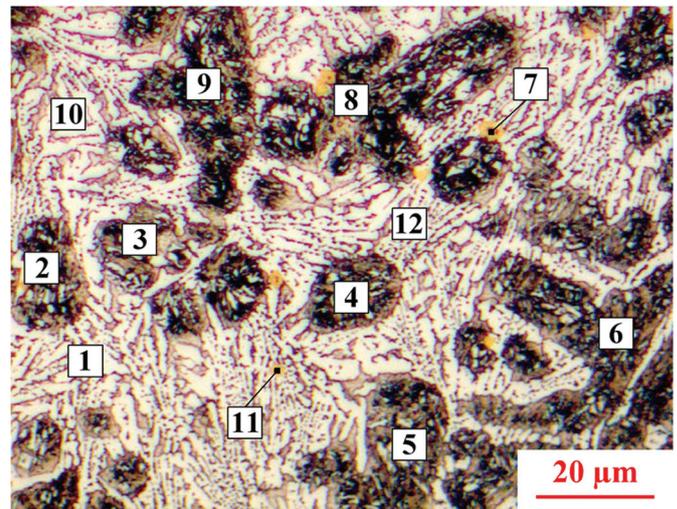


Рис. 1. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих исследуемого металла покрытия после наплавки

Fig 1. Microstructure and measurement range of microhardness of structural components of the investigation coating metal after surfacing

Как видно, микротвердость структурных составляющих металла после наплавки высока и составляет для матрицы 521...593 HV, эвтектики 829...978 HV и упрочняющих фаз 1262...1342 HV. Такая высокая твердость затрудняет прове-

Таблица 1

Table 1

Распределение микротвердости $HV_{0,2}$ по сечению исследуемого металла покрытия после наплавки
The distribution of microhardness $HV_{0,2}$ over the cross-section of the investigation coating metal after surfacing

Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
HV	615	623	674	651	677	705	693	725	773	629	654	683	705	701	680	692	663	742	740	709	725	685
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
HV	654	734	753	672	649	777	712	806	894	706	650	698	693	660	674	773	714	750	697	741	745	789

Таблица 2

Table 2

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после наплавки

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after surfacing

Номер укола Measurement No	1	2	3	4	5	6	7*	8	9	10	11*	12
HV	978	587	540	552	575	546	1342	521	593	874	1262	829

дение механической обработки наплавленного металла.

С целью снижения твердости проводили отпуск на режимах, рекомендуемых для этого класса сталей при температурах 600, 700 и 800 °С с выдержкой в течение 2 ч [16, 17].

Результаты измерения микротвердости по поперечному сечению исследуемого металла покрытия после отпуска на выбранных режимах показаны в табл. 3.

Полученные результаты показывают, что после отпуска как при 600 °С, так и при 700 °С микротвердость имеет довольно высокие значения в пределах 470...850 *HV*. Отпуск при 800 °С существенно снижает микротвердость до 340...450 *HV*, хотя в покрытии и наблюдаются

структурные составляющие с высокими значениями микротвердости, достигающими 753 *HV*.

В микроструктуре металла покрытия после отпуска при температуре 800 °С отмечается распад структурных составляющих (рис. 2). При этом количество боридной эвтектики и упрочняющих фаз уменьшилось, а их размер увеличился.

После отпуска в 800 °С наблюдается существенное изменение микротвердости структурных составляющих наплавленного металла (табл. 4).

Полученные результаты показывают, что микротвердость структурных составляющих металла после отпуска значительно снизилась по сравнению с таковой после наплавки (см. табл. 2). Микротвердость матрицы снизи-

Таблица 3

Table 3

Распределение микротвердости $HV_{0,2}$ по сечению исследуемого металла покрытия после отпуска
The distribution of microhardness $HV_{0,2}$ over the cross-section of the investigation coating metal after tempering

Микротвердость металла покрытия после отпуска при 600 °С Microhardness of the coating metal after tempering at 600 °С																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
<i>HV</i>	590	537	514	603	585	627	615	636	623	698	580	606	550	596	580	583	565	637	555	648	745	714
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
<i>HV</i>	598	631	530	561	545	632	590	604	570	649	627	724	594	669	674	615	678	851	702	652	661	680
Микротвердость металла покрытия после отпуска при 700 °С Microhardness of the coating metal after tempering at 700 °С																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
<i>HV</i>	475	507	490	512	469	486	700	525	470	501	483	513	503	548	530	598	541	569	805	522	550	525
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
<i>HV</i>	534	541	530	571	793	526	555	503	530	542	574	520	517	569	642	571	536	583	547	796	592	513
Микротвердость металла покрытия после отпуска при 800 °С Microhardness of the coating metal after tempering at 800 °С																						
Шаг, мм Augment, mm	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2
<i>HV</i>	340	386	375	419	390	410	406	368	419	387	440	462	753	478	400	347	365	417	395	374	353	411
Шаг, мм Augment, mm	4,4	4,6	4,8	5,0	5,2	5,4	5,6	5,8	6,0	6,2	6,4	6,6	6,8	7,0	7,2	7,4	7,6	7,8	8,0	8,2	8,4	8,6
<i>HV</i>	380	359	405	433	366	395	450	419	380	400	652	378	415	431	418	384	357	386	442	697	391	428

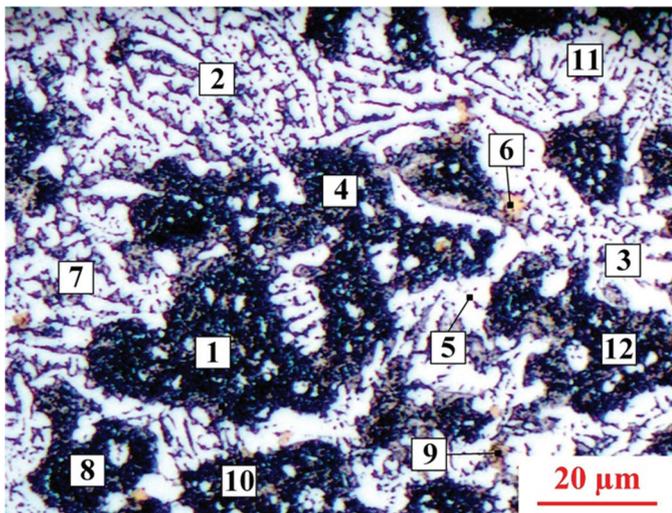


Рис. 2. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих исследуемого металла покрытия после отпуска 800 °С – 2 ч

Fig. 2. Microstructure and measurement range of microhardness of structural components of the investigation coating metal after tempering 800 °C – 2 h

лась с 521...593 до 358...438 HV , эвтектики – с 829...987 до 548...754 HV , а упрочняющих фаз – с 1262...1342 до 1071...1144 HV . После такого отпуска общая твердость по Роквеллу распределена равномерно по сечению покры-

тия, легированного боридными соединениями в пределах 32...37 HRC .

Механическая обработка металла с такой твердостью не вызывает каких-либо затруднений. Таким образом, для снижения твердости наплавленного металла покрытий с боридами можно рекомендовать температуру отпуска в 800 °С в течение двух часов.

Для обеспечения высокой износостойкости отпущенного металла после механической обработки необходимо повысить его твердость. С этой целью после отпуска наплавленного металла провели его закалку. Были исследованы три режима закалки, рекомендуемые для сталей такого класса: при температурах нагрева 950 °С, 1020 °С, 1100 °С [16]. Результаты измерения твердости по поперечному сечению металла покрытия после закалки представлены в табл. 5.

Анализируя полученные результаты, отметим, что твердость по слоям наплавленного покрытия после закалки с температуры 950 °С находится в пределах 52...54 HRC , после закалки с температуры 1020 °С – 53...58 HRC , а после закалки с температуры 1100 °С – 53...56 HRC . Как видим, наилучшие результаты дает закалка с температуры 1020 °С.

Таблица 4

Table 4

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после отпуска 800 °С – 2 ч

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after tempering 800 °C – 2 h

Номер укола Measurement No	1	2	3	4	5*	6*	7	8	9*	10*	11	12
HV	358	496	548	420	754	1144	486	358	1071	458	520	387

Таблица 5

Table 5

Распределение твердости по поперечному сечению исследуемого покрытия после закалки

The hardness distribution over the cross section of the investigated coating after quenching

Температура закалки, °С Hardening temperature, °C	Распределение твердости по слоям наплавленного металла, HRC Hardness distribution of the surfaced metal layers, HRC			
	1	2	3	4
950	52	52	53	54
1020	53	54	55	58
1100	53	54	55	56

Наплавленный металл покрытия после такой закалки имеет композиционную структуру с мартенситной матрицей, большим количеством эвтектики каркасного строения и выделений упрочняющих фаз (рис. 3).

Результаты исследований микротвердости структурных составляющих металла после закалки с температуры 1020 °С показаны в табл. 6.

Полученные результаты показывают, что микротвердость матрицы высока и находится в пределах 688...784 HV, эвтектики – 814...971 HV, частиц – 1052...1105 HV. Можно отметить, что твердость матрицы такого металла значительно выше, а упрочняющих фаз – несколько ниже, чем у металла после наплавки.

Рентгеноструктурные исследования (рис. 4) показали, что основу металла покрытия составляет твердый раствор железа и хрома с параметрами решетки, относящимися к α-Fe. Так как в покрытии содержание углерода составляет меньше 0,25 %, можно предполагать, что это фаза является высокохромистым мартенситом

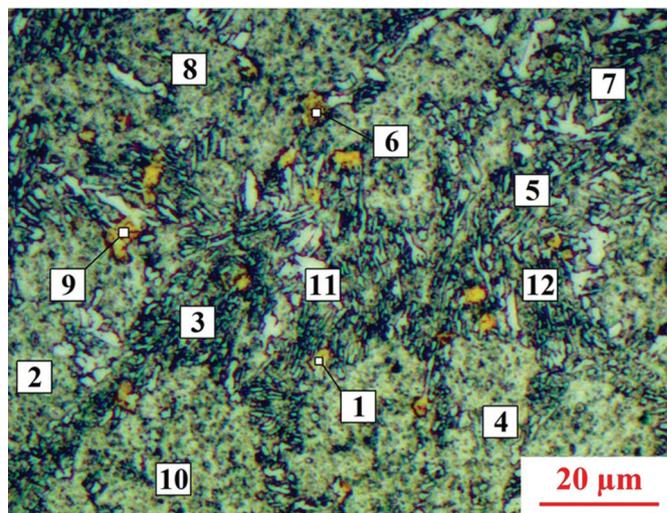


Рис. 3. Микроструктура и области замеров микротвердости структурных составляющих исследуемого металла покрытия после закалки с температуры 1020 °С

Fig. 3. Microstructure and measurement range of microhardness of the structural components of the investigation coating metal after quenching at a temperature of 1020 °C

Таблица 6

Table 6

Микротвердость $HV_{0,01}^*$ и $HV_{0,05}$ структурных составляющих исследуемого металла после закалки

Microhardness $HV_{0,01}^*$ and $HV_{0,05}$ structural components of the investigation coating metal after quenching

Номер укола Measurement No	1*	2	3	4	5	6*	7	8	9*	10	11	12
HV	1073	688	971	711	814	1052	773	723	1105	697	784	771

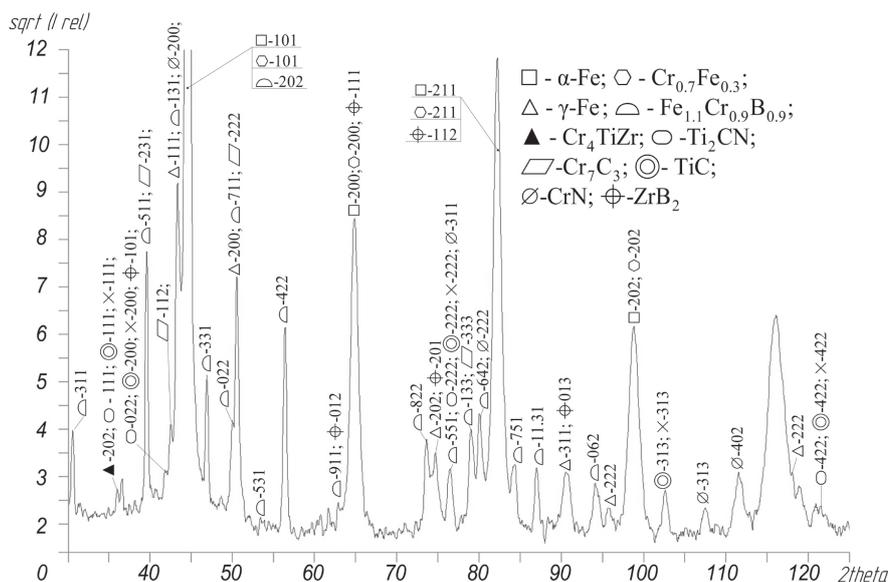


Рис. 4. Рентгенограмма металла покрытия после закалки

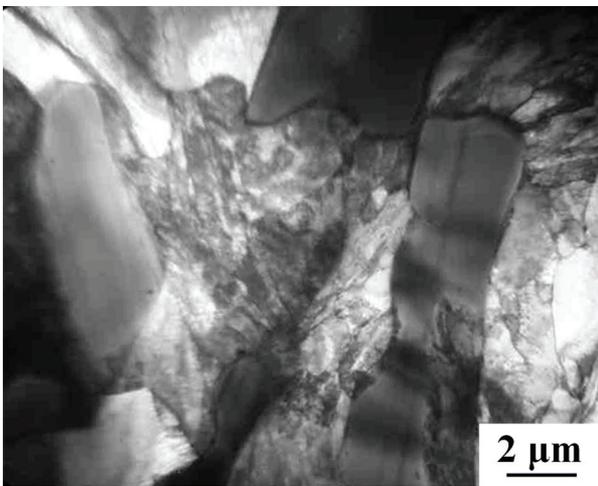
Fig. 4. X-ray pattern of the coating metal after quenching

с низкой степенью тетрагональности. Содержание остаточного аустенита не превышает 6,8 %.

Тонкие исследования (рис. 5) подтверждают наличие в структуре металла покрытия мартенсита с высокой плотностью дислокаций. В структуре содержатся также мартенситоподобные области, происхождение которых связано с распадом аустенита по промежуточному механизму. Основу эвтектических образований в данном покрытии составляет борид хрома и железа $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$.

Наряду с мартенситной матрицей и эвтектикой имеет место значительное количество

упрочняющих фаз, а именно карбонитрид титана Ti_2CN , карбид хрома Cr_7C_3 и интерметаллид Cr_4TiZr . Обнаружено также присутствие нитридов титана TiN и хрома CrN , карбида титана TiC и диборида циркония ZrB_2 . Размер упрочняющих дисперсных фаз варьируется от 0,4 до 6,5 мкм (рис. 6). Аналогичные фазы обнаруживались в исследованиях других авторов [18–22].



a

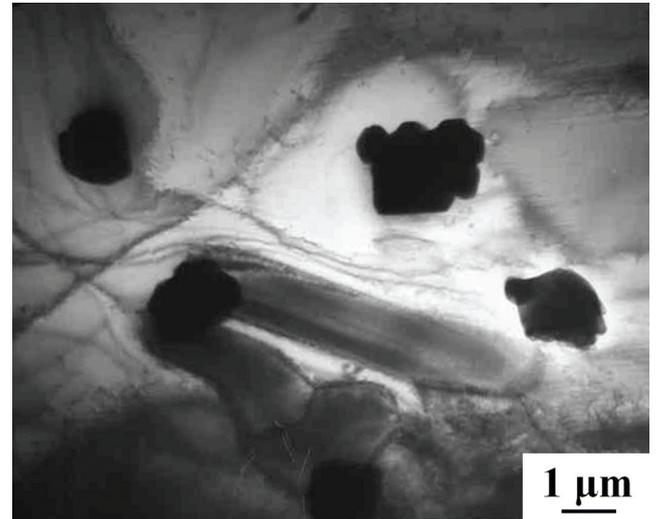
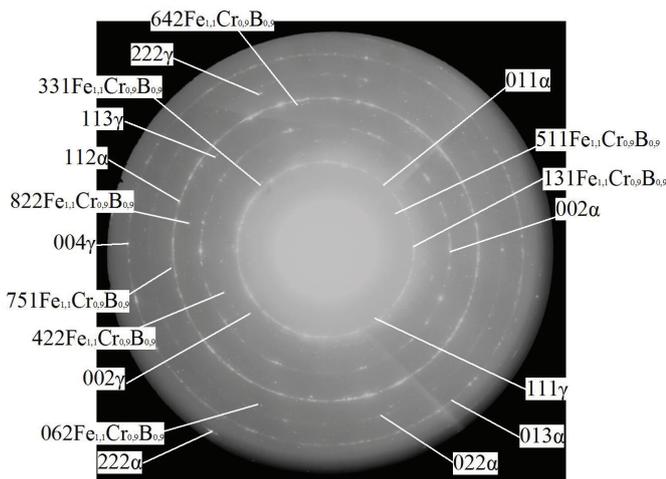


Рис. 6. Упрочняющие фазы в структуре металла покрытия после закалки

Fig. 6. Strengthening phases in the structure of the coating metal after quenching



b

Рис. 5. Микроструктура металла покрытия после закалки, полученная ПЭМ:

a – тонкая структура; *b* – режим электронографа

Fig. 5. Microstructure of the coating metal after quenching, obtained by TEM:

a – fine structure; *b* – electron diffraction mode

Таким образом, рациональными режимами термической обработки наплавленных высокохромистых покрытий, легированных комплексом боридных соединений, является отпуск при температуре 800 °С с выдержкой два часа и последующая закалка с температурой 1020 °С.

Результаты распределения микротвердости по сечению металла покрытия после выполненной на предлагаемых режимах термообработки представлены на рис. 7.

Стало быть, такая термообработка приводит к стабилизации значений микротвердости на высоком уровне, несколько даже превышающем уровень микротвердости металла покрытий после наплавки.

