

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 24, Номер 4

ОКТАБРЬ – ДЕКАБРЬ 2022

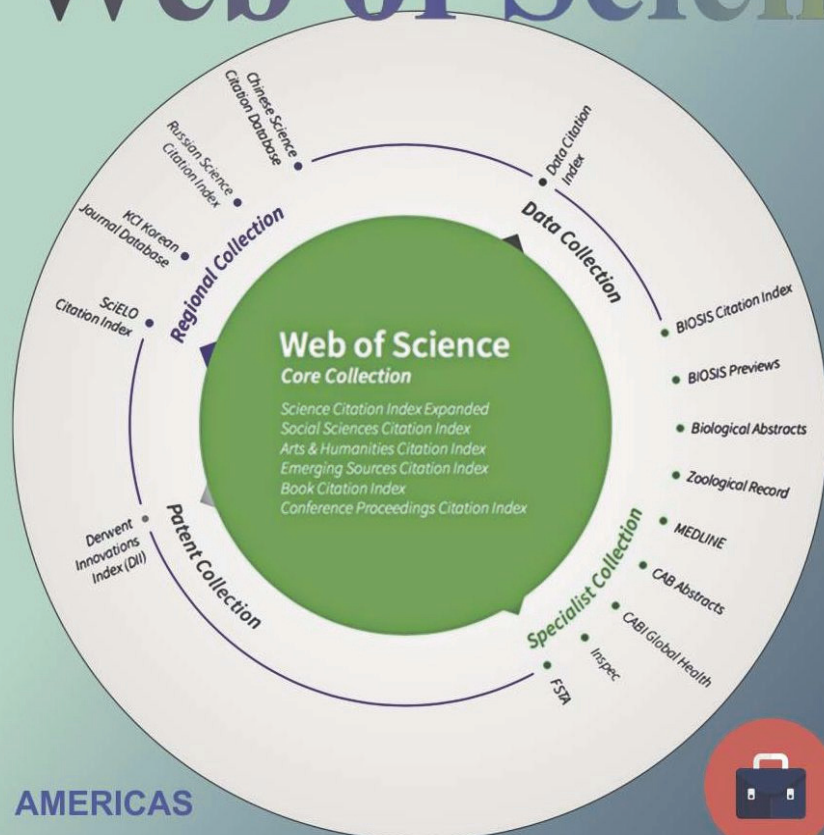
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic
Search™
Ultimate



Applied Science
& Technology
Source™ Ultimate



Business Source®
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete
office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

Расширенная версия **ULTIMATE**
для успеха в научной работе

www.ebsco.com ■ + 420 2 34 700 600 ■ info.cr@ebsco.com

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 24 № 4 2022 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

Испания: **Чувиллин А.Л.**, кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, 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: **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **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

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

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 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400

Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5.

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

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

Цена свободная

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.
За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

- Дюрягин А.А., Ардашев Д.В. Исследование взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб при фрезеровании материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом.... 6
- Улаханов Н.С., Тихонов А.С., Мишигдоржийн У.Л., Иванцовский В.В., Вахрушев Н.В. Проблемы исследования остаточных напряжений в упрочненном поверхностном слое инструментальных штамповых сталей после диффузионного бораалитирования..... 18
- Рубцов В.Е., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Николаева А.В., Черемнов А.М., Гусарова А.В., Белобородов В.А., Чумаевский А.В., Иванов А.Н. Обработка методики плазменной резки меди марки М1, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 с использованием плазмотрона с обратной полярностью.... 33
- Амиров А.И., Москвичев Е.Н., Иванов А.Н., Чумаевский А.В., Белобородов В.А. Особенности формирования сварного соединения сплава ВТ14 сваркой трением с перемешиванием с использованием жаропрочного инструмента из сплава ЖС6У..... 53

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

- Ардашев Д.В., Жуков А.С. Исследование взаимосвязи режущей способности инструмента с параметрами акустического сигнала в процессе профильного шлифования..... 64
- Батаев Д. К-С., Гойтемиров Р.У., Батаева П.Д. Исследования износостойкости и антифрикционных свойств металлополимерных пар, работающих в имитаторе морской воды..... 84
- Заковоротный В.Л., Гвинджилля В.Е., Фесенко Э.О. Использование синергетической концепции при определении программы ЧПУ при токарной обработке..... 98