Выводы

Рациональной термической обработкой наплавленного металла на основе хромистой стали с карбидно-боридно-нитридным легиру-

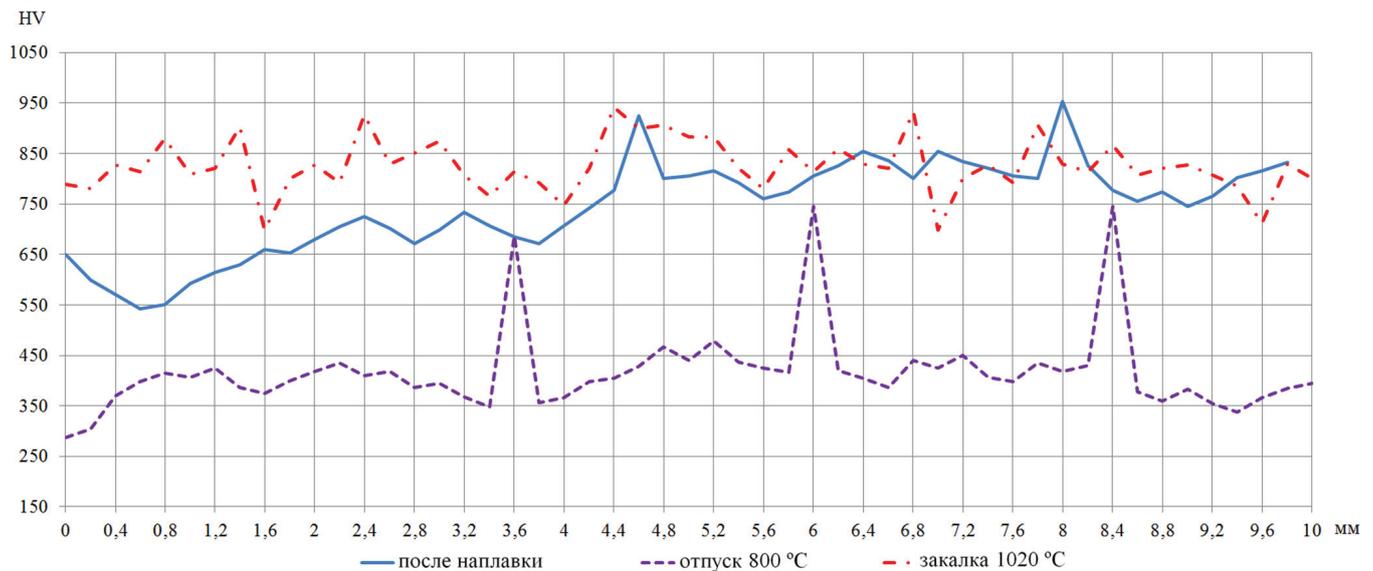


Рис. 7. Распределение микротвердости по сечению металла покрытия после термообработки на предлагаемых режимах

Fig. 7. Distribution of microhardness over the cross-section of the coating metal after heat treatment in the proposed modes

ванием является отпуск при температуре 800 °С с выдержкой два часа, снижающей твердость до приемлемых для механической обработки значений в пределах 32...37 HRC, и последующая закалка с температуры 1020 °С, повышающая твердость до 58 HRC. Упрочнение такого металла обусловлено образованием композиционной структуры с мартенситной матрицей, эвтектической составляющей на базе борида хрома и железа $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$, и дисперсных включений частиц карбонитридов, карбидов и нитридов большей частью Ti_2CN и Cr_7C_3 и интерметаллидов Cr_4TiZr размером от 0,4 до 6,5 мкм. Установленные рациональные параметры термической обработки могут быть использованы в технологии нанесения износостойких покрытий при наплавке порошковыми проволоками, легированными боридными соединениями.

Список литературы

1. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов. – Киев: ЭкоТехнологія, 2004. – 159 с.
2. Юзвенко Ю.А., Кирелюк Г.А. Наплавка порошковой проволокой. – М.: Машиностроение, 1975. – 45 с.
3. Коротков В.А. Исследование свойств высоколегированных наплавочных порошков // Сварочное производство. – 1997. – № 10. – С. 30–32.

4. Соколов Г.Н. Способы наплавки и плакирования металлов / Волгоградский государственный технический университет. – Волгоград: ВолгГТУ, 2002. – 80 с.

5. Современные наплавочные материалы для уплотнительных поверхностей арматуры АЭС и ТЭС / В.С. Степин, Е.Г. Старченко, Ю.С. Волобуев, М.Ю. Егоров // Арматуростроение. – 2006. – № 2. – С. 55–56.

6. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Ланно С.И. Боросодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.

7. Влияние бора на структуру и свойства литой аустенитной стали 25X8Г8Т / М.Б. Арнаутова, А.Р. Бекетов, Б.В. Арнаут, В.В. Ожегов // Литейное производство. – 2007. – № 5. – С. 38–42.

8. Raghavan V. B–Cr–Fe–Ti (Boron–Chromium–Iron–Titanium) // Journal of Phase Equilibria. – 2003. – Vol. 24, N 5. – P. 459–460. – doi: 10.1361/105497103770330163.

9. High boron iron-based alloy and its modification / L. Zhong, C. Xiang, L. Yan-xiang, H. Kai-hua // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2009. – Vol. 16, N 3. – P. 37–42. – doi: 10.1016/S1006-706X(09)60041-8.

10. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content / Y. Liu, B. Li, J. Li, L. He, S. Gao, T.G. Nieh // Materials Letters. – 2010. – Vol. 64, iss. 11. – P. 1299–1301. – doi: 10.1016/j.matlet.2010.03.013.

11. Формирование композиционной структуры износостойкого наплавленного металла с боридным упрочнением / А.А. Артемьев, Г.Н. Соколов, Ю.Н. Дубцов, В.И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2011. – № 2. – С. 44–48.
12. *Eremin E.N.* Using boride compounds in flux-cored wires for depositing maraging steel // *Welding International*. – 2013. – Vol. 27, N 2. – P. 144–146. – doi: 10.1080/09507116.2012.695546.
13. The performances of TiB₂-contained iron-based coatings at high temperature / X. Wang, H. Shun, C. Li, X. Wang, D. Sun // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201, iss. 6. – P. 2500–2504. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.04.025.
14. *Eremin E.N., Losev A.S., Akimov V.V.* The properties of chromium steel overlaying used as a hardening coating for stop valve sealing surface // *Procedia Engineering*. – 2016. – Vol. 152. – P. 582–588. – doi: 10.1016/j.proeng.2016.07.659.
15. Effect of the boride-nitride hardening on the structure and properties of chromium steel deposited with a flux-cored wire / E.N. Eremin, A.S. Losev, S.A. Borodikhin, K.Ye. Ivlev // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1876. – P. 020071-1–020071-6. – doi: 10.1063/1.4998891.
16. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
17. Насосно-компрессорные трубы высокой коррозионной стойкости / А.В. Иоффе, Т.В. Тетюева, М.А. Выбойщик, Е.А. Трифонова, Е.С. Луценко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 1. – С. 24–31.
18. *Azimi G., Shamanian M.* Microstructure and wear properties of Fe-Cr-C and Fe-Cr-Si-C clads on carbon steel by TIG surfacing process // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2009. – Vol. 83–86. – P. 1035–1042. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.1035.
19. Using the Cr-C-B systems for alloying metal by in out-of-vacuum electron beam surfacing / I.M. Poletika, S.A. Makarov, T.A. Krylova, M.G. Golkovskii // *Welding International*. – 2012. – Vol. 26. – P. 17–22. – doi: 10.1080/09507116.2011.653160.
20. Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy reinforced by titanium carbonitride / S.Z. Weia, Y. Liub, G.S. Zhanga, L.J. Xua, J.W. Lia, Y.Y. Rena // *Tribology Transactions*. – 2015. – Vol. 58. – P. 745–749. – doi: 10.1080/10402004.2014.1003119.
21. Morphology, orientation relationships and formation mechanism of TiN in Fe-17Cr steel during solidification / J. Fu, Q. Nie, W. Qiu, J. Liu, Y. Wu // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 133. – P. 176–184. – doi: 10.1016/j.matchar.2017.10.001.
22. *Kim K.-S., Kang J.-H., Kiim S.-J.* Effects of carbon and nitrogen on precipitation and tensile behavior in 15Cr-15Mn-4Ni austenitic stainless steels // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 712. – P. 114–121. – doi: 10.1016/j.msea.2017.11.099.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Rationalization of Heat Treatment Parameters of the Surfaced High-Chromium Coatings Alloyed with a Complex of Boride Compounds

Evgenii Eremin^{a,*}, Aleksandr Losev^b, Sergey Borodihin^c, Ivan Ponomarev^d, Arina Matalasova^e

Omsk State Technical University, 11 Mira ave., Omsk, 644050, Russian Federation

^a  <http://orcid.org/0000-0001-7357-8194>,  weld_techn@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0001-7970-4219>,  alesha-los@yandex.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0001-8038-9551>,  sergey.borodihin@gmail.com, ^d  <http://orcid.org/0000-0001-8016-3616>,  don_13@bk.ru,
^e  <http://orcid.org/0000-0002-3019-8113>,  matalasova96@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 July 2018

Revised: 27 July 2018

Accepted: 24 September 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Flux-cored wire
 Chromium steel
 Boride compounds
 Heat treatment coating
 Martensite
 Hardness of metal
 Coating structure

Funding

This research is done through the Russian Science Foundation grant (project No. 17-19- 01224).

ABSTRACT

Introduction. Surface hardening of a large nomenclature of machine-building parts is performed by surfacing with iron-chromium-based powder wires, which ensures the production of metal coatings with high strength and corrosion resistance. At the same time, the resistance of coatings on an iron-chromium base is insufficient, when operating under abrasive wear, due to the small number of strengthening phases in the structure of the surfaced metal. The high operational properties of the surfaced metal can be obtained by combining solid-solution hardening and hardening by second-phase particles in an iron-based matrix. One of such effective method of hardening the metal is surfacing with a flux-cored wire alloyed with boron compounds. However, all the studies performed refer only to the metal coatings in the state after surfacing. The hardness of such coatings is high, which makes it difficult for machining. **Purpose of the work:** selection of rational parameters for thermal treatment of surfaced coatings based on chromium steel with carbide-boride-nitride alloying. The effect of heat treatment regimes on the microhardness, microstructure and phase composition of the coating metal surfaced by the high-chromium flux cored wire alloyed with complex boride compounds is studied. The composition was the following: 15% Cr + 0.5% B₄C + 0.5% BN + 2.5% + TiB₂ + 1.0% ZrB₂. **The methods** of investigation are metallography; measurements of microhardness; X-ray phase analysis and transmission electron microscopy. **Results and discussion.** It is shown that tempering at 800 °C with a 2-hour equalizing ensures the hardness of the surfaced metal within the range of 32-37 HRC, which is acceptable for machining. The microstructure of the metal coatings after tempering is characterized by the structural components decay; the amount of boride eutectic and strengthening phases decreases and its size increases. It is found that to restore the high hardness of the metal after tempering with subsequent machining, it is advisable to conduct quenching from 1020 °C, providing a hardness within the range of 53-58 HRC. This heat treatment leads to the stabilization of the microhardness values at a high level, even higher than the level of the metal coatings microhardness after surfacing. It is shown that this is due to the formation of a composite structure with a martensitic matrix, an eutectic component based on chromium and iron borides Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}, and dispersed inclusions of carbonitride, carbide and nitride particles for the most part Ti₂CN and Cr₇C₃ and intermetallic compounds Cr₇TiZr in the size from 0.4 to 6.5 μm. The established rational parameters of heat treatment can be used in the technology of wear-resistant coatings surfaced with powdered wires alloyed with boride compounds.

For citation: Eremin E.N., Losev A.S., Borodihin S.A., Ponomarev I.A., Matalasova A.E. Rationalization of heat treatment parameters of the surfaced high-chromium coatings alloyed with a complex of boride compounds. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 72–82. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-72-82. (In Russian).

References

1. Ryabtsev I.A. *Naplavka detalei mashin i mekhanizmov* [Surfacing of machine parts and mechanisms]. Kiev, Ekotekhnologiya Publ., 2004. 159 p.
2. Yuzvenko Yu.A., Kirelyuk G.A. *Naplavka poroshkovoi provolokoi* [Surfacing by flux cored wire]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 45 p.

* Corresponding author

Eremin Evgenii N., D.Sc. (Engineering), Professor
 Omsk State Technical University,
 11 Mira ave.,
 644050, Omsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (3812) 65-27-19, e-mail: weld_techn@mail.ru

3. Korotkov V.A. Issledovanie svoystv vysokolegirovannykh naplavok [Examination of the properties of high-alloy deposits]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding International*, 1997, no. 10, pp. 30–32. (In Russian).
4. Sokolov G.N. *Sposoby naplavki i plakirovaniya metallov* [Methods of surfacing and cladding metals]. Volgograd, VolgGTU Publ., 2002. 80 p.
5. Stepin V.S., Starchenko E.G., Volobuev Yu.S., Egorov M.Yu. Sovremennye naplavochnye materialy dlya uplotnitel'nykh poverkhnostei armatury AES i TES [Modern surfacing materials for sealing surfaces of valves of nuclear power plants and thermal power plants]. *Armaturostroenie = Valve Industry*, 2006, no. 2, pp. 55–56.
6. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borosoderzhashchie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 192 p.
7. Arnautova M.B., Beketov A.R., Arnautov B.V., Ozhegov V.V. Vliyanie bora na strukturu i svoystva litoi austenitnoi stali 25Kh8G8T [Effect of boron on the structure and properties of cast austenitic steel 25Kh8G8T]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2007, no. 5, pp. 38–42.
8. Raghavan V. B–Cr–Fe–Ti (Boron–Chromium–Iron–Titanium). *Journal of Phase Equilibria*, 2003, vol. 24, no. 5, pp. 459–460. doi: 10.1361/105497103770330163.
9. Zhong L., Xiang C., Yan-xiang L., Kai-hua H. High boron iron-based alloy and its modification. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2009, vol. 16, no. 3, pp. 37–42. doi: 10.1016/S1006-706X(09)60041-8.
10. Liu Y., Li B., Li J., He L., Gao S., Nieh T.G. Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content. *Materials Letters*, 2010, vol. 64, iss. 11, pp. 1299–1301. doi: 10.1016/j.matlet.2010.03.013.
11. Artem'ev A.A., Sokolov G.N., Dubtsov Yu.N., Lysak V.I. Formirovanie kompozitsionnoi struktury iznosostoikogo naplavlennogo metalla s boridnym uprochneniem [Formation of the composite structure of wear-resistant weld metal with boride hardening]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2011, no. 2, pp. 44–48. (In Russian).
12. Eremin E.N. Using boride compounds in flux-cored wires for depositing maraging steel. *Welding International*, 2013, vol. 27, no. 2, pp. 144–146. doi: 10.1080/09507116.2012.695546.
13. Wang X., Shun H., Li C., Wang X., Sun D. The performances of TiB₂-contained iron-based coatings at high temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, iss. 6, pp. 2500–2504. doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.04.025.
14. Eremin E.N., Losev A.S., Akimov V.V. The properties of chromium steel overlaying used as a hardening coating for stop valve sealing surface. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 152, pp. 582–588. doi: 10.1016/j.proeng.2016.07.659.
15. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., Ivlev K. Ye. Effect of the boride-nitride hardening on the structure and properties of chromium steel deposited with a flux-cored wire. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1876, pp. 020071-1–020071-6. doi: 10.1063/1.4998891.
16. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, MISIS Publ., 1999. 408 p.
17. Ioffe A.V., Tetyueva T.V., Vyboishchik M.A., Trifonova E.A., Lutsenko E.S. Nasosno-kompressornye trubyy vysokoi korrozionnoi stoikosti [Tubing with high corrosion resistance]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 1, pp. 24–31. (In Russian).
18. Azimi G., Shamanian M. Microstructure and wear properties of Fe–Cr–C and Fe–Cr–Si–C clads on carbon steel by TIG surfacing process. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2009, vol. 83–86, pp. 1035–1042. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.1035.
19. Poletika I.M., Makarov S.A., Krylova T.A., Golkovskii M.G. Using the Cr–C–B systems for alloying metal by in out-of-vacuum electron beam surfacing. *Welding International*, 2012, vol. 26, pp. 17–22. doi: 10.1080/09507116.2011.653160.
20. Weia S.Z., Liub Y., Zhanga G.S., Xua L.J., Lia J.W., Rena Y.Y. Microstructure and wear resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloy reinforced by titanium carbonitride. *Tribology Transactions*, 2015, vol. 58, pp. 745–749. doi: 10.1080/10402004.2014.1003119.
21. Fu J., Nie Q., Qiu W., Liu J., Wu Y. Morphology, orientation relationships and formation mechanism of TiN in Fe–17Cr steel during solidification. *Materials Characterization*, 2017, vol. 133, pp. 176–184. doi: 10.1016/j.matchar.2017.10.001.
22. Kim K.-S., Kang J.-H., Kiim S.-J. Effects of carbon and nitrogen on precipitation and tensile behavior in 15Cr–15Mn–4Ni austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 712, pp. 114–121. doi: 10.1016/j.msea.2017.11.099.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Электроизоляционные свойства алюмооксидных детонационных покрытий

Владимир Ульяницкий^a, Александр Штерцер^{b,*}, Игорь Батраев^c

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0002-3538-1486>,  ulianv@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0003-4973-0437>,  asterzer@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-0364-144X>,  ibatraev@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 534.222.2+621.793.79

История статьи:

Поступила: 01 сентября 2018
 Рецензирование: 13 сентября 2018
 Принята к печати: 22 октября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Детонационное напыление
 Электроизоляционное покрытие
 Удельное сопротивление
 Диэлектрическая прочность

Финансирование

Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках проекта № 18-43-540008.

АННОТАЦИЯ

Введение. Для получения электроизоляционных покрытий из оксидной керамики широко используются различные методы газотермического напыления, такие как газопламенное, плазменное, HVOF, детонационное и др. Важными, но пока до конца не изученными являются вопросы о природе электропроводности газотермических, в том числе детонационных, покрытий, а также о влиянии состава используемой детонирующей смеси на их электроизоляционные свойства. Экспериментально обнаружено, что электропроводность алюмооксидных покрытий зависит не только от технологического режима их нанесения и структуры, но и от влажности и температуры окружающей атмосферы. Однако физической модели, количественно описывающей механизм электропроводности с учетом этих факторов, пока не предложено, поэтому задача теоретического объяснения имеющихся экспериментальных данных является актуальной. **Цель работы** заключалась в экспериментальном изучении электроизоляционных свойств алюмооксидных покрытий, полученных детонационным напылением, в определении влияния состава детонирующей смеси на их электропроводность, а также в построении физической модели, позволяющей количественно оценивать удельное объемное сопротивление покрытий. **В работе исследованы** детонационные покрытия, полученные на детонационной установке ССДС2000 из порошка корунда марки М40 Super с использованием ацетиленокислородных смесей с различным содержанием компонентов. **Методы исследований** включали измерения пористости, удельного электрического сопротивления и диэлектрической прочности полученных покрытий. Полученная информация использовалась для построения модели проводимости детонационных покрытий с учетом дефектности структуры. **Результаты и их обсуждение.** Различия в свойствах покрытий, полученных с применением ацетиленокислородных детонирующих смесей, в широком диапазоне молярных соотношений кислорода к топливу (от 1,0 до 5,0) не обнаружено. Высказана гипотеза о том, что проводимость покрытий обусловлена наличием дефектов – микроканалов, заполненных адсорбированной водой. Удельное сопротивление покрытий составляет $(0,3 \dots 1,3)10^{10}$ Ом·см, условная диэлектрическая прочность 5...6 кВ для толщины 240...300 мкм. Измеряемая в данной работе диэлектрическая прочность называется условной, поскольку до пробоя в обычном понимании, когда значения пробойного тока превышают сотни миллиампер и даже десятки ампер, тестируемые образцы не доводились. Пробой регистрировался, если ток через щуп превышал установленное предельное значение $I = 1$ мА, т. е. ток, уже ощущаемый человеком. На основе экспериментальных данных и предложенной гипотезы построена модель, согласно которой в объеме покрытия существуют сквозные дефекты в виде микроканалов, площадь которых составляет 0,5...2,0 % площади покрытия, а поперечный размер – от 24 до 105 нм. Микроканалы заполнены адсорбированной из атмосферы водой и по ним протекает основной ток при приложении напряжения. Удельное сопротивление воды при условном пробое составляет величину порядка 10^5 Ом·см. Научная значимость результатов заключается в объяснении причины более низкого удельного сопротивления газотермических покрытий по сравнению с беспористой спеченной алюмооксидной керамикой (более 10^{14} Ом·см). Практическая значимость состоит в возможности использования в детонационном напылении ацетиленокислородных смесей с различным сочетанием компонентов без ущерба качества электроизоляционных покрытий.

Для цитирования: Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Батраев И.С. Электроизоляционные свойства алюмооксидных детонационных покрытий // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 83–95. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-83-95.

*Адрес для переписки

Штерцер Александр Александрович, д.ф.-м.н., доцент, в.н.с.
 Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
 пр. акад. Лаврентьева, 15,
 630090, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 333-00-03, e-mail: asterzer@mail.ru

Введение

Для электроизоляции металлических элементов приборов и устройств используется широкий спектр материалов – от лаков, красок и полимеров до керамик, работающих в экстремальных

условиях (высокие температуры, электрические напряжения, радиация и т. д.). Для получения электроизоляционных покрытий из оксидной керамики широко используются различные методы газотермического напыления, такие как газопламенное, плазменное, HVOF, детонационное и др. [1]. Такие покрытия применяются на подшипниках качения генераторов, электромоторов, на элементах индукционных печей и другого электротехнического оборудования, в геофизической аппаратуре, а также в специальных электрофизических установках, работающих в условиях радиации и/или агрессивных сред. Детонационное напыление (ДН) обеспечивает высокие электроизоляционные показатели [2] и хорошие механические характеристики [3], причем благодаря импульсному характеру процесса ДН дает возможность наносить покрытия на тонкостенные детали [4]. Высокое качество покрытий в ДН достигается подбором оптимальной скорости и температуры частиц; в тех случаях, когда параметры напыления далеки от оптимальных, покрытия могут иметь трещиноватую структуру [5, 6], которая ухудшает не только их прочностные, но и электроизоляционные свойства. Опыт показывает, что в оптимальном режиме детонационного напыления керамическая частица должна находиться в полурасплавленном состоянии [7]. В этом случае пористость и трещиноватость покрытий минимальны.

С научной и практической точки зрения важными и пока до конца не изученными являются вопросы о природе электропроводности детонационных покрытий, как, впрочем, и покрытий, полученных другими газотермическими методами, а также о влиянии состава детонирующей смеси на свойства получаемых покрытий. Уже давно было замечено, что диэлектрические свойства плазменных керамических покрытий зависят от их структуры, которая, в частности, характеризуется наличием пор [8]. Так, при пористости 5,5...7,9 % алюмооксидные покрытия сразу после напыления имеют объемное сопротивление $10^9 \dots 10^{10}$ Ом·см, а после сушки при 120 °С этот параметр повышается до $10^{13} \dots 10^{14}$ Ом·см. Диэлектрическая прочность плазменных покрытий зависит также от пористости и составляет 9,0...18,0 кВ/мм. Автор [8] полагает, что на электропроводность оказывает влияние адсорбированная порами вода, но

какого-либо количественного описания этого влияния в статье не предлагается. В работе [9], а также в [10, 11] было обнаружено, что электропроводность плазменных керамических покрытий зависит от температуры и влажности окружающей среды, что согласуется с [8]. Эти работы отличаются высоким экспериментальным уровнем, однако авторы этих работ ограничиваются качественными рассуждениями о влиянии на электропроводность пористости и слоистости структуры газотермических покрытий. Для алюмооксидных покрытий в [8] было также высказано предположение, что электропроводность связана с гигроскопичностью фазы $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Однако в [9] эта гипотеза подвергается сомнению, поскольку, например, покрытие из MgAl_2O_4 с устойчивыми кристаллическими фазами тоже показывает падение удельного сопротивления на несколько порядков с ростом влажности атмосферы. Тем не менее появление фазы $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ может вносить свой вклад в изменение электропроводности покрытий. Переход корунда $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в метастабильную фазу $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ при газотермическом напылении связан с быстрым затвердеванием расплавленного материала на подложке [4, 11, 12].

Теоретическое описание природы электропроводности и электрического пробоя диэлектриков пока предложено только для беспористых диэлектриков в виде монокристаллических и поликристаллических образцов [13] и для пористой керамики, но с порами, заполненными воздухом [14]. Подход в [14] основан на том, что напряжение пробоя воздуха намного ниже напряжения пробоя керамики, тогда наличие пор приводит к снижению эффективной толщины керамического слоя на величину суммарного размера пор, распределенных по толщине диэлектрика. В [13] показано, что в области низких напряжений (до 1 кВ) природа электропроводности керамики носит омический характер, когда проводимость определяется наличием термически активированных носителей зарядов и величина тока пропорциональна приложенному напряжению. В области же высоких напряжений, близких к пробую (30 кВ для слоя оксида алюминия толщиной 0,3 мм), доминирующим является SCLC-механизм ограниченной проводимости пространственных зарядов (Space Charge Limited Conduction), в котором ток пропорцио-

нален квадрату напряжения. Количественные же оценки, учитывающие влияние влаги на диэлектрические свойства керамических покрытий, в литературе отсутствуют.

В технологии ДН важную роль играет состав используемой детонирующей смеси, т. е. отношение содержания кислорода к топливу. При малом содержании кислорода (богатая смесь) продукты детонации могут оказывать восстановительное воздействие на напыляемый материал, а при большом (бедная смесь) – окислительное. В случае оксида алюминия ДН применение богатых смесей предположительно может приводить к частичному восстановлению оксида на поверхности частиц, появлению свободного алюминия и вследствие этого ухудшению электроизоляционных свойств покрытий. По этой причине экспериментальная проверка влияния состава детонирующей смеси на электропроводность покрытий является актуальной с точки зрения практического применения ДН.

Цель настоящей работы заключалась в выявлении механизма электропроводности и пробоя алюмооксидных покрытий, получаемых методом ДН, построении физической модели, позволяющей количественно оценивать удельное объемное сопротивление покрытий, и определении влияния состава детонирующей смеси на их электропроводность. Для достижения цели решались задачи, связанные с получением покрытий на детонационной установке CCDS2000 [2, 7] и измерением их электросопротивления и напряжения пробоя. На основе анализа полученных экспериментальных данных строилась модель электропроводности.

Методика исследований

Используемые материалы и получение покрытий

В экспериментах применялся алюмооксидный (корунд) порошок M40 Super с размером зерна 40...28 мкм, производитель ООО «Инокс» (г. Новосибирск). Корунд представляет собой α -модификацию Al_2O_3 , которая по сравнению с другими формами оксида алюминия (γ -, δ -, θ - и т. д.) имеет максимальную плотность 3,9...4,1 г/см³ и твердость (9, по Моосу). Температура плавления оксида алюминия 2044 °С.

Покрытия наносились с помощью детонационной установки CCDS2000 [2, 7] с длиной ствола 800 мм и диаметром 20 мм, которая благодаря прецизионной системе газопитания, локализованной подаче и дозированию порций напыляемого порошка в каждом цикле (выстреле) работы установки обеспечивает высокую повторяемость режима ДН. В качестве подложек использовались диски из дюралюминия диаметром 40 мм и толщиной 7 мм и пластинки из стали Ст 3 размером 70×50×1,5 мм. Первые – для определения диэлектрической прочности покрытий, вторые – для измерения удельного сопротивления. Рабочий заряд формировали из ацетиленокислородных детонирующих смесей $C_2H_2 + kO_2$ со значениями $k = 1,0; 1,75; 2,5; 4,0; 5,0$. Вычисления параметров детонации газовых смесей выполнялись с помощью компьютерной программы DETON, созданной на основе модели, описанной в [15]. Поскольку DETON не работает на граничном значении $k = 1$, то для оценки параметров продуктов детонации данной смеси расчет выполнен с $k = 1,02$. В табл. 1 представлены расчет-

Таблица 1

Table 1

Параметры детонации газовых смесей $C_2H_2 + kO_2$
The detonation parameters of gas mixtures $C_2H_2 + kO_2$

k	D , м/с	U , м/с	P , МПа	T , К	ρ_g , кг/м ³	H , МПа
1,02	2930	1310	4,69	4519	2,15	1,86
1,75	2628	1196	3,96	4408	2,24	1,61
2,50	2425	1108	3,45	4215	2,28	1,41
4,00	2192	1004	2,89	3934	2,32	1,18
5,00	2096	960	2,67	3794	2,34	1,08

ные значения скорости детонации D , массовой скорости U , давления P , температуры T , плотности ρ_g и динамического напора H газа за фронтом детонации в зависимости от k .

Из табл. 1 видно, что продукты детонации ацетиленокислородной смеси с $k = 1,0$ обладают максимальной температурой и динамическим напором, и с этой точки зрения данная смесь, казалось бы, наиболее пригодна для напыления тугоплавких материалов. Что касается состава продуктов детонации, то для эквимолярной смеси ($k = 1,0$) они состоят преимущественно из водорода и монооксида углерода, что предположительно может стать причиной частичного восстановления оксида алюминия и появления свободного алюминия с ухудшением диэлектрических свойств покрытия. Проведение ДН с различным k должно дать ответ на вопрос об оптимальном составе детонирующей газовой смеси при получении электроизоляционных покрытий. С тем чтобы скомпенсировать падение T и H при увеличении k , подбор оптимального режима ДН при $k > 1,0$ осуществлялся варьированием заряда детонирующей смеси так, чтобы температура вылетающих из ствола частиц достигала температуры плавления, что фиксировалось путем измерения сплэтов [7].

При напылении газотермическим методом важно исключить влияние нагрева образца на характеристики получаемого покрытия в процессе его формирования. ДН благодаря импульсному характеру процесса позволяет поддерживать температуру в пределах до $100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение всего процесса формирования покрытия на подложках из любого металла путем вариации частоты выстрелов и применения воздушного охлаждения обрабатываемого объекта. Для исключения искажения измеряемых электрических параметров формируемого покрытия из-за оксидных пленок на металлической подложке непосредственно перед напылением ее поверхность подвергалась пескоструйной обработке с удалением до 10 микрон поверхностного слоя образца. Предварительные эксперименты

на подложках различной толщины (от 1 до 10 мм) из углеродистой и нержавеющей стали, меди, латуни и алюминиевых сплавов показали, что при выполнении этих требований измеряемые параметры напыленного слоя диэлектрика не отличаются в пределах погрешности измерения.

Оптимизация процесса ДН керамики на установке CCDS2000 показала, что наилучшее качество покрытия получается на дистанции напыления 300 мм, когда пятно напыления имеет размер около 30 мм, а толщина слоя меняется в пределах пятна напыления, уменьшаясь от центра к периферии. В наших экспериментах напыление последовательностью выстрелов без сканирования производилось на дюралюминиевые диски диаметром 40 мм. Профиль получаемого покрытия показан на рис. 1, толщина алюмооксидного слоя в пределах пятна изменялась почти в два раза. Измерение производилось с помощью микрометра с погрешностью ± 5 мкм. Тестирование диэлектрической прочности покрытия сферическим электродом диаметром 3 мм позволило выполнять на одном образце достаточно большое количество измерений.

Исследование пористости и диэлектрических свойств покрытий

Пористость получаемых покрытий измерялась по фотографиям микроструктуры на микроскопе OLYMPUS GX-51 с соответствующим

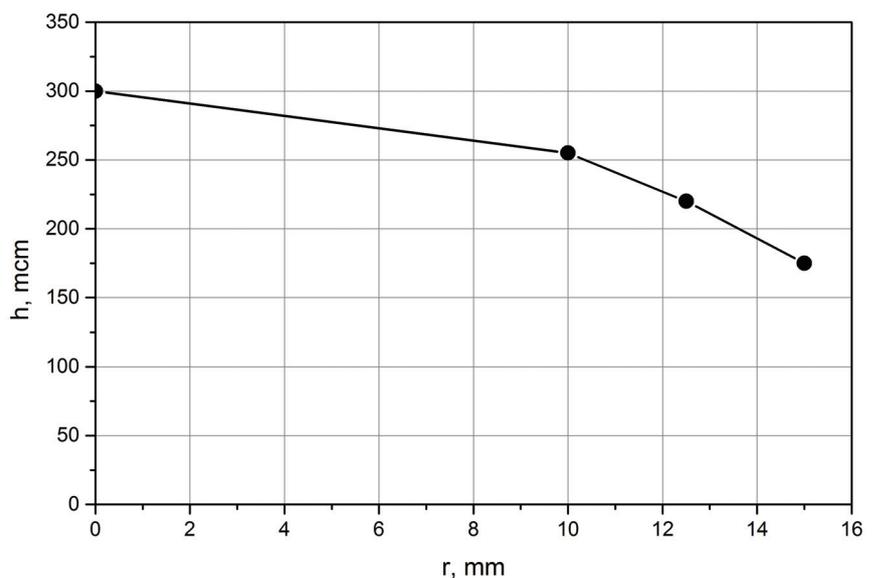


Рис. 1. Профиль покрытия на дюралюминиевой подложке $\text{Ø}40 \times 7$ мм:

h – толщина покрытия; r – расстояние от центра подложки

Fig. 1. Profile of the coating on aluminum substrate $\text{Ø}40 \times 7$ mm:

h – coating thickness; r – the distance from the substrate center

программным обеспечением. Для этого на оборудовании STRUERS Tegramin-20 после измерения удельного сопротивления из фрагментов стальных образцов приготавливался шлиф поперечного сечения покрытия, типичная микроструктура которого представлена на рис. 2. Сразу отметим, что характерный размер пор, наблюдаемых в покрытии, имеет величину порядка единиц микрон, причем проникающей пористости при таком разрешении не обнаруживается.

Результаты измерений представлены в табл. 2, из которой видно, что у полученных в оптимальных для каждого k режимах напыления покрытий пористость отличается незначительно, хотя можно отметить некоторую тенденцию увеличения пористости по мере обеднения смеси после стехиометрии.

Для измерения проводимости покрытий по ГОСТ Р 50499–93 (рис. 3) требовалось однородное по толщине покрытие под электродами диа-

метром более 40 мм. Поэтому напыление производилось в режиме сканирования образца, что позволило при усредненной толщине 300 мкм добиться на всей поверхности образца 70×50 мм однородности покрытия в пределах ± 10 мкм.

Удельное сопротивление измерялось с помощью прибора АКТАКОМ АММ-2093 Hipot Tester при напряжении $V = 0,5$ кВ в режиме работы прибора IR. Значения объемного удельного сопротивления укладывались в диапазон $(0,3 \dots 1,3) 10^{10}$ Ом·см для всех образцов и всех составов детонирующей смеси независимо от k . Важно отметить, что образцы были получены в летних условиях при влажности атмосферы около 60 %. Поскольку точке росы при температуре 20°C соответствует парциальное давление паров воды 32 мм рт. ст., то и формирование покрытий и измерения удельного сопротивления выполнены при концентрации водяного пара в воздухе около 2,5 %. Для проверки влияния

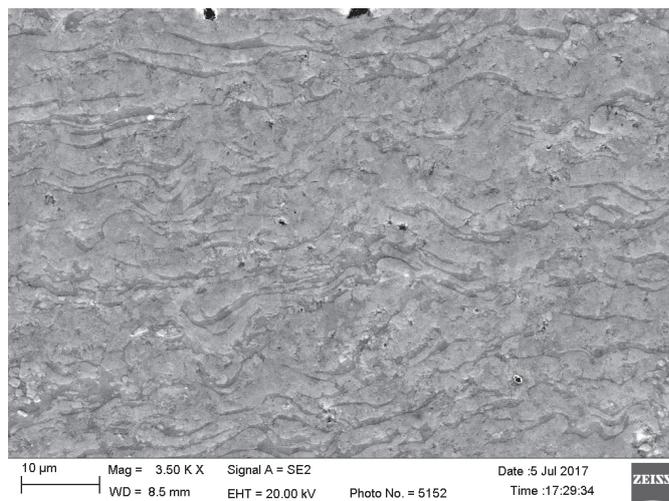
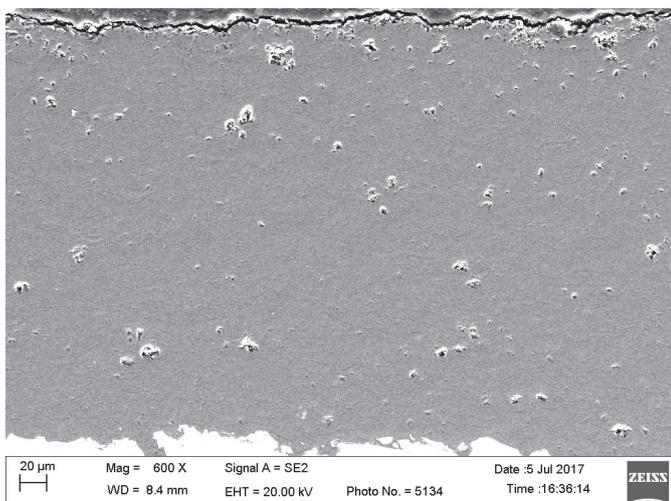


Рис. 2. Микроструктура полученных оксидных покрытий (фото с различным увеличением)

Fig. 2. Microstructure of the produced alumina coatings (photos with different magnification)

Таблица 2

Table 2

Пористость ξ покрытий

Porosity ξ of coatings

k	1.0	1.7	2.5	4	5
$\xi, \%$	$1,3 \pm 0,1$	$0,8 \pm 0,3$	$1,5 \pm 0,2$	$1,9 \pm 0,4$	$2,3 \pm 0,5$

Примечание: наряду со средними величинами ξ со знаком \pm указаны их среднеквадратичные отклонения.

Note: along with mean values ξ with a sign \pm , its standard deviations are indicated.

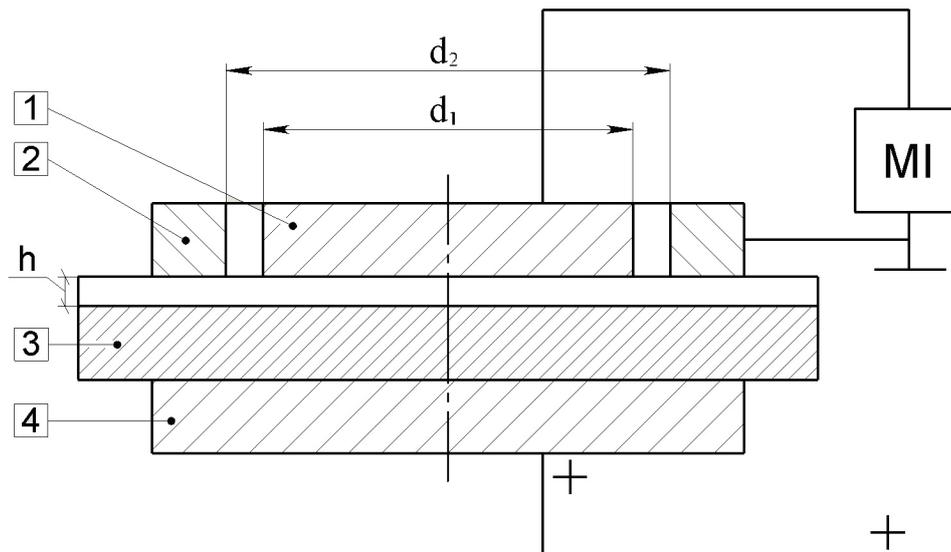


Рис. 3. Схема измерения объемного удельного сопротивления покрытий:

1 – измерительный электрод ($d_1 = 25$ мм); 2 – кольцевой (охранный) электрод ($d_2 = 30$ мм); 3 – образец с покрытием толщиной h ; 4 – высоковольтный электрод (диаметр 40 мм); MI – измерительный прибор

Fig. 3. Measurement design of the coatings volume resistivity:

1 – measuring electrode ($d_1 = 25$ mm); 2 – annular (protective) electrode ($d_2 = 30$ mm); 3 – sample with h coating thickness; 4 – high-voltage electrode (diameter of 40 mm); MI – measuring instrument

влаги тестовые образцы выдерживались в печи при $T = 300$ °С в течение двух часов, затем они остывали с печью до $T = 35$ °С, после чего образцы вынимались из печи и сразу проводились измерения их электросопротивления R . Результат на «просушенных» образцах оказался выше пределов измерения прибора АКТАКОМ в режиме IR (10 ГОм), что соответствует удельному сопротивлению покрытий $\rho > 1,6 \cdot 10^{12}$ Ом·см. При повторном тестировании этих образцов после выдержки в течение трех дней в атмосферных условиях значение ρ вернулось к исходному значению $\sim 10^{10}$ Ом·см. Подробно влияние влаги рассматривается далее в разделе «Результаты и их обсуждение».