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Соколов Р.А., Новиков В.Ф., Ковенский И.М., Муратов К.Р., Венедиктов А.Н., Чаугарова Л.З. Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С..... 113
- Бурков А.А., Крутикова В.О. Осаждение силицида титана на нержавеющую сталь AISI304..... 127
- Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Горюлева Л.С. Химический состав, структура и микротвердость многослойных высокотемпературных покрытий..... 138
- Сапрыкина Н.А., Чебодаева В.В., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П., Ибрагимов Е.А., Гусева Т.С. Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления..... 151
- Габец Д.А., Марков А.М., Гурьев М.А., Письменный Е.А., Насырова А.К. Влияние комплексного модифицирования на структуру и свойства серого чугуна триботехнического назначения..... 165
- Иванов И.В., Юргин А.Б., Насенник И.Е., Купер К.Э. Оценка остаточных напряжений в кристаллических фазах высокоэнтропийных сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$ 181
- Коростелева Е.Н., Николаев И.О., Коржова В.В. Особенности формирования структуры спеченных порошковых материалов с использованием отходов металлообработки стальных заготовок..... 192
- Ерошенко А.Ю., Легостаева Е.В., Глухов И.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Лугинин Н.А., Батаев В.А., Иванов И.В., Шаркеев Ю.П. Влияние деформационной обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Ti-4Nb-7Zr..... 206
- Кутыкин О.М., Батаев И.А., Довженко Г.Д., Батаева З.Б. Использование метода синхротронной компьютерной ламинаграфии при изучении особенностей строения металлических сплавов (обзор исследований)..... 219

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

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 07.12.2022. Выход в свет 15.12.2022. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 32,0. Уч.-изд. л. 59,52. Изд. № 239. Заказ 321. Тираж 300 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 24 No.4 2022 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. Skeebe, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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



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

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



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

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

✉ E-mail: metal_working@mail.ru; 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 Spain:

Andrey L. Chuvilin, Ph.D. (Physics and Mathematics),
Ikerbasque Research Professor,
Head of Electron Microscopy Laboratory “CIC nanoGUNE”,
San Sebastian

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:

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), Corresponding Member of RAS,
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*;

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

- Dyuryagin A.A., Ardashev D.V.** A study of the relationship between cutting force and machined surface roughness with the feed per tooth when milling EuTroLoy 16604 material produced by the DMD method..... 6
- Ulakhanov N.S., Tikhonov A.G., Mishigdorzhyn U.L., Ivancivsky V.V., Vakhrushev N.V.** The features of residual stresses investigation in the hardened surface layer of die steels after diffusion boroaluminizing..... 18
- Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N.** Development of plasma cutting technique for C1220 copper, AA2024 aluminum alloy, and Ti-1,5Al-1,0Mn titanium alloy using a plasma torch with reverse polarity..... 33
- Amirov A.I., Moskvichev E.N., Ivanov A.N., Chumaevskii A.V., Beloborodov V.A.** Formation features of a welding joint of alloy Ti-5Al-3Mo-1V by the friction stir welding using heat-resistant tool from ZhS6 alloy..... 53

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Ardashev D.V., Zhukov A.S.** Investigation of the relationship between the cutting ability of the tool and the acoustic signal parameters during profile grinding..... 64
- Bataev D. K.-S., Goitemirov R. U., Bataeva P. D.** Studies of wear resistance and antifriction properties of metal-polymer pairs operating in a sea water simulator..... 84
- Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Fesenko E.O.** Application of the synergistic concept in determining the CNC program for turning..... 98

MATERIAL SCIENCE

- Sokolov R.A., Novikov V.F., Kovenskij I.M., Muratov K.R., Venediktov A.N., Chaugarova L.Z.** The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si..... 113
- Burkov A.A., Krutikova V.O.** Deposition of titanium silicide on stainless steel AISI 304 surface..... 127
- Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., Goruleva L.S.** Chemical composition, structure and microhardness of multilayer high-temperature coatings..... 138
- Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S.** Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting..... 151
- Gabets D.A., Markov A.M., Guryev M.A., Pismenny E.A., Nasyrova A.K.** The effect of complex modification on the structure and properties of gray cast iron for tribotechnical application..... 165
- Ivanov I.V., Yurgin A.B., Nasennik I.E., Kuper K.E.** Residual stress estimation in crystalline phases of high-entropy alloys of the $Al_xCoCrFeNi$ system..... 181
- Korosteleva E.N., Nikolaev I.O., Korzhova V.V.** Features of the structure formation of sintered powder materials using waste metal processing of steel workpieces..... 192
- Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Glukhov I.A., Uvarin P.V., Tolmachev A.I., Luginin N.A., Bataev V.A., Ivanov I.V., Sharkeev Yu.P.** Effect of deformation processing on microstructure and mechanical properties of Ti-42Nb-7Zr alloy..... 206
- Kutkin O.M., Bataev I.A., Dovzhenko G.D., Bataeva Z.B.** The study of characteristics of the structure of metallic alloys using synchrotron radiation computed laminography (Research Review)..... 219