Диэлектрическая прочность покрытий, нанесенных на дюралюминиевые диски, измерялась на том же приборе АКТАКОМ АММ-2093 Hipot Tester с варьированием постоянного напряжения (режим DC) от 2,5 до 6,0 кВ. Схема измерений представлена на рис. 4. Мы называем измеряемую по данному способу диэлектрическую прочность условной, поскольку до пробоя в обычном понимании, когда значения тока превышают сотни миллиампер и даже десятки

ампер, тестируемые образцы не доводились. В нашем случае пробоем считалось превышение установленного предельного значения тока $I = 1$ мА (ток, уже ощущаемый человеком). Кончиком щупа был стальной шарик диаметром 3 мм. На тестируемый образец надевалось фторопластовое кольцо с окном радиусом $r = 10$ мм – для измерений в центральной части покрытия и $r = 12,5$ мм – для измерений на периферии. При заданном напряжении осуществлялось сканирование щупом по поверхности покрытия соответственно в центральной и периферийной части с различной толщиной покрытия, как показано на рис. 4. При заданном напряжении фиксировалось число пробоев N_b из N тестов (в среднем $N = 25$) и определялась вероятность пробоя $w = N_b/N$. Результаты измерений для толщин покрытий в диапазонах 240...260 мкм для $r = 12,5$ мм и 260...300 мкм для $r = 10$ мм представлены в табл. 3. Покрытия толщиной более 300 мкм выдерживали напряжение 6 кВ, т. е. при усредненной напряженности электрического поля 20 кВ/мм ток, проходящий через щуп, не превышал 1 мА.

Из табл. 3 видно, что какой-либо зависимости напряжения условного пробоя от состава

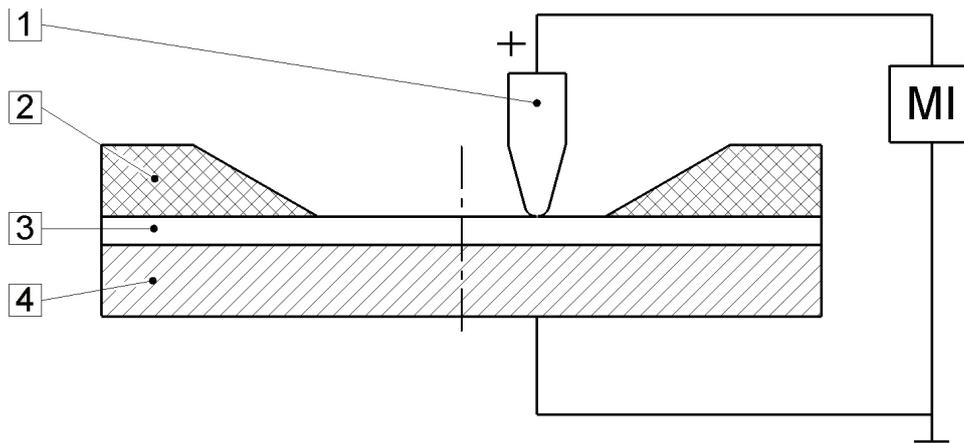


Рис. 4. Схема тестирования покрытий на условный пробой:

1 – щуп; 2 – фторопластовое кольцо; 3 – покрытие; 4 – подложка; MI – измерительный прибор

Fig. 4. Testing of coatings on conditional breakdown:

1 – probe; 2 – teflon ring; 3 – coating; 4 – substrate; MI – measuring instrument

Таблица 3

Table 3

Зависимость вероятности условного пробоя w (%) от приложенного напряжения V и отношения содержания кислорода к топливу k в диапазоне толщин покрытий h от 240 до 300 мкм

The dependence of the conditional breakdown probability w (%) on the ratio of oxygen content to fuel content k for coating thickness h in the range from 240 to 300 mcm

V , кВ	3,0	3,5	4,0	4,5	5,0	5,5	6,0
$k = O_2/C_2H_2$	$h = (240...260)$ мкм						
1,0	0	0	0	6	87	100	100
1,75	0	0	0	0	20	56	100
2,5	0	0	0	0	25	74	100
4,0	0	0	0	0	0	50	100
5,0	0	0	0	0	18	50	93
$k = O_2/C_2H_2$	$h = (260...300)$ мкм						
1,0	0	0	0	0	0	0	17.6
1,75	0	0	0	0	0	43	100
2,5	0	0	0	0	0	34	100
4,0	0	0	0	0	10	100	100
5,0	0	0	0	0	0	100	100

детонирующей смеси не наблюдается, и полный пробой для наиболее часто используемых на практике толщин покрытий в диапазоне от 240 до 300 мкм происходит при напряжении от 5 до 6 кВ. Результаты контрольных тестов на сканированных пластинках из стали в пределах погрешности эксперимента не отличались от полученных на дисках из дюралюминия.

Результаты и их обсуждение

В табл. 4 приведены некоторые свойства спеченной алюмооксидной керамики различной чистоты, производимой компанией Accuratus Ceramic Corporation (США) [16].

Видно, что удельное сопротивление спеченной беспористой керамики ($>10^{14}$ Ом·см)

Свойства спеченной алюмооксидной керамики
Properties of sintered aluminum oxide ceramics

Параметр	94 % Al ₂ O ₃	96 % Al ₂ O ₃	99,5 % Al ₂ O ₃
Плотность, g/cm ³	3,69	3,72	3,89
Пористость, %	0	0	0
Твердость, МПа	11 520	10 780	14 110
Коэффициент термического расширения, 10 ⁻⁶ /град	8,1	8,2	8,4
Диэлектрическая прочность при постоянном напряжении, кВ/мм	16,7	14,6	16,9
Удельное сопротивление, Ом·см	>10 ¹⁴	>10 ¹⁴	>10 ¹⁴

на четыре порядка превышает сопротивление детонационных покрытий ($\approx 10^{10}$ Ом·см). В то же время диэлектрическая прочность детонационных покрытий толщиной 300 мкм достигает величины 20 кВ/мм и по этому параметру они не уступают спеченной керамике. Поскольку на шлифах покрытий проникающей пористости микронного масштаба не обнаруживается, то можно предположить, что пониженное в сравнении со спеченной керамикой удельное сопротивление детонационных покрытий вызвано наличием сквозных «микроканалов», образуемых наноразмерными порами. Такими порами могут являться дефекты на границах «элементарных» фрагментов, образующих покрытие. При этом микроканалы будут проходить по границам этих фрагментов. Поскольку при столкновении с подложкой напыляемые частицы дробятся на несколько частей [7], то с учетом дисперсности напыляемого порошка 40...28 мкм размер элементарного фрагмента можно приблизительно оценить в 10 микрон.

Наноразмерные микроканалы за счет капиллярных сил всасывают воду из воздуха и можно считать, что их удельное электросопротивление равно при малых напряжениях сопротивлению чистой воды $\rho_a = 6,3 \cdot 10^7$ Ом·см [17]. С ростом напряженности электрического поля, увеличением проходящего тока и связанного с этим нагрева концентрация носителей тока в воде повышается, и в предпробойном состоянии ее удельное сопротивление снижается до величины $\rho_a \approx 7 \cdot 10^3$ Ом·см [18].

Проанализируем полученные результаты на основе предложенной выше гипотезы нанораз-

мерных микроканалов. Пусть на единицу поверхности покрытия выходит n микроканалов, которые представим себе в виде токопроводящих трубок сечением S_i и длиной, равной толщине покрытия h . Тогда доля поверхности, занятая микроканалами, есть $\mu = nS_i$. Поскольку дефекты охватывают не всю поверхность, то $\mu < 1$. Площадь контакта щупа, с помощью которого производится тестирование покрытия, с поверхностью покрытия обозначим S , тогда при замере тока щуп охватывает суммарную площадь токопроводящих трубок $S_a = \mu S$. При измерении удельного сопротивления по схеме, изображенной на рис. 3, регистрируемый ток I протекает как по керамике, так и по микроканалам. Отсюда имеем формулу для тока, протекающего через некоторую поверхность покрытия S :

$$I = I_c + I_a = V/R = V \left(\frac{1}{R_c} + \frac{1}{R_a} \right), \quad (1)$$

где I_c и I_a – токи, протекающие по толще керамики и по всем микроканалам соответственно; V – приложенное напряжение; R_c и R_a – сопротивления керамики и микроканалов, приходящихся на поверхность S соответственно. Далее имеем

$$R_a = \frac{\rho_a h}{\mu S} \quad \text{и} \quad R_c = \frac{\rho_c h}{(1 - \mu) S}, \quad (2)$$

где ρ_a и ρ_c – удельные сопротивления микроканалов (адсорбированной воды) и беспористой керамики соответственно. Тогда, поскольку $R = \rho h/S$, где ρ – измеренное по схеме,

изображенной на рис. 3, получаем удельное сопротивление покрытия из (1) и (2):

$$\rho = \frac{\rho_a \rho_c}{\mu \rho_c + (1 - \mu) \rho_a}. \quad (3)$$

Так как $\rho_a = 6,3 \cdot 10^7$ Ом·см, а удельное сопротивление беспористой керамики $\rho_c > 10^{14}$ Ом·см (см. табл. 4), то для $\rho_c \gg \rho_a$ имеем из формулы (3)

$$\mu = \frac{\rho_a}{\rho}. \quad (4)$$

Как упомянуто выше, измеренное по схеме, показанной на рис. 3, объемное удельное сопротивление покрытия $\rho = (0,3 \dots 1,3) 10^{10}$ Ом·см. Тогда оценка по выражению (4) доли площади покрытия, занимаемой дефектами, дает $\mu = (0,48 \dots 2,10) 10^{-2}$. Можно сказать, что площадь дефектов с повышенной проводимостью составляет примерно от 0,5 до 2,0 % площади покрытия. И хотя оценка удельного содержания нанопор практически совпадает с измерениями микроразмерной пористости (см. табл. 2), здесь можно говорить лишь о корреляции, поскольку сквозные каналы микронного масштаба на шлифах не обнаружены.

По данным табл. 3 можно оценить удельное сопротивление воды в микропорах при условном пробое. Из формул (1) и (2) с учетом того, что $\rho_c \gg \rho_a$, получаем уравнение

$$\rho_a = \frac{V \mu S}{I h}. \quad (5)$$

Поскольку площадь щупа диаметром 3 мм есть $S = \pi \varnothing^2 / 4 = 0,071$ см², $\mu = (0,48 \dots 2,10) 10^{-2}$, пробойное напряжение $V = (5 \dots 6)$ кВ, толщина тестируемых покрытий 240...300 мкм и ток при условном пробое $I \geq 1$ мА, то из формулы (5) для ρ_a получаем интервал $(0,6 \dots 3,7) 10^5$ Ом·см. Этот результат согласуется с приведенными выше данными из [17, 18], что для чистой воды при низких напряжениях $\rho_a = 6,3 \cdot 10^7$ Ом·см, а в состоянии, близком к реальному пробое, $\rho_a = 7 \cdot 10^3$ Ом·см.

Как отмечено выше, что несмотря на повышенную по сравнению со спеченной керамикой проводимость получаемых покрытий, влияния состава взрывчатой смеси на удельное сопротивление, т. е. увеличения проводимости в результате возможного восстановления оксида алюминия в окружении продуктов детонации даже

самой богатой смеси ($k = O_2/C_2H_2 = 1$) в экспериментах не наблюдается.

Полученные данные позволяют также оценить поперечный размер проводящих микроканалов. Для этого рассмотрим упрощенную схему участка поверхности покрытия из mk квадратных фрагментов со стороной квадрата a (рис. 5).

Граница между такими элементарными фрагментами образует сетку из отрезков длиной a , количество которых, исключая края выбранного участка, выражается формулой $[k(m - 1) + m(k - 1)] = (2km - k - m)$. Тогда на квадратном участке покрытия ($k = m$) суммарная протяженность граничной сетки $L = 2k(k - 1)a$. При характерном размере элементарного фрагмента $a = 10$ мкм под используемый в экспериментах по измерению удельного сопротивления электрод диаметром 25 мм попадает более 10^6 таких фрагментов, что соответствует $k \sim 10^3$. Пренебрегая единицей по сравнению с k для протяженности сетки под измерительным электродом, получим оценку $L \approx 2k^2 a$. Поскольку на квадратном участке количество фрагментов $K = k^2$, то $L \approx 2aK$.

Полагая, что в образовании микроканалов участвует вся граница между фрагментами покрытия, получим, что на таком участке расположена сетка микроканалов с площадью поперечного сечения $L\delta = 2aK\delta$, где δ – поперечный размер канала. Сопоставляя удельную площадь

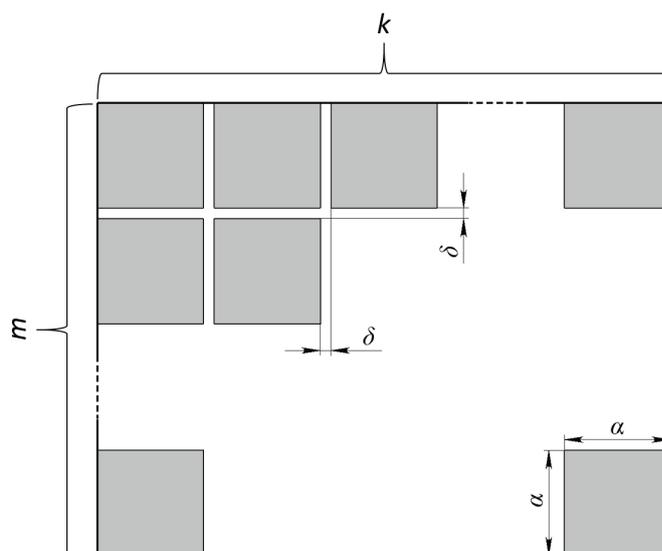


Рис. 5. Схема поверхности покрытия с сеткой микроканалов

Fig. 5. Scheme of the coating surface with a net of microchannels

микроканалов $2aK\delta/a^2K = 2\delta/a$ с величиной μ , для вычисления поперечного сечения «микроканала» получим формулу $\delta = \mu a/2$, по которой при подстановке указанных выше значений μ и a получаем для δ оценку 24...105 нм, что согласуется с предложенной гипотезой о наноразмерном масштабе токопроводящих микроканалов.

Предложенная модель, на наш взгляд, пригодна в первом приближении для описания проводимости покрытий, полученных не только методом ДН, но и другими газотермическими способами. Она может быть взята за основу при построении более глубокого описания проводимости керамических покрытий с дефектной структурой. Характерно, что фиксируемые экспериментально диэлектрические свойства покрытий зависят не только от технологических параметров их получения, но и от выдержки образцов на воздухе после их изготовления (эффект старения), и от применяемой методики измерения [19]. Возможно, что эффект старения обусловлен абсорбцией воды гигроскопичной фазой $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и связанным с этим изменением структуры и соответственно проводимости микроканалов. Отметим, что с гигроскопичностью $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ связано и применение этой керамики для изготовления водопроницаемых мембран [20]. На практике можно осуществлять модификацию свойств покрытий тем или иным способом, начиная с пропитки диэлектрическими жидкостями и кончая термообработкой. Например, в [21] показано, что выдержка свежеизготовленных покрытий при 1100 °С приводит к обратному переходу оксида алюминия из γ - в α -фазу.

По нашему мнению, описанные эксперименты и предложенная модель электропроводности детонационных покрытий указывают на то, что в их структуре, кроме общеизвестных дефектов в виде пор и микротрещин, присутствуют также дефекты в виде сквозных микроканалов с поперечным размером в десятки нанометров.

Выводы

Проведенные исследования показали, что при детонационном напылении с использованием ацетиленокислородных детонирующих смесей удельное электрическое сопротивление и напряжение условного пробоя алюмооксидных покрытий не зависят от состава смеси в интерва-

ле отношений молярного содержания кислорода к топливу от 1 до 5. При практической реализации технологии целесообразно ограничиться достаточно широким интервалом соотношений $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2$ вблизи стехиометрии от 2 до 4 с учетом оксидной природы напыляемого материала.

Для детонационных покрытий толщиной 240...300 микрон условный полный пробой (превышение с вероятностью 100 % тока утечки 1 мА) наступает при напряжении в диапазоне 5...6 кВ, что соответствует удельной электрической прочности 16,7...24,0 кВ/мм, т.е. в среднем около 20 кВ/мм.

Установлено, что при содержании в окружающей среде 2,5% водяных паров удельное объемное сопротивление детонационных покрытий составляет $(0,3...1,3)10^{10}$ Ом·см. Для объяснения влияния атмосферной влажности предложена гипотеза о наличии в покрытии наноразмерных дефектов – микроканалов, заполненных адсорбированной водой, и построена модель проводимости покрытий с учетом данных дефектов. В соответствии с предложенной гипотезой удельная площадь дефектов детонационных алюмооксидных покрытий составляет примерно 0,5...2,0 % поверхности покрытия, а поперечный размер проводящих микроканалов не превышает величину порядка 100 нм.

Список литературы

1. *Fauchais P.L., Heberlein J.V.R., Boulos M.I.* Thermal spray fundamentals: from powder to part. – New York: Springer Science+Business Media, 2014. – 1565 p. – ISBN 978-0-387-28319-7.
2. Deposition of dense ceramic coatings by detonation spraying / V.Yu. Ulianitsky, A.A. Shtertser, I.S. Batraev, I. Smurov // ITSC-2014 Proceedings. – Barcelona, Spain, 2014. – P. 349–352. – (DVS-Berichte; vol. 302). – ISBN 978-3-87155-574-9.
3. *Nieme K., Vuoristo P., Mantyla T.* Properties of alumina-based coatings deposited by plasma spray and detonation gun spray process // Journal of Thermal Spray Technology. – 1994. – Vol. 3, iss. 2. – P. 199–203. – doi: 10.1007/BF02646266.
4. Development of catalytic converters using detonation spraying / V. Ulianitsky, A. Shtertser, V. Sadykov, I. Smurov // Materials and Manufacturing Processes. – 2016. – Vol. 31, iss. 11. – P. 1433–1438. – doi: 10.1080/10426914.2016.1151041.
5. Edge effect on crack patterns in thermally sprayed ceramic splats / L. Chen, G.-J. Yang, C.-X. Li, C.-J. Li //

Journal of Thermal Spray Technology. – 2017. – Vol. 26, iss. 3. – P. 302–314. – doi: 10.1007/s11666-016-0505-6.

6. *Chen L., Yang G.-J.* Epitaxial growth and cracking mechanisms of thermally sprayed ceramic splats // Journal of Thermal Spray Technology. – 2018. – Vol. 27, iss. 3. – P. 255–268. – doi: 10.1007/s11666-018-0692-4.

7. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // Journal of Thermal Spray Technology. – 2011. – Vol. 20, iss. 4. – P. 791–801. – doi: 10.1007/s11666-011-9649-6.

8. *Pawlowski L.* The relationship between structure and dielectric properties in plasma-sprayed alumina coatings // Surface and Coatings Technology. – 1988. – Vol. 35, iss. 3–4. – P. 285–298. – doi: 10.1016/0257-8972(88)90042-4.

9. Effect of temperature and humidity on dielectric properties of thermally sprayed alumina coatings / M. Niittymäki, K. Lahti, T. Suhonen, J. Metsäjoki // IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation. – 2018. – Vol. 25, iss. 3. – P. 908–918. – doi: 10.1109/TDEI.2018.006892.

10. Role of microstructure in dielectric properties of thermally sprayed ceramic coatings / M. Niittymäki, I. Rytöluoto, K. Lahti, J. Metsäjoki, T. Suhonen // Proceedings of the 1st International Conference on Dielectrics, ICD 2016. – Montpellier, France: IEEE, 2016. – P. 1102–1105. – doi: 10.1109/ICD.2016.7547811.

11. Comparative study of the electrical properties and characteristics of thermally sprayed alumina and spinel coatings / F.L. Toma, S. Scheitz, L.M. Berger, V. Sauchuk, M. Kusnezoff, S. Thiele // Journal of Thermal Spray Technology. – 2011. – Vol. 20, iss. 1–2. – P. 195–204. – doi: 10.1007/s11666-010-9580-2.

12. On the dielectric strengths of atmospheric plasma sprayed Al_2O_3 , Y_2O_3 , $\text{ZrO}_2 - 7\% \text{Y}_2\text{O}_3$ and $(\text{Ba}, \text{Sr})\text{TiO}_3$ coatings / J. Kotlan, R.C. Seshadri, S. Sampath, P. Ctibor, Z. Pala, R. Musalek // Ceramics International. – 2015. – Vol. 41, no. 9. – P. 11169–11176. – doi: 10.1016/j.ceramint.2015.05.066.

13. *Neusel C., Jelitto H., Schneider G.A.* Electrical conduction mechanism in bulk ceramic insulators at high voltages until dielectric breakdown // Journal of Applied Physics. – 2015. – Vol. 117. – P. 154902(1)–154902(8). – doi: 10.1063/1.4917208.

14. *Gerson R., Marshall T.C.* Dielectric breakdown of porous ceramics // Journal of Applied Physics. – 1959. – Vol. 30. – P. 1650–1653. – doi: 10.1063/1.1735030.

15. *Nikolaev Yu.A., Topchiyan V.E.* Analysis of equilibrium flows in detonation waves in gases // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 1977. – Vol. 13, iss. 3. – P. 327–338. – doi: 10.1007/BF00740309.

16. Aluminum oxide, Al_2O_3 ceramic properties [Electronic resource] // Accuratus Corporation: website. – URL: <https://www accuratus.com/alumox.html> (accessed: 14.11.2018).

17. *Сколунов А.В.* Геометрия воды и льда. – М.: Компания Спутник+, 2013. – 312 с. – ISBN 978-5-9973-2685-2.

18. *Балыгин И.Е.* Электрическая прочность жидких диэлектриков. – М.; Л.: Энергия, 1964. – 227 с.

19. Dielectric breakdown strength of thermally sprayed ceramic coatings: effects of different test arrangements / M. Niittymäki, K. Lahti, T. Suhonen, J. Metsäjoki // Journal of Thermal Spray Technology. – 2015. – Vol. 24, iss. 3. – P. 542–551. – doi: 10.1007/s11666-014-0211-1.

20. A novel $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ nanofiltration membrane via introducing hollow microspheres into interlayers for improving water permeability / W. Fu, X. Zhang, Y. Mao, T. Pei, B. Sun, S. Mei, L. Chen // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44, iss. 13. – P. 15824–15832. – doi: 10.1016/j.ceramint.2018.05.261.

21. Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed alumina-based coatings / G.Di Girolamo, A. Brentari, C. Blasi, E. Serra // Ceramics International. – 2014. – Vol. 40, iss. 8, part B. – P. 12861–12867. – doi: 10.1016/j.ceramint.2014.04.143.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Electrical Insulation Properties of Aluminum Oxide Detonation Coatings

Vladimir Ulianitsky^a, Alexandr Shtertser^{b,*}, Igor Batraev^c

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-3538-1486>, ulianv@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-4973-0437>, asterzer@mail.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0002-0364-144X>, ibatraev@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 01 September 2018

Revised: 13 September 2018

Accepted: 22 October 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Detonation spraying

Electro-insulating coating

Specific resistivity

Dielectric strength

Funding

The reported research was partially funded by Russian Foundation for Basic Research and the government of the region of the Russian Federation, grant № 18-43-540008.

ABSTRACT

Introduction. There are different thermal spray techniques used for formation of electrically insulated oxide ceramic coatings: flame spraying, plasma spraying, HVOF, detonation spraying, etc. The nature of electrical conductivity of thermal spray coatings, including those made by detonation spraying, as well as the impact of composition of the used detonating mixture, are important and not yet fully understood questions. It is found experimentally, that electric conductivity of alumina coating depends not only on the spraying mode and coating structure, but on the humidity and temperature of surrounding atmosphere as well. However, there is no physical model describing a mechanism of coating electrical conduction with regard to the said factors; thus, there is a topical problem of theoretical explanation of experimental data. **The purpose of the work** is to investigate the electrical insulation properties of alumina coatings made by detonation spraying, to study an impact of detonating mixture composition on coating electrical conduction, and to build a physical model enabling a quantitative estimation of specific volume resistivity of coating. Detonation coatings made using the CCDS2000 detonation device from the M40 Super corundum powder **are investigated**, it is produced using acetylene-oxygen mixtures with different content of components. **The methods of investigation.** Research techniques included measurements of coating porosity, specific volume resistivity and dielectric strength. The obtained data is used for the development of the model, describing the conductivity of detonation coating considering defects of structure. **Results and discussion.** The difference in properties of the coatings formed in a wide range of oxygen-to-fuel molar ratios (from 1.0 to 5.0) is not observed. The hypothesis is suggested, that electrical conduction of coatings is due to the presence of defects – microchannels filled with adsorbed water. Specific resistivity of coatings is $(0.3-1.3) \cdot 10^{10}$ Ohm·cm, conditional dielectric strength is 5-6 kV for the coating thickness of 240-300 mcm. Here we call the dielectric strength a conditional one, because the samples are not brought to the breakdown in the usual sense, when the values of breakdown current are greater than hundreds of milliamperere, and even dozens of ampere. It is considered that there is a breakdown, when a current passing through the probe is greater than 1 mA, this current is already perceptible for a human. Based on the experimental data and on the suggested hypothesis the model is proposed, according to which there are defects in a coating volume in a form of through microchannels, the area of which covers 0.5-2% of coating surface, and its transverse size is of 24-105 mcm. Microchannels are filled with water, which is adsorbed from atmosphere and the main current passes through these microchannels when voltage is applied. Specific resistivity of water at conditional breakdown has a value of the order of 10^5 Ohm·cm. Scientific importance of the obtained results lies in explaining the reasons of lower resistance of thermally sprayed coatings compared to the sintered non-porous aluminum oxide ceramics (more than 10^{14} Ohm·cm). Practical significance of the obtained results lies in the possibility to use acetylene-oxygen mixtures with different combination of components without compromising the quality of electrically insulated coatings.

For citation: Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Batraev I.S. Electrical insulation properties of aluminum oxide detonation coatings. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 83–95. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-83-95. (In Russian).

References

1. Fauchais P.L., Heberlein J.V.R., Boulos M.I. *Thermal spray fundamentals: from powder to part*. New York, Springer Science+Business Media, 2014. 1565 p. ISBN 978-0-387-28319-7.

* Corresponding author

Shtertser Alexandr A., D.Sc. (Physics and Mathematics),
 Associate Professor, Leading researcher
 Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS,
 15 Ac. Lavrentieva ave.,
 630090, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 333-00-03, e-mail: asterzer@mail.ru



2. Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Batraev I.S., Smurov I. Deposition of dense ceramic coatings by detonation spraying. *ITSC-2014 Proceedings*, Barcelona, Spain, 2014. *DVS-Berichte*, vol. 302, pp. 349–352. ISBN 978-3-87155-574-9.
3. Nieme K., Vuoristo P., Mantyla T. Properties of alumina-based coatings deposited by plasma spray and detonation gun spray process. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1994, vol. 3, iss. 2, pp. 199–203. doi: 10.1007/BF02646266.
4. Ulianitsky V., Shtertser A., Sadykov V., Smurov I. Development of catalytic converters using detonation spraying. *Materials and Manufacturing Processes*, 2016, vol. 31, iss. 11, pp. 1433–1438. doi: 10.1080/10426914.2016.1151041.
5. Chen L., Yang G.-J., Li C.-X., Li C.-J. Edge effect on crack patterns in thermally sprayed ceramic splats. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, vol. 26, iss. 3, pp. 302–314. doi: 10.1007/s11666-016-0505-6.
6. Chen L., Yang G.-J. Epitaxial growth and cracking mechanisms of thermally sprayed ceramic splats. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2018, vol. 27, iss. 3, pp. 255–268. doi: 10.1007/s11666-018-0692-4.
7. Ulianitsky V., Shtertser A., Zlobin S., Smurov I. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20, iss. 4, pp. 791–801. doi: 10.1007/s11666-011-9649-6.
8. Pawlowski L. The relationship between structure and dielectric properties in plasma-sprayed alumina coatings. *Surface and Coatings Technology*, 1988, vol. 35, iss. 3–4, pp. 285–298. doi: 10.1016/0257-8972(88)90042-4.
9. Niittymäki M., Lahti K., Suhonen T., Metsäjoki J. Effect of temperature and humidity on dielectric properties of thermally sprayed alumina coatings. *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*, 2018, vol. 25, iss. 3, pp. 908–918. doi: 10.1109/TDEI.2018.006892.
10. Niittymäki M., Rytöluoto I., Lahti K., Metsäjoki J., Suhonen T. Role of microstructure in dielectric properties of thermally sprayed ceramic coatings. *Proceedings of the 1st International Conference on Dielectrics, ICD 2016*, Montpellier, France, 2016, pp. 1102–1105. doi: 10.1109/ICD.2016.7547811.
11. Toma F.L., Scheitz S., Berger L.M., Sauchuk V., Kusnezoff M., Thiele S. Comparative study of the electrical properties and characteristics of thermally sprayed alumina and spinel coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20, iss. 1–2, pp. 195–204. doi: 10.1007/s11666-010-9580-2.
12. Kotlan J., Seshadri R.C., Sampath S., Ctibor P., Pala Z., Musalek R. On the dielectric strengths of atmospheric plasma sprayed Al_2O_3 , Y_2O_3 , $\text{ZrO}_2 - 7\% \text{Y}_2\text{O}_3$ and $(\text{Ba,Sr})\text{TiO}_3$ coatings. *Ceramics International*, 2015, vol. 41, no. 9, pp. 11169–11176. doi: 10.1016/j.ceramint.2015.05.066.
13. Neusel C., Jelitto H., Schneider G.A. Electrical conduction mechanism in bulk ceramic insulators at high voltages until dielectric breakdown. *Journal of Applied Physics*, 2015, vol. 117, pp. 154902(1)–154902(8). doi: 10.1063/1.4917208.
14. Gerson R., Marshall T.C. Dielectric breakdown of porous ceramics. *Journal of Applied Physics*, 1959, vol. 30, pp. 1650–1653. doi: 10.1063/1.1735030.
15. Nikolaev Yu.A., Topchiyan V.E. Analysis of equilibrium flows in detonation waves in gases. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 1977, vol. 13, iss. 3, pp. 327–338. doi: 10.1007/BF00740309.
16. Aluminum Oxide, Al_2O_3 Ceramic Properties. *Accuratus Corporation*: website. Available at: <https://www accuratus.com/alumox.html> (accessed 14.11.2018).
17. Skolunov A.V. *Geometriya vody i l'da* [Geometry of water and ice]. Moscow, Sputnik+ Company Publ., 2013. 312 p. ISBN 978-5-9973-2685-2.
18. Balygin I.E. *Elektricheskaya prochnost' zhidkikh dielektrikov* [Electric strength of liquid dielectrics]. Moscow, Leningrad, Energiya Publ., 1964. 227 p.
19. Niittymäki M., Lahti K., Suhonen T., Metsäjoki J. Dielectric breakdown strength of thermally sprayed ceramic coatings: effects of different test arrangements. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2015, vol. 24, iss. 3, pp. 542–551. doi: 10.1007/s11666-014-0211-1.
20. Fu W., Zhang X., Mao Y., Pei T., Sun B., Mei S., Chen L. A novel $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ nanofiltration membrane via introducing hollow microspheres into interlayers for improving water permeability. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, iss. 13, pp. 15824–15832. doi: 10.1016/j.ceramint.2018.05.261.
21. Girolamo G. Di, Brentari A., Blasi C., Serra E. Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed alumina-based coatings. *Ceramics International*, 2014, vol. 40, iss. 8, part B, pp. 12861–12867. doi: 10.1016/j.ceramint.2014.04.143.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние равноканального углового прессования на качество поверхности алюминиевого сплава В95 после фрезерования

Андрей Филиппов^{1, 2, a, *}, Сергей Тарасов^{1, 2, b}, Олег Подгорных^{1, c}, Николай Шамарин^{1, d},
 Андрей Воронцов^{2, e}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

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

^a <http://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-7758-9242>, podgomyshe.o.a@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, serper89@gmail.com,

^e <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.914.1

История статьи:

Поступила: 16 октября 2018

Рецензирование: 31 октября 2018

Принята к печати: 08 ноября 2018

Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Алюминиевый сплав

РКУП

Фрезерование

Микрогеометрия поверхности

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-79-10013). Металлографические исследования выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие приборо- и машиностроения основывается на достижении высоких показателей качества и точности размерной обработки современных конструкционных материалов. Важным направлением совершенствования технологий изготовления ответственных изделий является применение материалов с улучшенными физико-механическими свойствами и структурой. Для получения такого рода материалов чаще всего применяют методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В результате воздействия ИПД формируется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура материала и повышается его прочность. Сохранение структурной целостности и механических свойств является важной задачей при изготовлении деталей из УМЗ-материалов, которые имеют низкую температуру начала рекристаллизационных процессов. При размерной обработке материал подвержен существенному деформационному и тепловому воздействию, что может сказаться на его структурной целостности и механических свойствах. Фрезерование является одним из наиболее распространенных методов получения высококачественных деталей из алюминиевых сплавов. Данный метод является предпочтительным для размерной обработки алюминиевых сплавов с УМЗ-структурой, поскольку он характеризуется локальным воздействием на тонкие приповерхностные слои материала, при котором не возникает существенного нагрева всего объема заготовки. Деформация приповерхностного слоя материала под действием режущего лезвия фрезы формирует микрорельеф поверхности детали. Различия в деформационном поведении крупнокристаллических (КК) и УМЗ-материалов может существенно сказаться на качестве механической обработки последних. В результате известные оптимальные режимы обработки резанием могут оказаться неприменимыми для УМЗ-материалов. **Цель работы:** исследование влияния структурных изменений в алюминиевом сплаве В95 на качество его механической обработки при фрезеровании. **В работе исследованы** образцы из сплава В95 в состоянии поставки и после структурообразования с применением современного металлорежущего инструмента и оборудования, а также рекомендуемых режимов резания. **Методами исследования** являются механические испытания на сжатие и растяжение, оптическая металлография, просвечивающая электронная микроскопия, лазерная сканирующая микроскопия. **Результаты и обсуждение.** На основе полученных экспериментальных результатов можно заключить, что РКУП является эффективным способом повышения качества механической обработки поверхности при фрезеровании алюминиевого сплава В95. В то же время для обеспечения оптимального соотношения качества обработки и высокой механической прочности достаточно двух проходов РКУП при выбранных условиях осуществления процесса структурообразования. Полученные результаты указывают на большой потенциал использования изделий из объемных УМЗ-материалов в промышленности за счет возможности сочетания в них высоких механических свойств и качества механической размерной обработки. Полученные данные могут быть применены при проектировании технологических процессов механической обработки алюминиевого сплава В95 с ультрамелкозернистой структурой в условиях серийного машиностроительного производства.

Для цитирования: Влияние равноканального углового прессования на качество поверхности алюминиевого сплава В95 после фрезерования / А.В. Филиппов, С.Ю. Тарасов, О.А. Подгорных, Н.Н. Шамарин, А.В. Воронцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 96–106. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-96-106.

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н., н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (913) 128-72-07, e-mail: avf@ispms.ru

Введение

Алюминиевый сплав В95 относится к системе Al-Zn-Mg-Cu и благодаря высоким механическим свойствам широко применяется в промышленности. Его используют в вагоностроении, авиации, транспортном машиностроении и других отраслях. Преимущественным методом его размерной механической обработки является фрезерование.

Сплав В95 относится к термически упрочняемым, его высокая прочность обеспечивается упрочняющими частицами вторичной фазы. В то же время известно, что возможно комплексное упрочнение двухфазного материала за счет измельчения размеров зерна и перераспределения частиц вторичной фазы [1–2]. Самыми эффективными способами измельчения структуры во всем объеме материала в состоянии твердого раствора являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [3] такие, как ковка, равноканальное угловое прессование (РКУП), прессование с рифлением, накопительная прокатка и др. Эти методы могут быть применены и к сплаву В95 с целью улучшения его физико-механических свойств.

Изменение структурного состояния материала и его механических свойств может существенно сказаться на характеристиках его обрабатываемости при формообразовании резанием (точении, фрезеровании, строгании и т. д.) [4]. В работе [5] приведены результаты исследования обрабатываемости резанием чистого титана в крупнокристаллическом (КК) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. Авторы указывают на изменение морфологии стружки и повышение качества обработки титана в УМЗ-состоянии, в то время как силовые зависимости и механизм износа режущего инструмента существенно не изменились. В работе [6] исследована обрабатываемость сплава ВТ1-0 и показано, что за счет перевода материала в УМЗ-состояние происходит повышение износостойкости инструмента и снижение шероховатости обработанной поверхности. В работе [7] приводятся результаты обрабатываемости технически чистой меди в УМЗ-состоянии и указывается, что после механической обработки наблюдается рост размеров зерна и снижение плотности дислокаций в приповерхностном слое материала. В работах

[8–9] приведены результаты точения и фрезерования малоуглеродистых сталей в КК- и УМЗ-состоянии. Авторы указывают на следующие особенности обрабатываемости этих материалов. Во-первых, повышение скорости резания может привести к структурным изменениям в УМЗ-материале. Во-вторых, качество обработанной поверхности при точении и фрезеровании повышается в случае обработки УМЗ-материала по сравнению с КК. В-третьих, микротвердость приповерхностного слоя УМЗ-материала после механической обработки существенно не изменяется, тогда как микротвердость приповерхностного слоя КК-материала значительно возрастает. В работе [10] приведены результаты исследования процесса сверления магниевое сплава AZ91 (аналог МЛ15) в УМЗ-состоянии и показано незначительное увеличение силы резания по сравнению с обработкой КК-материала. В то же время авторы наблюдали лучшее удаление материала в процессе сверления из отверстия, что положительно сказывается на качестве обработки. В работе [11] приведены результаты исследований качества обработки поверхности сплава АМг2 с УМЗ-структурой и показано снижение шероховатости поверхности в 2...7 раз, по сравнению с обработкой материала с КК-структурой. В работе [12] приведены результаты обрабатываемости сплава 6061 (аналог АД33) в УМЗ-состоянии при точении. Показано снижение силы резания и повышение качества обработки поверхности УМЗ-материала, по сравнению с обработкой образцов с КК-структурой.