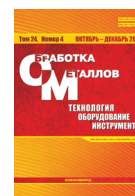
EDITORIAL MATERIALS 243

FOUNDERS MATERIALS 255



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб при фрезеровании материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом

Александр Дюрягин ^{a, *}, Дмитрий Ардашев ^b

Южно-Уральский государственный университет, пр. Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6274-1953>, s.dyuryagin@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>, ardashevdy@susu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.914.1 + 621.9.015 + 621.767

История статьи:

Поступила: 30 августа 2022
 Рецензирование: 06 сентября 2022
 Принята к печати: 21 сентября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Концевое фрезерование
 Сила резания
 Шероховатость обработанной поверхности
 Direct Metal Deposition
 EuTroLoY 16604

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (грант № FENU-2020-0020).

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время значительную долю в машиностроительной отрасли составляют единичные изделия либо изделия, изготавливаемые мелкими партиями. В связи с этим для сокращения затрат на изготовление специальной дорогостоящей оснастки заготовительного передела начинают активно применяться инновационные подходы для получения таких изделий. К таким технологиям можно отнести метод Direct Metal Deposition (DMD), суть которого заключается в осаждении металлических частиц из газопорошковой струи. Данный метод имеет много достоинств. Однако одним из главных недостатков является то, что изделия после выращивания имеют грубую поверхность и не соответствуют точностным требованиям чертежа готовой детали. Следовательно, изделия требуют дальнейшей механической обработки резанием. Вместе с тем вследствие новизны материалов для них отсутствуют режимные параметры для механической обработки. В связи с этим **цель работы** заключается в установлении функциональной взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб при концевом фрезеровании материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом. В работе проведено экспериментальное исследование силы резания и шероховатости обработанной поверхности при варьировании подачи на зуб при концевом фрезеровании. **Методом исследования** является эксперимент по фрезерованию материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом, с измерением выходных параметров процесса (сила резания и шероховатость обработанной поверхности). **Результаты и обсуждение.** Измеренные значения силы резания и шероховатости обработанной поверхности позволили установить функциональные и графические зависимости выходных параметров процесса фрезерования от подачи на зуб. Установлено, что при использовании фрезы с меньшим задним углом возникают меньшие силы резания и поверхность при этом имеет меньшую высоту микронеровностей. Таким образом, разработанные функциональные взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб позволят прогнозировать выходные параметры процесса резания и повысить эффективность операции механической обработки резанием. Перспективное направление дальнейшей работы видится в исследовании относительной обрабатываемости и оценке ее количественного значения.

Для цитирования: Дюрягин А.А., Ардашев Д.В. Исследование взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб при фрезеровании материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 6–17. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-6-17.

Введение

Отличительной особенностью современной машиностроительной отрасли является увеличение удельной доли единичных изделий или мелкосерийных партий [1]. В связи с этим активно начинают использоваться инновационные технологии для получения таких изделий.

*Адрес для переписки

Дюрягин Александр Анатольевич, аспирант
 Южно-Уральский государственный университет,
 пр. Ленина, 76,
 454080, г. Челябинск, Россия
 Тел.: 8 (351) 272-32-94, e-mail: s.dyuryagin@mail.ru

Метод выращивания деталей сложной формы в настоящее время является наиболее быстро развивающейся производственной технологией [2]. Одним из методов, относящихся к данным технологиям, является метод местного осаждения металла – Direct Metal Deposition (DMD). В процессе наплавления данным методом лазерный луч создает ванну расплава, в которую подается металлический порошок [3]. В результате расплавления порошка и материала подложки создается прочное соединение.

DMD-метод позволяет повысить коэффициент использования материала за счет того, что

конечный продукт получают при помощи добавления необходимого количества материала, а не удаления его из цельной заготовки. Имеется возможность локального (местного) нанесения слоя материала. Этот метод активно применяется для нанесения покрытий, а также восстановления изношенных поверхностей порошками, обладающими специальными свойствами [4–6].