Указанные выше металлы и сплавы относятся к деформационно-упрочняемым. В свою очередь, сплав В95 является термически упрочняемым. Следовательно, остается неизвестным, как формирование УМЗ-структуры методами ИПД повлияет на его обрабатываемость резанием. В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния структурных изменений в сплаве В95 на качество его механической обработки при фрезеровании.

Методика исследований

Исследовалось влияние равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, механические свойства и качество поверхности после обработки резанием (при фрезеровании)

алюминиевого сплава В95. Исследовались образцы в состоянии поставки и образцы после одного, двух и четырех проходов РКУП. Три прохода РКУП являлись малоэффективными, так как материал по механическим свойствам и качеству обработки не отличался от полученного после двух проходов РКУП. В связи с этим в настоящей работе образцы, полученные после трех проходов РКУП, не рассматриваются. РКУП осуществлялось по схеме Вс (между проходами осуществлялся поворот образца вокруг оси его симметрии на угол 90° , без изменения направления деформирования) [3] со скоростью прессования 6 мм/с при температуре 200°C . Режимы интенсивной пластической деформации выбраны на основе данных, изложенных в работах [13–19].

Исследование микроструктуры проводилось методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при помощи микроскопа JEM-2100 (JEOL Ltd, Japan), а также металлографии при помощи оптического микроскопа METAM LB. При проведении ПЭМ-исследований использовались режимы получения светлопольных изображений и микродифракционных картин (SAED).

Тесты на сжатие и растяжение осуществлялись на испытательной машине Testsystems 110M-10 при комнатной температуре.

Обработка образцов производилась на фрезерном обрабатывающем центре DMC 635 V Eco-line. В качестве режущего инструмента использовались твердосплавные фрезы фирмы Corloy SSEA3008. Режимы обработки: частота вращения шпинделя 8000 об/мин, подача 1520 мм/мин, глубина резания 0,5 мм. Режимы резания назначены с учетом рекомендаций производителя (фирмы Corloy) режущего инструмента.

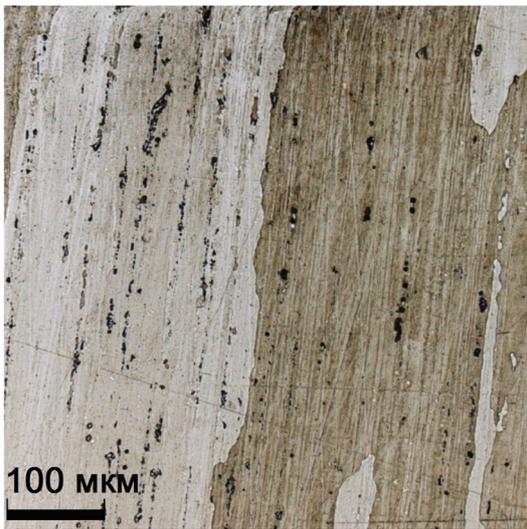
Оценка параметров рельефа обработанной резанием (при фрезеровании) поверхности проводилась с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus OLS 4100. Оценка параметров рельефа обработанной резанием (при фрезеровании) поверхности проводилась с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus OLS 4100. Анализ параметров шероховатости поверхности фрезерованных образцов в состоянии поставки и после РКУП выполнен согласно ГОСТ Р ИСО 25178-2–2014 при помощи лазерного сканиру-

ющего микроскопа. В настоящем исследовании оценивались параметры шероховатости поверхности S_a , S_q и S_z , которые отражают среднее арифметическое, среднеквадратичное и максимальное значение высоты микронеровностей поверхности соответственно. Кроме того, оценивались параметры объема пустот (V_v) и материала (V_m), составляющие впадины и выступы на поверхности, и отнесенные на единицу площади. Параметры объема являются интегральными характеристиками, отражающими соотношение между величиной впадин и пустот рельефа для пиков, впадин и ядра оцениваемой поверхности в расчете на коэффициент смятия ареала. Пикам принадлежат первые 10 % величины коэффициента смятия ареала (КСА), ко впадинам относятся величины от 80 до 100 % величины КСА, а ядру принадлежит диапазон 10...80 % величины КСА. Данные параметры используются для качественной оценки контактной жесткости поверхности [20–21].

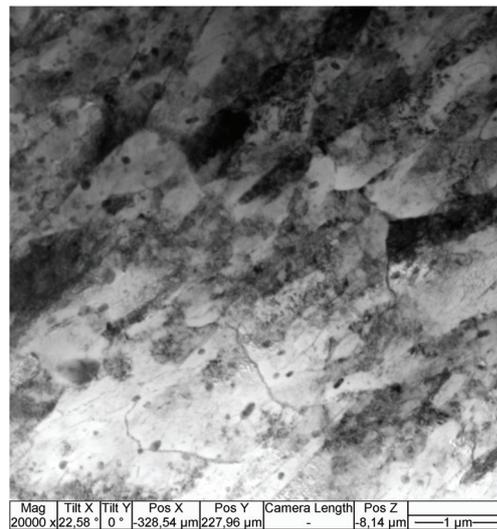
Результаты и их обсуждение

Микроструктура образца в состоянии поставки (рис. 1, а) представлена вытянутыми в направлении прокатки зернами. Их длина превышает 1 мм, ширина составляет 100...200 мкм, также наблюдаются цепочки частиц размером 2...5 мкм. После одного прохода РКУП формируется неравноосная зеренно-субзеренная структура (рис. 1, б). После двух проходов РКУП формируется полосчатая структура (рис. 1, в) с вытянутыми зернами толщиной ~ 80 нм, длиной до 2 мкм (коэффициент неравноосности на отдельных участках достигает 25). После четырех проходов РКУП формируются зерна размером 50...250 нм (рис. 1, г), что свидетельствует о протекании процесса частичной динамической рекристаллизации. Во всех случаях на ТЕМ-изображениях микроструктуры наблюдаются сферические частицы некогерентной равновесной $\eta(\text{MgZn}_2)$ фазы размером ~ 50 нм.

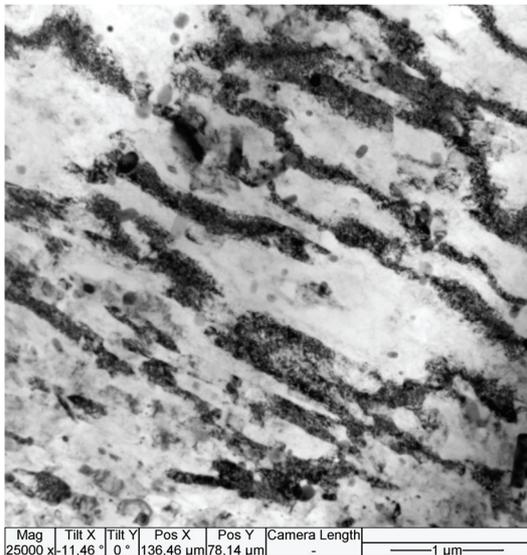
Результаты определения механических свойств образцов до и после структурообразования методом РКУП приведены в табл. 1. Согласно полученным результатам наиболее высокая прочность образцов сплава В95 достигнута после двух проходов РКУП. Условный предел текучести и предел прочности при растяжении



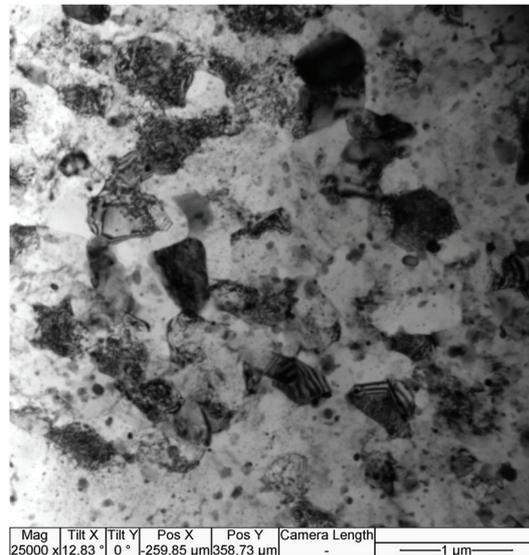
a



б



в



г

Рис. 1. Микроструктура алюминиевого сплава В95 в состоянии поставки (*a*), после одного (*б*), двух (*в*) и четырех (*г*) проходов РКУП

Fig. 1. The microstructure of aluminum alloy 7075 as-received (*a*), 1 pass (*б*), 2 pass (*в*) and 4 pass (*г*) ECAPed samples

Таблица 1
Table 1

Механические свойства образцов
The mechanical properties of the samples

Состояние образца	Условный предел текучести при сжатии, МПа	Условный предел текучести при растяжении, МПа	Предел прочности при растяжении, МПа
Поставка	384	464	558
РКУП 1 проход	349	576	688
РКУП 2 прохода	451	622	771
РКУП 4 прохода	319	557	656

повышаются на 25 и 28 % соответственно, а предел текучести при сжатии – на 15 % по сравнению с образцами в состоянии поставки.

После одного и четырех проходов РКУП прочность образцов при испытаниях на растяжение лишь немного превышает прочность образцов в состоянии поставки, а при сжатии наблюдается снижение величины условного предела текучести. Снижение механической прочности обусловлено условиями термомеханического воздействия в процессе РКУП, а именно достаточно высокими значениями температуры и скорости прессования. В то же время высокая температура прессования является необходимым условием для получения образцов без макроскопических дефектов (трещин, расслоений и т. п.).

После фрезерования на поверхности образцов в состоянии поставки наблюдаются бороздки и частицы материала (рис. 2. а), которые остались после механической обработки в результате механизма обратного адгезионного переноса. Данный механизм заключается в том, что в процессе резания на задней кромке режущего инструмента образуется тонкий слой обрабатываемого материала, который периодически отрывается от фрезы и прилипает обратно на уже обработанную поверхность. Аналогичный механизм наблюдается при взаимодействии инструмента с алюминиевым сплавом в условиях сварки трением с перемешиванием и трением скольжения [22]. Налипшие частицы выступа-

ют над обработанной поверхностью и по высоте (~8 мкм) сопоставимы с бороздками, которые формируются исходя из геометрии инструмента и кинематики процесса фрезерования.

После фрезерования образцов со структурой, сформированной методом РКУП, обработанная поверхность более гладкая, и частиц прилипшего материала не наблюдается (рис. 2. б). Следовательно, обратный адгезионный перенос материала не осуществляется.

Структурообразование методом РКУП приводит к тому, что значения высотных параметров шероховатости фрезерованной поверхности снижаются в 1,2...1,9 раза по сравнению с образцами в состоянии поставки (рис. 3. а). Минимальные значения высотных параметров микрорельефа обработанной поверхности достигаются уже после одного прохода РКУП, а именно: Sa снижается в 1,7 раза, Sz – в 1,86 раза, Sq – в 1,57 раза по сравнению со значениями, достигнутыми при фрезеровании образцов в состоянии поставки. После двух проходов РКУП значения Sa, Sz и Sq немного увеличиваются по сравнению с однопроходными образцами, но все-таки они существенно ниже, чем достигнутые при обработке образцов в состоянии поставки. После двух проходов РКУП значения Sa и Sq аналогичны достигнутым при обработке однопроходных образцов, но параметр Sz лишь в 1,2 раза ниже, чем после обработки образцов в состоянии поставки.

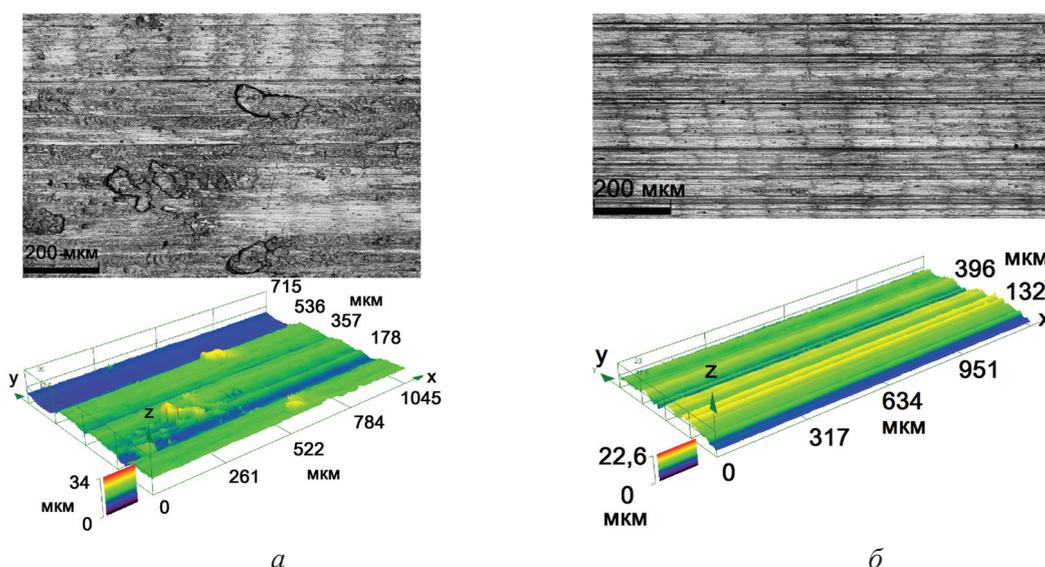


Рис. 2. Типичные изображения обработанной поверхности образцов в состоянии поставки (а) и после РКУП (б)

Fig. 2. Typical images of the machined surface of as-received (a) and ECAPed (b) samples

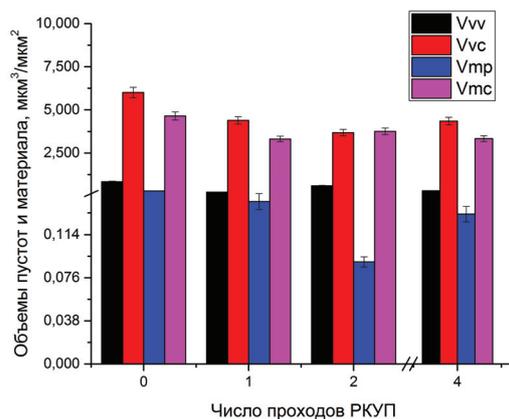
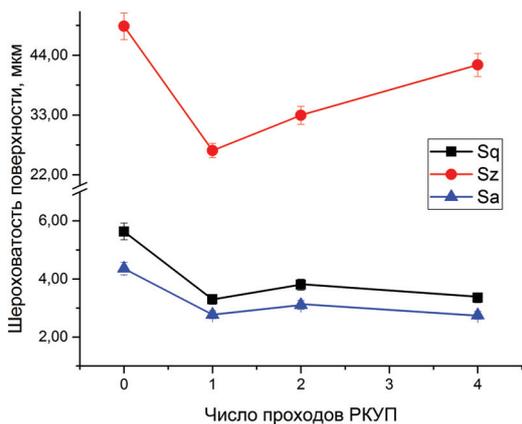


Рис. 3. Влияние числа проходов РКУП на параметры шероховатости поверхности (а), объем пустот и материала в расчете на единицу площади (б)

Fig. 3. Influence of the number of ECAP passes on parameters of surface roughness (a) and volume of voids and material per unit area (b)

Объемы пустот значительно снижаются как в области впадин (параметр V_{vv} уменьшается в 1,4...3,6 раза), так и в области ядра поверхности (параметр V_{vc} уменьшается в 1,4...1,6 раза) по сравнению с образцами в состоянии поставки (рис. 3, б и 4). Объем материала также снижается в области пиков (параметр V_{mp} уменьшается в 2,1...3,4 раза) и ядра поверхности (параметр V_{mc} уменьшается в 1,2...1,4 раза). Картина качественного изменения величины параметров V_{mp} , V_{mc} , V_{vv} , V_{vc} для образцов в состоянии поставки и после двух проходов РКУП представлена на рис. 4. Уменьшение величины параметров объема пустот и материала указывает на тот факт, что обработанная поверхность образцов со структурой, сформированной при РКУП, содержит меньшее количество выступов и впадин. Следовательно, такие образцы имеют более высокую контактную жесткость по сравнению с образцами в состоянии поставки.

На основе полученных экспериментальных результатов можно заключить, что РКУП является эффективным способом повышения качества механической обработки поверхности при фрезеровании алюминиевого сплава В95. В то же время для обеспечения оптимального соотношения качества обработки и высокой механической прочности достаточно двух проходов РКУП при выбранных условиях осуществления процесса структурообразования.

При лезвийной обработке основными факторами, ответственными за формирование микро-

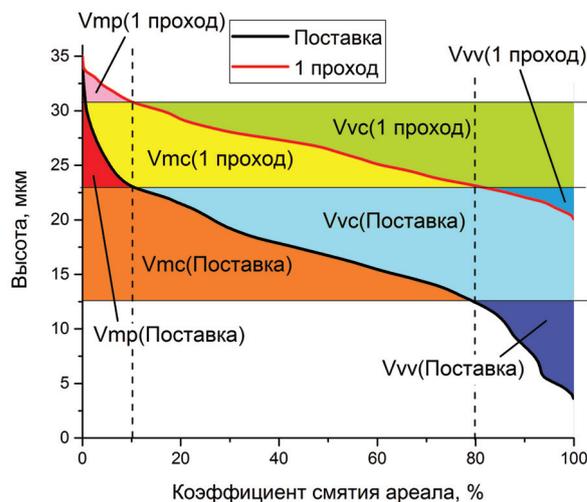


Рис. 4. Изменение объема пустот и материала на обработанной поверхности образцов в состоянии поставки и после двух проходов РКУП в зависимости от величины коэффициента смятия арела

Fig. 4. Changes in the volume of voids and material on the machined surface of as-received and two pass ECAPed samples depending on the value of percent contact area

рельефа обработанной поверхности, являются режимы резания (скорость подачи инструмента, скорость резания, глубина и ширина фрезерования) и кинематическо-геометрические особенности процесса (направление подачи и траектория инструмента, геометрия режущего лезвия) [23–25]. Однако, как показано в настоящем исследовании, при неизменном значении указанных параметров обработки происходит

существенное изменение микрорельефа, которое является следствием изменения структуры и механических свойств материала.

Одной из физических причин формирования поверхностного микрорельефа является упруго-пластическая деформация приповерхностного слоя материала под действием режущего лезвия. В то же время известно, что деформационное поведение материалов с УМЗ-структурой существенно отличается от поведения материалов с КК-структурой, особенно в условиях интенсивного термомеханического воздействия. Возможно именно изменение в деформационном поведении и является главной причиной столь существенного изменения качества механической обработки УМЗ-материалов, однако в настоящее время данный вопрос исследован недостаточно. Следовательно, потребуется провести дополнительные исследования для более точного понимания процессов, приводящих к изменению микрорельефа поверхности при различных условиях механической обработки материалов с УМЗ-структурой. Для этого в дальнейшей работе методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии будут изучены особенности формирования микроструктуры в образцах с КК- и УМЗ-структурой, что позволит выяснить особенности формирования поверхностного микрорельефа и приповерхностной микроструктуры объемных УМЗ-материалов. Это позволит расширить область эффективного промышленного применения подобных высокоперспективных материалов.

Выводы

Сравнительный анализ качества обработки сплава В95 при фрезеровании по рекомендуемым режимам резания выполнен для образцов в состоянии поставки и после структурообразования методом РКУП. Равноканальное угловое прессование приводит к изменению микроструктуры и механических свойств алюминиевого сплава В95. Минимальный размер зерна ~50 нм достигнут после четырех проходов РКУП, а наилучшие механические свойства – после двух проходов. Условный предел текучести и предел прочности при растяжении повышаются на 25 и 28 % соответственно, а предел текучести при сжатии – на 15 % по сравнению с образцами в состоянии поставки.