Применение DMD-метода сопряжено с проблемой, заключающейся в том, что поверхность после нанесения слоя материала зачастую не соответствует заданным конструкторским требованиям, что было выявлено в работах [7–10]. Для соответствия заданным требованиям необходима дальнейшая механическая обработка резанием. Поскольку DMD-метод не используется в массовом производстве, поэтому в нормативных справочниках отсутствуют режимы резания для их обработки. Большинство предприятий обрабатывают выращенные изделия методом пробных проходов, подбирая при этом подходящие режимы резания и режущий инструмент. Однако такая обработка не может считаться эффективной вследствие нерационального расхода материала. Для этого требуется проведение теоретических и экспериментальных исследований, чтобы установить взаимосвязь режимных параметров с выходными параметрами процесса резания. Данные, полученные в ходе исследований, позволят разработать нормативную базу (рекомендации) для назначения рациональных режимов механической обработки резанием DMD-материалов.

Большинство работ, содержащих в себе исследования характеристик процесса механической обработки резанием новых материалов [11–13], свидетельствуют о заинтересованности машиностроительной отрасли в использовании данных материалов для производства деталей, так как им можно придать необходимые свойства. Так, в работе [14] проведено экспериментальное исследование обрабатываемости материала Al/SiC-MMC. В ходе токарной обработки было изучено влияние глубины резания, подачи и скорости резания на шероховатость обработанной поверхности и силу резания. Полученные экспериментальные данные позволили установить взаимосвязь скорости резания, подачи и глубины резания с силой резания и шероховатостью обработанной поверхности, а также

показать их влияние на износ режущего инструмента. Результаты эксперимента позволяют из полученных зависимостей выбрать подходящие значения подачи, скорости резания и глубины резания для выполнения технологических требований.

Eun-Jung Kim и др. [10] провели экспериментальное исследование по механической обработке нержавеющей стали 304L. Были определены численные значения силы резания и шероховатости обработанной поверхности для установления характеристик обрабатываемости материала. В работе [15] разработана экспериментальная модель взаимосвязи шероховатости обработанной поверхности с режимами резания (частота вращения шпинделя и скорость подачи) при точении VT6 titanium alloy, полученного DMD-методом. В работах [16–18] представлены исследования процесса фрезерования образцов из материала IN718, полученных с использованием аддитивных технологий. В результате были изучены силы резания, износ режущего инструмента, шероховатость обработанной поверхности и остаточные напряжения при различных технологических условиях.

Таким образом, обрабатываемость, а также процесс механической обработки наплавленных материалов широко изучают во всем мире, стремясь сформировать нормативную базу с режимами резания. Данные, полученные в ходе экспериментальных исследований, позволят повысить эффективность проектирования операций механической обработки резанием. Это направление является актуальным для машиностроительной отрасли.

Цель работы заключается в установлении функциональной взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб при концевом фрезеровании материала EuTroLoY 16604, полученного DMD-методом для повышения эффективности операций механической обработки резанием.

Для достижения поставленной цели решаются следующие задачи.

1. Проведение экспериментального исследования обрабатываемости фрезерованием материала EuTroLoY 16604 концевыми фрезами с различными углами резания с измерением силы резания и шероховатости обработанной поверхности.

2. Разработка математических моделей взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб.

Методика исследований

Образец для исследования представляет собой слой порошкового материала EuTroLoy 16604, наплавленного на стальную пластину с использованием DMD-метода (рис. 1). Нанесение слоя проводилось в научно-исследовательской лаборатории механики, лазерных процессов и цифровых производственных технологий на базе Южно-Уральского государственного университета с применением комплекса лазерной наплавки FL-Clad-R-4 [19]. В качестве подложки выступает пластина из материала Сталь 45.



Рис. 1. Образец наплавленного материала

Fig. 1. A sample of deposited material

Режимы наплавки: мощность лазера – 1600 Вт, скорость сканирования лазера – 10 мм/с, расход порошка – 10,5 г/мин, шаг сканирования – 1,4 мм.

Химический состав порошка и размер основной фракции представлены в табл. 1.

Микроструктурное исследование наплавленного слоя проводилось на растровом электронном микроскопе JEOL JSM 7001-F с анализатором

для проведения рентгенофлуоресцентного энергодисперсионного анализа X-Max-80 Oxford Instruments. Измерение микротвердости по глубине наплавленного слоя осуществлялось с использованием микротвердомера марки HV 1000 в трех местах.

Эксперимент по механической обработке проводился на фрезерном станке с ЧПУ модели ГФ2171С5. Для фрезерования образца использовались концевые фрезы диаметром 8 мм из материала P6M5. Для сравнения выходных параметров процесса резания были использованы фрезы с задними углами в 13° и 19° в торцевом сечении. Конструктивно в большинстве случаев концевые фрезы выполняют с задними углами резания, величина которых варьируется от 13° до 19°. Для проведения экспериментального исследования были выбраны граничные значения углов. Руководствуясь нормативным справочником [20] для обработки нержавеющей стали, были выбраны соответствующие технологические параметры процесса фрезерования для проведения экспериментального исследования. Технологические параметры проводимого эксперимента, включая характеристики режущего инструмента, представлены в табл. 2.

Для измерения силы резания использовался динамометр Kistler 9257B, на который была установлена пластина с наплавленным материалом, закрепленная винтами. Обработка экспериментальных данных проводилась в специальном программном обеспечении DynoWare. Шероховатость обработанной поверхности измерялась при помощи профилометра контактного степени точности 1 по ГОСТ 19300–86 модели 130. Для разработки математических моделей взаимосвязи шероховатости обработанной поверхности и силы резания с подачей на зуб применялся однофакторный регрессионный анализ.

Таблица 1

Table 1

Химический состав и размер основной фракции исходного порошка /
Chemical composition and the size of the powder main fraction

Химический элемент / Chemical element				Размер основной фракции, мкм / The powder main fraction size, μm
Fe	Co	Cr	Mo	
Концентрация, ат. % / Concentration, at. %				
68	15	15	2	40...120

Технологические параметры /
Technological parameters

Подача на зуб S_z , мм/зуб / Feed per tooth S_z , mm/tooth	Скорость вращения шпин- деля n , об/мин / Spindle speed n , rpm	Глубина резания t , мм / Cutting depth t , mm	Диаметр инструмента D , мм / Cutting tool diameter D , mm	Материал режущего инструмента / Cutting tool material
0,01	1000	0.5	8	P6M5 / HSS M2
0,02				
0,03				
0,04				

Результаты и их обсуждение

Свойства наплавленного слоя

При помощи растрового электронного микроскопа JEOL JSM 7001-F с анализатором для проведения рентгенофлуоресцентного энергодисперсионного анализа X-Max-80 Oxford Instruments была определена толщина наплавленного слоя (рис. 2).

Толщина наплавленного слоя варьируется в пределах от 1,36 до 1,51 мм. При этом наблюдается однородная структура с незначительными неметаллическими включениями в зоне подложки.

Однородность наплавленного слоя подтверждается изменением микротвердости по глубине. Результаты измерения микротвердости представлены на рис. 3.

Составляющая силы резания

Экспериментальные значения силы резания регистрировались с частотой сигнала 0,1 с. После конвертации полученных данных в DynoWare массив численных значений силы резания обрабатывался в MS Excel. При помощи встроенных функций были построены графики составляющей силы резания F_{yz} .