Исходя из анализа микрогеометрии обработанной поверхности и механических свойств материала следует, что наиболее эффективным является второй проход РКУП, поскольку приводит к снижению высотных параметров шероховатости S_a , S_z , S_q в ~1,5 раза по сравнению с образцами в состоянии поставки и достижению наивысшей прочности как при растяжении, так и при сжатии.

Полученные результаты указывают на большой потенциал использования изделий из объемных УМЗ-материалов в промышленности за счет возможности сочетания в них высоких механических свойств и качества механической размерной обработки.

Список литературы

1. Dynamic ageing and the mechanical response of Al–Mg–Si alloy through equal channel angular pressing / M. Vaseghi, A. Karimi Taheri, S.I. Hong, H.S. Kim // *Materials and Design*. – 2010. – Vol. 31, iss. 9. – P. 4076–4082. – doi: 10.1016/j.matdes.2010.04.056.
2. Roven H.J., Liu M., Werenskiold J.C. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al–Mg–Si aluminium alloy // *Material Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 483. – P. 54–58. – doi: 10.1016/j.msea.2006.09.142.
3. Valiev R., Islamgaliev R., Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – doi: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
4. Filippov A.V., Filippova E.O. Creation and shaping of three-dimensional ultrafine-grain materials // *Russian Engineering Research*. – 2018. – Vol. 38. – P. 540–543. – doi: 10.3103/S1068798X18070067.
5. Ning J. Inverse determination of Johnson – Cook model constants of ultra-fine-grained titanium based on chip formation model and iterative gradient search // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99, iss. 5–8. – P. 1131–1140. – doi: 10.1007/s00170-018-2508-6.
6. Chertovskikh V. Cuttability of UFG titanium BT1-0 obtained by ECAE // *Russian Engineering Research*. – 2007. – Vol. 27. – P. 260–264. – doi: 10.3103/S1068798X0705005X.
7. Huang Y., Morehead M. Study of machining-induced microstructure variations of nanostructured/ultrafine-grained copper using XRD // *Journal of Engineering Materials and Technology*. – 2011. – Vol. 133. – P. 021007. – doi: 10.1115/1.4003105.
8. Surface integrity analysis when milling ultrafine-grained steels / A.R. Rodrigues, O. Balancin, J. Gallego, C.L.F. De Assis, H. Matsumoto, F.B. De Oliveira, S.R.D.S. Moreira, O.V. Da Silva Neto // *Materials Re-*



search. – 2012. – Vol. 15. – P. 125–130. – doi: 10.1590/S1516-14392011005000094.

9. Assis C.L.F. de, Jasinevicius R.G., Rodrigues A.R. Micro end-milling of channels using ultrafine-grained low-carbon steel // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 77. – P. 1155–1165. – doi: 10.1007/s00170-014-6503-2.

10. Оценка 2D параметров шероховатости и волнистости поверхности после обработки резанием сплава АМг2 с ультрамелкозернистой структурой. Ч. 1. Точение / А.В. Филиппов, С.Ю. Тарасов, Н.Н. Шамарин, О.А. Подгорных, Е.О. Филиппова // *СТИН*. – 2018. – № 7. – С. 20–24.

11. Machining characteristics of fine grained AZ91 Mg alloy processed by friction stir processing / G.V.V. Surya Kiran, K.H. Krishna, S. Sameer, M. Bhargavi, B.S. Kumar, G.M. Rao, Y. Naidubabu, R. Dumpala, B.R. Sunil // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2017. – Vol. 27. – P. 804–811. – doi: 10.1016/S1003-6326(17)60092-X.

12. Mechanical properties and machinability of 6061 aluminum alloy produced by equal-channel angular pressing / Y. Bayat Asl, M. Meratian, A. Emamikhah, R. Mokhtari Homami, A. Abbasi // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2015. – Vol. 229. – P. 1302–1313. – doi: 10.1177/0954405414535921.

13. Effect of equal channel angular pressing on aging treatment of Al-7075 alloy / M.H. Shaeri, M. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain, M.R. Abutalebi // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2015. – Vol. 25. – P. 159–168. – doi: 10.1016/j.pnsc.2015.03.005.

14. Novel molding technique for ECAP process and effects on hardness of AA7075 / H. Kaya, M. Uçar, A. Cengiz, R. Samur, D. Özyürek, A. Çalışkan // *Mechanika*. – 2014. – Vol. 20. – P. 5–10. – doi: 10.5755/j01.mech.20.1.4207.

15. Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by equal channel angular pressing / S.R. Kumar, K. Gudimetla, P. Venkatachalam, B. Ravisankar, K. Jayasankar // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 533. – P. 50–54. – doi: 10.1016/j.msea.2011.11.031.

16. Kaya H., Uçar M. Fatigue behaviour and mechanical properties of ecap'ed and thixoformed aa7075 // *High Temperature Materials and Processes*. – 2014. – Vol. 33. – P. 277–285. – doi: 10.1515/htmp-2013-0074.

17. Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy /

M.H. Shaeri, M. Shaeri, M. Ebrahimi, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2016. – Vol. 26. – P. 182–191. – doi:10.1016/j.pnsc.2016.03.003.

18. Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment / M.H. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedain, M.R. Abutalebi, J.K. Park // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 57. – P. 250–257. – doi: 10.1016/j.matdes.2014.01.008.

19. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing / Y.H. Zhao, X.Z. Liao, Z. Jin, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52. – P. 4589–4599. – doi: 10.1016/j.actamat.2004.06.017.

20. Grzesik W. Prediction of the functional performance of machined components based on surface topography: state of the art // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2016. – Vol. 25. – P. 4460–4468. – doi: 10.1007/s11665-016-2293-z.

21. Surface integrity in material removal processes: Recent advances / I.S. Jawahir, E. Brinksmeier, R. M'Saoubi, D.K. Aspinwall, J.C. Outeiro, D. Meyer, D. Umbrello, A.D. Jayal // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2011. – Vol. 60. – P. 603–626. – doi:10.1016/j.cirp.2011.05.002.

22. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198. – doi: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.

23. Žák K., Grzesik W. Metrological aspects of surface topographies produced by different machining operations regarding their potential functionality // *Metrology and Measurement Systems*. – 2017. – Vol. 24. – P. 325–335. – doi: 10.1515/mms-2017-0027.

24. Grzesik W., Rech J., Žák K. Characterization of surface textures generated on hardened steel parts in high-precision machining operations // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 78. – P. 2049–2056. – doi: 10.1007/s00170-015-6800-4.

25. Quantitative characterisation of surface texture / L. De Chiffre, P. Lonardo, H. Trumpold, D.A. Lucca, G. Goch, C.A. Brown, J. Raja, H.N. Hansen // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2000. – Vol. 49. – P. 635–652. – doi: 10.1016/S0007-8506(07)63458-1.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The Effect of Equal-Channel Angular Pressing on the Surface Quality of Aluminum Alloy 7075 after Milling

Andrey Filippov^{1, 2, a, *}, Sergei Tarasov^{1, 2, b}, Oleg Podgornykh^{1, c}, Nikolay Shamarin^{1, d},
Andrey Vorontsov^{2, e}

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

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

^a <http://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-7758-9242>, podgornysh.o.a@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, serper89@gmail.com,

^e <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 October 2018

Revised: 31 October 2018

Accepted: 08 November 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Aluminum alloy

ECAP

Milling

Surface microgeometry

Funding

This work is supported by the Russian Science Foundation under grant No. 17-79-10013. Metallographic studies were carried out within the framework of the Program of Basic Scientific Research of the State Academies of Sciences for 2013–2020, line III.23.

ABSTRACT

Introduction. The development of instrument and mechanical engineering is based on the achievement of high quality indicators and precision dimensional processing of modern structural materials. An important direction of improving the manufacturing technology of critical products is the use of materials with improved physical and mechanical properties and structure. Most often used methods of severe plastic deformation (SPD) are used to obtain such materials. As a result of SPD exposure, an ultrafine-grained (UFG) material structure is formed and its strength increases. The preservation of structural integrity and mechanical properties is an important task in the manufacture of parts from UFG materials that have a low temperature of the onset of recrystallization processes. During dimensional processing, the material is subject to significant deformation and thermal effects, which can affect its structural integrity and mechanical properties. Milling is one of the most common methods for producing high-quality parts from aluminum alloys. This method is preferred for dimensional processing of aluminum alloys with a UFG structure, since it is characterized by a local effect on thin surface layers of the material, in which no substantial heating of the entire volume of the workpiece occurs. The deformation of the surface layer of the material under the action of the cutting blade of the cutter forms the micro-relief of the surface of the part. The difference in the deformation behavior of coarse-grained (CG) and UFG materials can significantly affect the quality of mechanical processing of the latter. As a result, the known optimal machining conditions may not be applicable to UMP materials. **The purpose of the work:** to study the effect of structural changes in aluminum alloy 7075 on the quality of its machining during milling. In this work, samples of aluminum alloy 7075 in the as-delivered condition and after structure formation are investigated using modern metal-cutting tools and equipment, as well as recommended cutting conditions. **The methods of investigation** are mechanical tests for compression and tension, optical metallography, transmission electron microscopy, laser scanning microscopy. **Results and discussion.** Based on the obtained experimental results, it can be concluded that ECAP is an effective way to improve the quality of surface machining when milling 7075 aluminum alloy. At the same time, to ensure the optimum ratio of processing quality and high mechanical strength, two ECAP passages are sufficient, under the selected conditions for the process of structure formation. The obtained results indicate a great potential for the use of products from bulk UFG materials in industry due to the possibility of combining high mechanical properties and quality of dimensional machining in them. The data obtained can be applied in the design of technological processes for the machining of aluminum alloy 7075 with an ultrafine-grained structure under conditions of mass production engineering.

For citation: Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Podgornykh O.A., Shamarin N.N., Vorontsov A.V. The effect of equal-channel angular pressing on the surface quality of aluminum alloy 7075 after milling. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 96–106. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-96-106. (In Russian).

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Assistant Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4, pr. Akademicheskii
 Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: 8 (913) 128-72-07, e-mail: avf@ispms.ru

References

1. Vaseghi M., Karimi Taheri A., Hong S.I., Kim H.S. Dynamic ageing and the mechanical response of Al–Mg–Si alloy through equal channel angular pressing. *Materials and Design*, 2010, vol. 31, iss. 9, pp. 4076–4082. doi: 10.1016/j.matdes.2010.04.056.
2. Roven H.J., Liu M., Werenskiold J.C. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al–Mg–Si aluminium alloy. *Material Science and Engineering A*, 2008, vol. 483, pp. 54–58. doi: 10.1016/j.msea.2006.09.142.
3. Valiev R., Islamgaliev R., Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, pp. 103–189. doi: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
4. Filippov A.V., Filippova E.O. Creation and shaping of three-dimensional ultrafine-grain materials. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, pp. 540–543. doi: 10.3103/S1068798X18070067.
5. Ning J. Inverse determination of Johnson – Cook model constants of ultra-fine-grained titanium based on chip formation model and iterative gradient search. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, iss. 5–8, pp. 1131–1140. doi: 10.1007/s00170-018-2508-6.
6. Chertovskikh V. Cuttability of UFG titanium BT1-0 obtained by ECAE. *Russian Engineering Research*, 2007, vol. 27, pp. 260–264. doi: 10.3103/S1068798X0705005X.
7. Huang Y., Morehead M. Study of machining-induced microstructure variations of nanostructured/ultra-fine-grained copper using XRD. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2011, vol. 133, pp. 021007. doi: 10.1115/1.4003105.
8. Rodrigues A.R., Balancin O., Gallego J., Assis C.L.F. De, Matsumoto H., Oliveira F.B. De, Moreira S.R.D.S., Da Silva Neto O.V. Surface integrity analysis when milling ultrafine-grained steels. *Materials Research*, 2012, vol. 15, pp. 125–130. doi: 10.1590/S1516-14392011005000094.
9. Assis C.L.F. de, Jasinevicius R.G., Rodrigues A.R. Micro end-milling of channels using ultrafine-grained low-carbon steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 77, pp. 1155–1165. doi: 10.1007/s00170-014-6503-2.
10. Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Shamarin N.N., Podgornykh O.A., Filippova E.O. Otsenka 2D parametrov sherokhovatosti i volnistosti poverkhnosti posle obrabotki rezaniem splava AMg2 s ul'tramelkozernistoi strukturoi. Ch. 1. Tochenie [Evaluation of 2D parameters of roughness and surface waviness after machining of AMg2 alloy with ultrafine-grained structure. Pt. 1. Turning]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2018, no. 7, pp. 20–24. (In Russian).
11. Surya Kiran G.V.V., Krishna K.H., Sameer S., Bhargavi M., Kumar B.S., Rao G.M., Naidubabu Y., Dumpala R., Sunil B.R. Machining characteristics of fine grained AZ91 Mg alloy processed by friction stir processing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27, pp. 804–811. doi: 10.1016/S1003-6326(17)60092-X.
12. Bayat Asl Y., Meratian M., Emamikhah A., Mokhtari Homami R., Abbasi A. Mechanical properties and machinability of 6061 aluminum alloy produced by equal-channel angular pressing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2015, vol. 229, pp. 302–313. doi: 10.1177/0954405414535921.
13. Shaeri M.H., Shaeri M., Salehi M.T., Seyyedein S.H., Abutalebi M.R. Effect of equal channel angular pressing on aging treatment of Al-7075 alloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2015, vol. 25, pp. 159–168. doi: 10.1016/j.pnsc.2015.03.005.
14. Kaya H., Uçar M., Cengiz A., Samur R., Özyürek D., Çalışkan A. Novel molding technique for ECAP process and effects on hardness of AA7075. *Mechanika*, 2014, vol. 20, pp. 5–10. doi: 10.5755/j01.mech.20.1.4207.
15. Kumar S.R., Gudimetla K., Venkatachalam P., Ravisankar B., Jayasankar K. Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 533, pp. 50–54. doi: 10.1016/j.msea.2011.11.031.
16. Kaya H., Uçar M. Fatigue behaviour and mechanical properties of ecap'ed and thixoformed aa7075. *High Temperature Materials and Processes*, 2014, vol. 33, pp. 277–285. doi: 10.1515/htmp-2013-0074.
17. Shaeri M.H., Shaeri M., Ebrahimi M., Salehi M.T., Seyyedein S.H. Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2016, vol. 26, pp. 182–191. doi: 10.1016/j.pnsc.2016.03.003.
18. Shaeri M.H., Salehi M.T., Seyyedein S.H., Abutalebi M.R., Park J.K. Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment. *Materials and Design*, 2014, vol. 57, pp. 250–257. doi: 10.1016/j.matdes.2014.01.008.

19. Zhao Y.H., Liao X.Z., Jin Z., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, pp. 4589–4599. doi: 10.1016/j.actamat.2004.06.017.
20. Grzesik W. Prediction of the functional performance of machined components based on surface topography: state of the art. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, vol. 25, pp. 4460–4468. doi: 10.1007/s11665-016-2293-z.
21. Jawahir I.S., Brinksmeier E., M'Saoubi R., Aspinwall D.K., Outeiro J.C., Meyer D., Umbrello D., Jayal A.D. Surface integrity in material removal processes: recent advances. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2011, vol. 60, pp. 603–626. doi: 10.1016/j.cirp.2011.05.002.
22. Tarasov S.Y., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198. doi: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.
23. Žak K., Grzesik W. Metrological aspects of surface topographies produced by different machining operations regarding their potential functionality. *Metrology and Measurement Systems*, 2017, vol. 24, pp. 325–335. doi: 10.1515/mms-2017-0027.
24. Grzesik W., Rech J., Žak K. Characterization of surface textures generated on hardened steel parts in high-precision machining operations. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 78, pp. 2049–2056. doi: 10.1007/s00170-015-6800-4.
25. Chiffre L. De, Lonardo P., Trumpold H., Lucca D.A., Goch G., Brown C.A., Raja J., Hansen H.N. Quantitative characterisation of surface texture. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2000, vol. 49, pp. 635–652. doi: 10.1016/S0007-8506(07)63458-1.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

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

Общие комментарии

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

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

Избегайте:

- неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;

- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

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

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

ЗАГЛАВИЕ

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

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

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

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

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

Ключевые слова

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

АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

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

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

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

АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

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

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

ВВЕДЕНИЕ

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

МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

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

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

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

При проведении испытаний приводится следующая информация.

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.

2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и прочее; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты

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

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

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

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

Обсуждение

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

ВЫВОДЫ

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие *DOI* публикации. Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны

широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском, и на английском языке (или других), то в **Списке литературы** и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе **BSI** (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

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

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

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

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

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

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

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

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

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

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

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

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

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

Пример авторского резюме на русском языке

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

разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

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

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

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

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

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

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

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

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

Авторское резюме включает следующее.

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

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

- следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;
- не включать несущественные детали;
- вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;
 - текст должен быть связным, с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого;
 - необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);
 - стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства

(<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&>).

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

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

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!

ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

Синим цветом обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить синие подсказки. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

Структурные особенности плазменных покрытий $V_4C-Ni-P$

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко^{1, а, *}, Виктор Кузьмин^{2, б}, Александр Сивков^{3, с}

(Полный список авторов с указанием ФИО полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

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

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^а  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^б  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^с  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

История статьи:

Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*

Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*

Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

Ключевые слова:

Плазменное напыление,

Карбид бора,

$V_4C-Ni-P$,

Покрытие.

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

АННОТАЦИЯ

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

Для цитирования: Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А. Структурные особенности плазменных покрытий $V_4C-Ni-P$ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

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

***Адрес для переписки**

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

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

Основная часть статьи

1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована **цель** и **задачи** исследований.

2. Методика исследований

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

3. Результаты и их обсуждение

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

Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т.п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «—» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.

Знаки *, ', ±, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например, $a^2 + b^2 = c^2$, H_2SO_4) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул**.

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название (на русском и на английском языке!)**.

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например: t , °C; V , об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Т а б л и ц а
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т.п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/м³ (17.5 mol/m³); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с², 20 °C, 50 %, 10 ‰), кроме угловых градусов (90°).

Точка после размерностей не ставится (с – секунда, г – грамм, сут – сутки, град – градус). В сложных размерностях обязательно указывается знак умножения (·): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль⁻¹·К⁻¹ или $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$, так и скобок: $J/(mol \cdot K)$ или $J \cdot (mol \cdot K)^{-1}$, если это облегчает их прочтение.

Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов: 5°–10°, а не 5–10°.

Размерности переменных пишутся через запятую (E , Дж/моль или E , J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой: $\ln t$ [мин].

Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ($T_{пл}$ – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14a; рис. 1,а).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °E.

В географических названиях после точки ставится пробел: р. Енисей, г. Новосибирск.

Требования к иллюстрациям

Иллюстрации и подписи к ним располагаются в тексте рукописи.

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки.

Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (**на русском и на английском языке!**).



Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

Fig. 1. The particles of $B_4C-Ni-P$ powder

Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

- векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise»;
 - для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.
- Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:
- должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;
- комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:
- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области.

Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации.

Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50 %) долей зарубежных источников.

Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например, [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте.

Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий.

Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности.

Ссылки на неопубликованные работы недопустимы.

Самоцитирование не должно превышать 15–17 %.

Если работа была издана и на русском, и на английском языке (или других), то в Списке литературы и в References лучше давать ссылку на переводную работу.

В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5-2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>).

Финансирование

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

Конфликт интересов

Указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**».

Выражение признательности

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

АНГЛОЯЗЫЧНЫЙ БЛОК СТАТЬИ

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko^{1, a, *}, **Viktor Kuz'min**^{2, b}, **Alexander Sivkov**^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

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

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

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

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указывается его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) и электронная почта. Если отсутствует ORCID, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.)