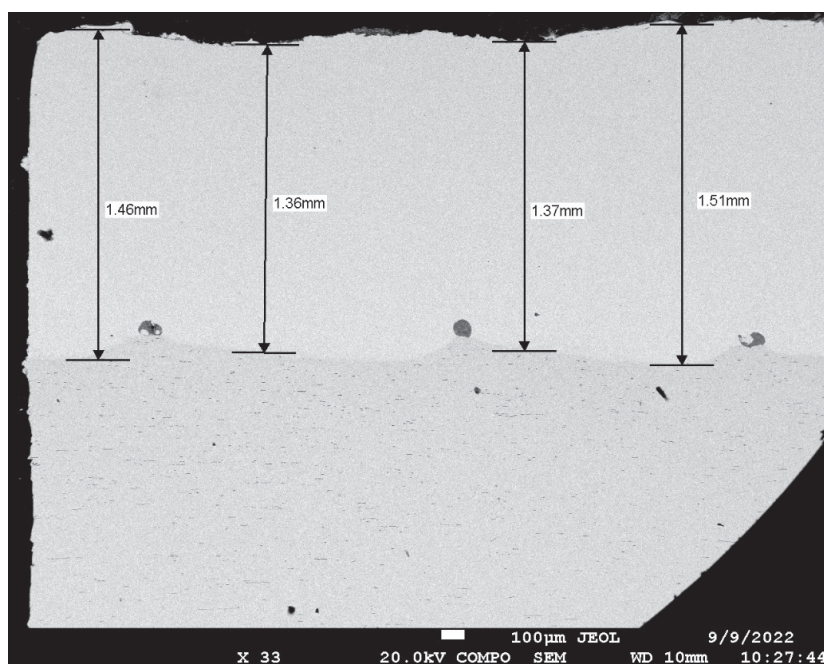


Рис. 2. Толщина наплавленного слоя

Fig. 2. Thickness of the deposited layer

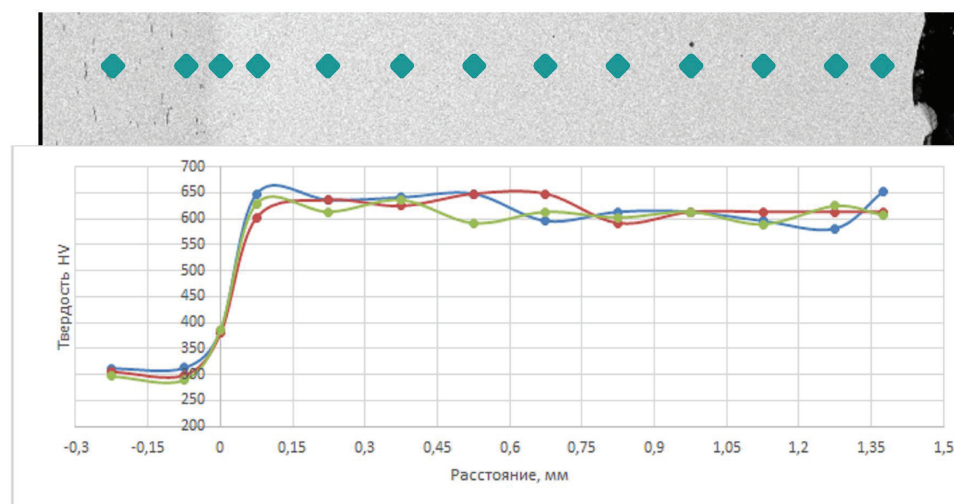


Рис. 3. Микротвердость наплавленного слоя

Fig. 3. Microhardness of the deposited layer

На рис. 4–7 представлены графики изменения составляющей силы резания F_{yz} , используемой при расчете фрезы на изгиб, для подачи на зуб 0,01...0,04 мм/зуб соответственно. Составляющая F_{yz} была получена путем расчета по составляющим F_y и F_z .

Фрезерование проводилось перпендикулярно направлению сканирования лазера с целью определения максимальных значений силы резания, возникающих при ударах, т. е. для исследования были выбраны самые неблагоприятные условия. Вследствие этого на графиках наблюдаются пики и впадины в значениях силы резания.

Пиковые значения силы резания приходятся на середину наплавленного валика, а впадины соответствуют положению между наплавленными валиками. Во избежание разности в показаниях силы резания и придания ей однородного характера изменения механическую обработку необходимо вести в направлении сканирования. Из графиков также можно заметить, что увеличение подачи на зуб приводит к увеличению силы резания. Аналогичные результаты получены в исследовании [21].

Для установления функциональной зависимости составляющей силы резания и подачи на зуб

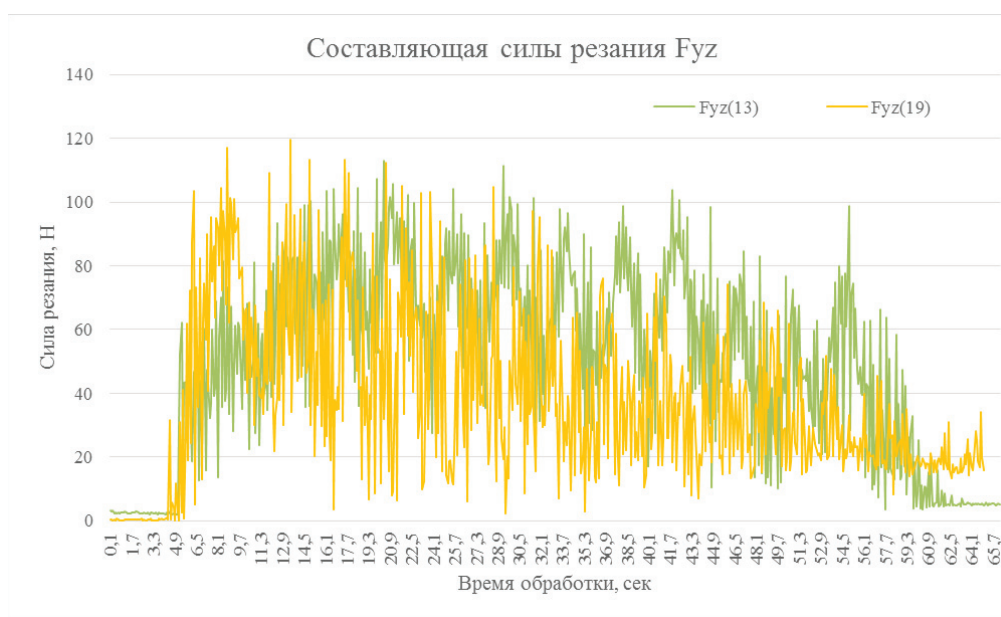


Рис. 4. Графики составляющей силы резания ($S_z = 0,01$ мм/зуб)

Fig. 4. Graphs of the cutting force component ($S_z = 0,01$ mm/tooth)

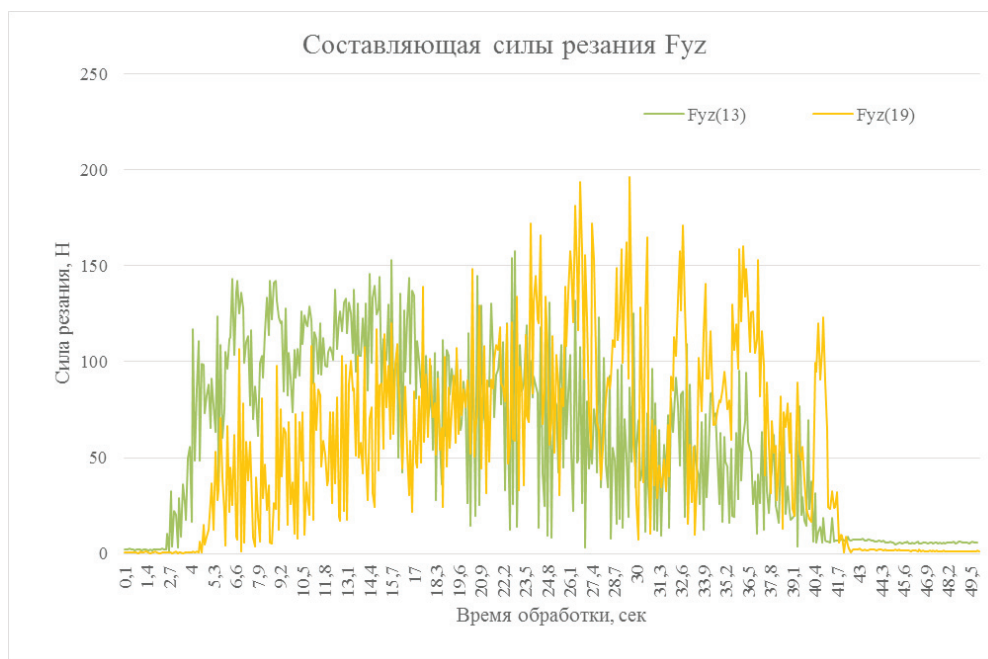


Рис. 5. Графики составляющей силы резания ($S_z = 0,02$ мм/зуб)

Fig. 5. Graphs of the cutting force component ($S_z = 0,02$ mm/tooth)