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 1 June 2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)

Revised: (Дата указывается редакцией)

Accepted: (Дата указывается редакцией)

Available online: (Дата указывается редакцией)

Keywords:

Plasma spraying

Boron carbide

B₄C-Ni-P

Coating

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

ABSTRACT

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

For citation: Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B₄C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

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

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding (Финансирование)

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

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

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

Сведения для РИНЦ

Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Корниенко Елена Евгеньевна, ²Кузьмин Виктор Иванович, ³Сивков Александр Анатольевич

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

²Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

³Томский политехнический университет,
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

Корниенко Е.Е. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Кузьмин В.И. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Сивков А.А. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Структурные особенности плазменных покрытий В₄С-Ni-P

Аннотация

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

УДК 621.793.71

Ключевые слова:

плазменное напыление, карбид бора, В₄С-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / Н. Zhu, Y. Niu, С. Lin, L. Huang, Н. Ji, X. Zheng // Coating Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21. – Iss. 6. – P. 1216-1223. – doi: 10.1007/s11666-012-9815-5.

(Список литературы оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка». Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50%) долей зарубежных источников.)

Финансирование статьи:

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности ТПУ среди ведущих мировых исследовательских центров.

Дата поступления: 01.06.2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.)*

Раздел MATERIAL SCIENCE

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹ Kornienko Elena E., ² Kuz'min Viktor I., ³ Sivkov Alexander A.

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

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

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

Kornienko E.E. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

Kuz'min V.I. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Sivkov A.A. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

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

Keywords:

Plasma spraying, Boron carbide, B₄C-Ni-P, Coating



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

VI International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”

27 Марта / March 2019 г.

27 марта 2019 г. с 10-30 до 17-00 ч – общее заседание в конференц-зале «ИТЕ Сибирь» в рамках выставки оборудования для металлообработки и сварки **MASHEX SIBERIA** по адресу: г. Новосибирск, ул. Станционная, 104, МБК «Новосибирск-Экспоцентр».

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

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

ПУБЛИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ

Материалы конференции войдут в номер журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» (Print ISSN 2313-1020; Online ISSN: 2542-1093). Журнал представлен на сайте НГТУ: <http://journals.nstu.ru/machine-building> и <http://machine-building.conf.nstu.ru/>. Электронная версия издания доступна на платформе **eLIBRARY**. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. Публикация статей бесплатная.

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

- Новосибирский государственный технический университет, научно-технический и производственный журнал «*Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)*», г. Новосибирск, Россия
- Выставочная компания «**ИТЕ Сибирь**», г. Новосибирск, Россия

СООРГАНИЗАТОРЫ

- Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, Федеративная Республика Германия;
- Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, Федеративная Республика Германия;
- Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина;
- Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь;
- ОАО НПП и ЭИ «Оргстанкинпром», г. Новосибирск, Россия;
- ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, Россия;
- Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва, г. Кемерово, Россия;
- Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия;
- Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия;
- Бийский технологический институт АлГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск, Россия;
- Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия;
- Томский политехнический университет, г. Томск, Россия;
- Братский государственный университет, г. Братск, Россия;
- Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, г. Чебоксары, Россия.

ПОЧЕТНЫЙ КОМИТЕТ

Члены комитета: *Монико Грайф*, профессор, доктор, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук (г. Рюссельсхайм), *Томас Хассел*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Флориан Нюрнбергер*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Буров В.Г.*, профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), *Ковалевский С.В.*, проректор ДГМА (г. Краматорск), *Пантелеенко Ф.И.*, профессор, д.т.н., член-корреспондент НАН Беларуси, БНТУ (г. Минск), *Афанасьев В.К.*, академик РАЕН, профессор, д.т.н., зав. каф. СибГИУ (г. Новокузнецк), *Вандакуров А.Н.*, ген. директор АО «Новосибирский механический завод»

“Искра”», (г. Новосибирск), *Герасенко А.Н.*, директор ООО НПФК «Машсервисприбор» (г. Новосибирск), *Гурьев А.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), *Курсанов С.В.*, профессор, д.т.н., ТПУ (г. Томск), *Марков А.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), *Межерякова Н.А.*, директор выставки, МВЦ «ИТЕ Сибирь» (г. Новосибирск), *Овчаренко А.Г.*, профессор, д.т.н., зав. каф. БТИ АлтГТУ (г. Бийск), *Рахимьянов Х.М.*, профессор, д.т.н., зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), *Ситников А.А.*, д.т.н., профессор, АлтГТУ (г. Барнаул), *Янюшкин А.С.*, профессор, д.т.н., член-корреспондент САН ВШ, академик МАН ВШ, зав. каф. БГУ (г. Братск).

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

- *Атапин В.Г.*, профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- *Батаев А.А.*, главный редактор «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., ректор НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- *Коротков А.Н.*, академик РАН, профессор, д.т.н., КузГТУ (г. Кемерово), **сопредседатель**.

Члены программного комитета: *Иванцовский В.В.*, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), *Лобанов Д.В.*, д.т.н., профессор, ЧГУ (г. Чебоксары), *Трегубчик П.В.*, гл. инженер ОАО «Новосибирский стрелочный завод» (г. Новосибирск), *Янпольский В.В.*, к.т.н., доцент, декан МТФ НГТУ (г. Новосибирск).

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

- *Скиба В.Ю.*, зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск)
- *Марк Е.С.*, Директор проекта *MashexSiberia* (г. Новосибирск).

Секретариат конференции:

Зверев Е.А., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск);
Мартынова Т.Г., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск).

РЕГИСТРАЦИЯ

Для участия в конференции необходимо в срок до **12 февраля 2019 г.** зарегистрировать свою рукопись на сайте журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» <http://journals.nstu.ru/machine-building>.

Для того чтобы подать статью, автор и все соавторы должны быть зарегистрированы на сайте журнала (при регистрации профиля автора должны быть заполнены все поля). Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «*Подать статью*» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Для регистрации перейдите по ссылке: <http://journals.nstu.ru/machine-building/registration>

Обращаем Ваше внимание! Если Вы зарегистрированы на сайте научно-технического и производственного журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», то для подачи своей работы на сайте журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» необходимо использовать тот же **логин** и **пароль**.

ПОДГОТОВКА РУКОПИСИ

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления журнала (см. ниже) «*Актуальные проблемы в машиностроении*» в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные *Лицензионный договор* с подписями авторов, *Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи* и *Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве (если предусмотрено вузом)* (цветной режим сканирования, разрешение не менее 300 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «*Подать статью*» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg. Поскольку в оболочке при подаче статьи существует только одна опция «*Скан экспертного заключения*», необходимо «*Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи*» и «*Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве*» объединить в один документ (многостраничный) и загрузить сформированный файл.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «*Отправить в редакцию*».

Обращаем внимание, что авторы должны дополнительно отправить заявку на участие, в которой указать фамилию, имя и отчество (**Ф.И.О. полностью**), должность, ученую степень, звание, тематику доклада (*Инновационные технологии*

в машиностроении; Технологическое оборудование, оснастка и инструменты; Материаловедение в машиностроении; Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении), название организации, адрес, телефон, факс, e-mail. Заявку можно отправить на e-mail: machine-building@mail.ru либо написать «Сообщение» в своем авторском профиле.

Бронированием мест в гостиницах участники занимаются самостоятельно. На сайте конференции в разделе «Контакты» (<http://machine-building.conf.nstu.ru/archive/>) представлены адреса возможных гостиниц для размещения участников конференции в г. Новосибирске.

Одновременно со статьей высылаются оригиналы всех перечисленных документов на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137 ВЦ, зам. гл. редактора Скибе В.Ю.

ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

(<http://journals.nstu.ru/machine-building/rules>)

Текст набирается в русифицированном редакторе *Microsoft Word*; формат **A4** (210×297 мм); ориентация – **книжная**, все поля **2 см**; без переносов; шрифт **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, через **1 интервал**, абзацный отступ – **1,25 см**, страницы не нумеруются. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст работы. Объем до **4–6** машинописных страниц.

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

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

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

Рисунки. Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм с разрешением не менее **300 dpi**.

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

Англоязычный блок должен включать следующую информацию: **Заглавие работы; Фамилия И.О. (всех авторов); Аффiliation всех авторов; Аннотация (Abstract)** 100–150 слов; **Ключевые слова (Keywords)**.

Научная публикация должна иметь следующую структуру.

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

2. **Аннотация:**

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

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

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

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

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

6. **Результаты и обсуждение.**

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

8. **Список литературы:** не менее 15 – 25 наименований источников (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка»). Составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Внимание, авторы: в работе не должно быть более 30 % собственных статей, не менее 50 % – литература за последние 10 лет, обязательно включайте иностранные источники (желательно не менее 50 %).

9. **Англоязычный блок статьи** подготавливается на следующей странице, сразу же после русскоязычного списка литературы. Правила оформления данного раздела работы представлены ниже.

10. **Сведения для РИНЦ** (пример оформления представлен ниже).

ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ АНГЛОЯЗЫЧНОГО БЛОКА СТАТЬИ

Англоязычная часть статьи должна включать в себя:

Заголовок (Title), переведенный с русского языка. В переводе заглавий статей на английский язык не должно быть никаких транслитераций с русского языка, кроме непереводаемых названий собственных имен и других объектов, имеющих собственные названия; также не используется непереводаемый сленг, известный только русскоговорящим специалистам. Это касается и авторских аннотаций, и ключевых слов;

Аффилиация (Affiliation)

Для каждого автора указывается: *Фамилия* и первые буквы *Имени* и *Отчества*, *степень*, *звание*, *должность*, *адрес электронной почты (e-mail)*, адресные данные [*официальное название организации на английском языке, которую он представляет, полный почтовый адрес организации (включая название улицы, город, почтовый индекс, страна)*]. Для указания степени, звания и должности можно воспользоваться справочными материалами, представленными на сайте журнала: http://journals.nstu.ru/files/2_4/affiliation.doc;

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

Ключевые слова (Keywords);

Информация об источниках финансирования исследования (Funding) (гранты, если необходимо).

Внимание! Авторам запрещается предоставлять переводы заголовков статей, аннотаций, ключевых слов и информации об источниках финансирования, подготовленные с помощью электронных переводных систем (работы с ошибками и некорректным переводом будут отклонены).

**Материалы, присланные после 12 февраля 2019 года,
к опубликованию не принимаются**

Для посещения международной выставки и конференции участникам будет необходимо пройти регистрацию посетителей на сайте <http://www.mashex-siberia.ru/ru-RU/visitors/e-ticket.aspx#goanchor>.

Заранее заполните регистрационную форму и получите электронный билет. Распечатайте билет и возьмите с собой на выставку. Электронный билет дает право бесплатного посещения выставки специалистами в течение всех дней ее работы.

Без электронного билета вход на выставку осуществляется по билетам, приобретенным в кассе. На один e-mail можно получить только один электронный пригласительный билет.

При посещении выставки и конференции регистрация обязательна!

Внимание! За дополнительной информацией следите на сайте конференции

<http://machine-building.conf.nstu.ru/>

и на сайтах журналов

<http://journals.nstu.ru/machine-building> и http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Адрес для направления материалов конференции

Скиба Вадим Юрьевич, к.т.н., доцент

- Новосибирский государственный технический университет
пр. К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ
630073, г. Новосибирск, Россия
- +7 (383) 346-17-75
- machine-building@mail.ru
- <http://machine-building.conf.nstu.ru/>



Пример оформления статьи

УДК 621.9.06:518.4

**ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ
НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ**

*В.Г. ИВАНОВ*¹, доктор техн. наук, профессор,
*В.С. ПЕТРОВ*², аспирант,
(¹ НГТУ, г. Новосибирск, ² БрГУ, г. Братск)

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

Аннотация

Ключевые слова

<желательная структура текста представляемого материала >

1. Введение

2. Теория или методика экспериментального исследования или материалы и методы и др.

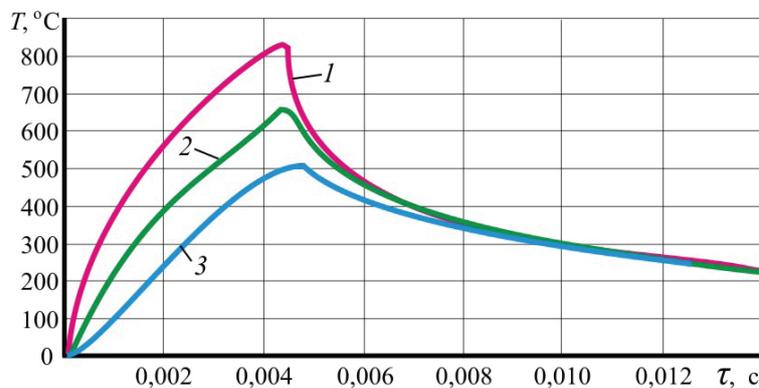


Рис. 1. Пример оформления рисунка

Таблица 1

Пример оформления таблицы

Зерни- стость, <i>Z</i>	$\sigma_\epsilon \cdot \alpha_\epsilon$ мм ⁻¹ ·ε	$A_{cp} \cdot 10^{-3}$ кгс · мм	Износ гранул, <i>I</i> , г	Интенсивность износа, <i>J</i> , г/мин	Износостой- кость, $\gamma \cdot 10^{-2}$	Коэффициенты пропорциональности	
						γ/A_{cp}	$\gamma/\sigma_\epsilon \cdot \alpha_\epsilon \cdot 10^{-2}$
	4,138	1,698	650	10,833	9,231	54,36	2,231
12	6,317	2,593	430	7,167	13,958	53,83	2,209

3. Результаты и обсуждение

4. Выводы

5. Список литературы

Choice of design parameters of base details at the design stage

Ivanov V.G.¹, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, e-mail: ivanov@mail.ru

Petrov V.S.², Post-graduate Student, e-mail: petrov@gmail.com

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

² Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

Abstract (100–150 слов)

Keywords

Пример оформления сведений для РИНЦ

УДК 621.9.06:518.4

Выбор конструктивных параметров базовых деталей на этапе проектирования

¹Иванов Владимир Григорьевич, ²Петров Виктор Сергеевич, ...**(Ф.И.О. указывается полностью и для всех соавторов!)**

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

²Братский государственный университет, ул. Макаренко, 40, г. Братск, 665709, Россия

Иванов В.Г. e-mail: metal_working@mail.ru

Петров В.С. e-mail: petrov_v@mail.ru

Аннотация

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

Ключевые слова

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

Список литературы

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.

2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – №4(41). – С. 18–25.

3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.

(15–25 наименований)

Choice of Design Parameters of Base Details at the Design Stage

¹Ivanov V.G., ²Petrov V.S., ...

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

²Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

Abstract

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface. ... **(не менее 250 слов)**

Keywords

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

Пример оформления лицензионного договора

Лицензионный договор на публикацию статьи «Выбор конструктивных параметров базовых деталей на этапе проектирования» (авторы В.Г. Иванов, В.С. Петров,) в научно-техническом и производственном журнале «Актуальные проблемы в машиностроении»

1. Автор с момента заключения настоящего договора передает Издателю на безвозмездной основе права на издание произведения (далее – Статья), одобренного и принятого к опубликованию редколлегией (редакцией) журнала «Актуальные проблемы в машиностроении» (далее – Журнал) на срок – до выхода Журнала со Статьей Автора в свет печатном и (или) электронном виде и его использования и распространения по подписке или отдельным заказам на территории России и всего мира.

2. В соответствии с настоящим договором права использования Статьи, предоставленные Автором Издателю, включают:

2.1. Анонсирование (предварительное оповещение или публичное сообщение сведений о произведении), аннотирование (краткое изложение содержания и иных сопутствующих сведений) и рекламу Статьи в Журнале и иных средствах массовой информации, в том числе путем публикации фрагментов Статьи за счет Издателя;

2.2. Использование Статьи в электронной (цифровой) форме в базах данных Издателя, в том числе в электронно-библиотечной системе НГТУ, в том числе в сети Интернет со свободным или ограниченным доступом пользователей.

3. Автор гарантирует, что:

3.1. Рукопись является оригинальной работой автора с соавторами (если таковые имеются) и никогда не была опубликована в представленном виде;

3.2. Он имеет согласие всех соавторов Статьи, права на издание и распространение которой передаются Издателю по настоящему договору;

3.3. Он не публиковал Статью в объеме более 50 % в других печатных и (или) электронных изданиях, кроме публикации Статьи в виде препринта;

3.4. Статья содержит все предусмотренные действующим законодательством об авторском праве ссылки на цитируемых авторов и (или) издания, а также используемые в статье результаты и факты, полученные другими авторами или организациями.

3.5. Статья не включает материалы, не подлежащие опубликованию в открытой печати, в соответствии с действующими нормативными актами.

4. Автор обязуется:

4.1. Внести в текст статьи исправления, предложенные рецензентами и принятые редколлегией Журнала;

4.2. Читать корректуру статьи в сроки, предусмотренные графиком выхода Журнала;

4.3. Не публиковать статью в объеме более 50 % в других печатных и (или) электронных изданиях до выхода в свет Журнала со статьёй Автора, являющейся предметом настоящего договора;

4.4. Представить оригинал Статьи в электронном виде с распечаткой на бумаге, а в случае отсутствия таких возможностей – в форме, согласованной с редакцией Журнала;

4.5. Вносить в корректуру Статьи только тот минимум правки, который связан с необходимостью исправления допущенных в оригинале Статьи ошибок и (или) внесения фактографических изменений;

4.6. Не использовать в коммерческих целях и в других изданиях без согласия Издателя электронный оригинал-макет Статьи, подготовленный Издателем, в случае его передачи Автору;

5. Издатель обязуется:

5.1. За свой счет обеспечить рецензирование Статьи, научное, литературное и художественно-техническое редактирование, изготовление и (или) обработку иллюстративного материала, изготовление бумажного и электронного оригинала-макета, полиграфическое воспроизведение Журнала со статьёй Автора и его распространение в соответствии с условиями настоящего договора, а также проведение подписной кампании и сбору заявок на тираж Журнала, включая рекламные мероприятия;

5.2. Согласовать с Автором вносимую в Статью правку с учетом условий пп. 3.4 и 4.1 настоящего договора;

5.3. Предоставить Автору корректуру верстки Статьи и внести обоснованную правку в нее с учетом условий п. 4.5 настоящего договора.

6. Издатель гарантирует, что без согласия Автора:

6.1. Не будет использовать Статью или ее отдельные части ни в одном из других печатных и (или) электронных изданий;

6.2. Не передаст права на опубликование Статьи, бумажный или электронный оригинал-макет третьей стороне.

7. Издатель имеет право:

7.1. Допечатывать тираж Сборника со Статьей Автора при поступлении дополнительных заявок;

7.2. Настоящий договор вступает в силу с момента решения редколлегии Журнала о принятии Статьи для публикации в Журнале.

Если Статья не принята к публикации, настоящий договор не вступает в силу, и Издатель извещает об этом Автора в течение 45 календарных дней.

Авторы:



/ В.Г. Иванов /



/ В.С. Петров /

Дата: 1 февраля 2019 года

ОБРАБОТКА

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

О МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



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



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



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».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г.
Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X
Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

РАСПРОСТРАНЕНИЕ

Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- ICI Journals Master List
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

Журнал представлен:

- сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.

 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

 +7 (383) 346-17-75

 metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru



МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ИТЕ Сибирь» в рамках Международной выставки оборудования для металлообработки и сварки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

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

Официальный сайт конференции:

 <http://machine-building.conf.nstu.ru/>