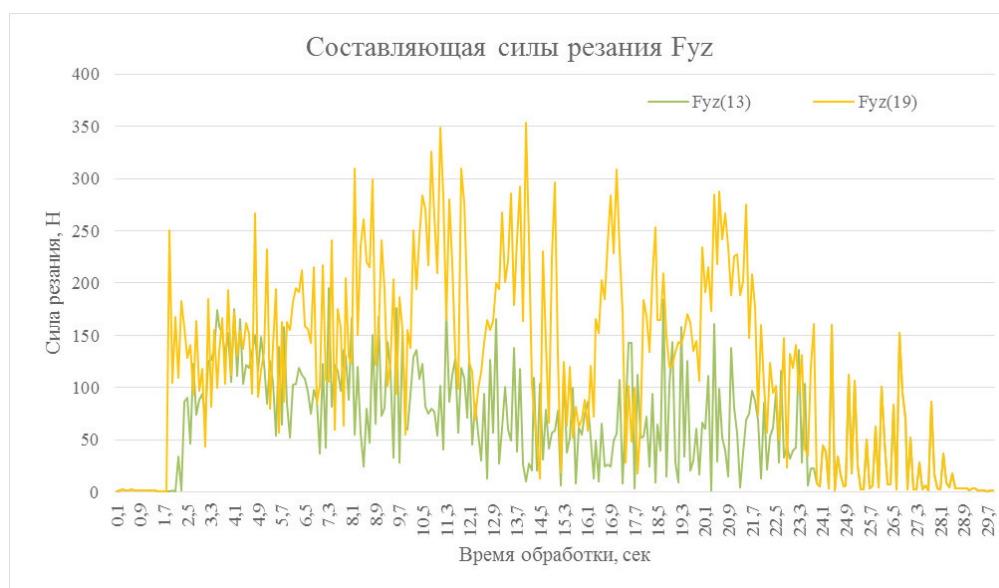


Рис. 6. Графики составляющей силы резания ($S_z = 0,03$ мм/зуб)

Fig. 6. Graphs of the cutting force component ($S_z = 0,03$ mm/tooth)

был проведен регрессионный анализ. Для этого были выбраны пять максимальных значений для каждой подачи. Значения составляющей силы резания представлены в табл. 3.

По результатам проведения регрессионного анализа были получены графические зависимости и степенные функциональные зависимости составляющей силы резания F_{yz}

от подачи на зуб S_z для инструмента с задним углом резания 13° и 19° соответственно (рис. 8):

$$F_{yz} = 2037,49 S_z^{0,65}, \quad (1)$$

$$F_{yz} = 9820,20 S_z^{0,98}. \quad (2)$$

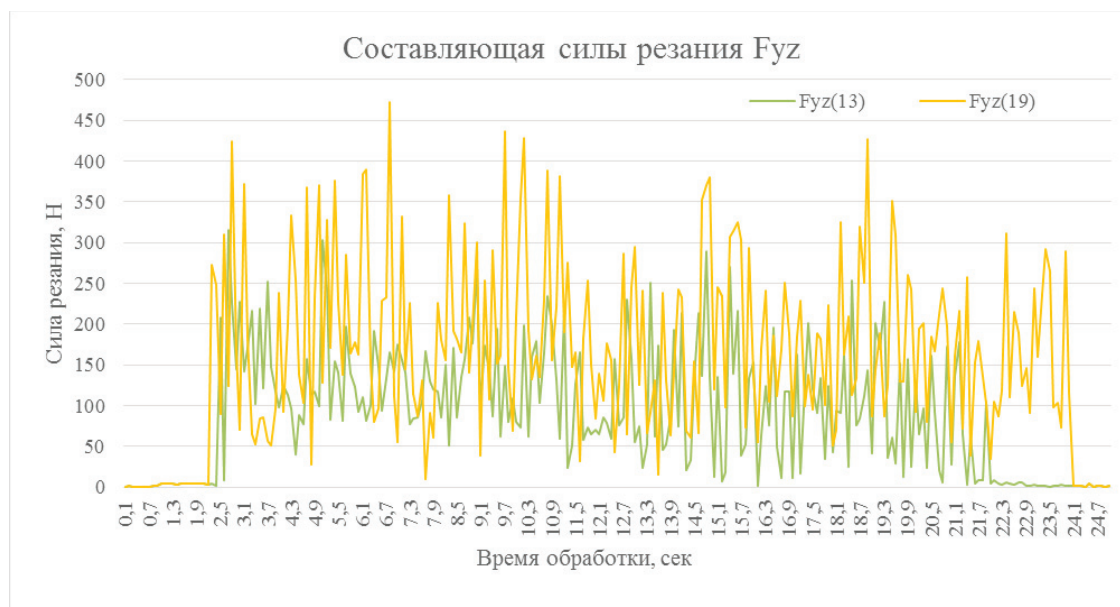


Рис. 7. Графики составляющей силы резания ($S_z = 0,04$ мм/зуб)

Fig. 7. Graphs of the cutting force component ($S_z = 0,04$ mm/tooth)

Таблица 3

Table 3

**Максимальные значения составляющей силы резания /
Maximum values of the cutting force component**

Инструмент с задним углом резания 13° / Cutting tool with a 13° clearance angle					
Подача на зуб S_z , мм/зуб / Feed per tooth S_z , mm/tooth	Составляющая силы резания F_{yz} , Н / Cutting force component F_{yz} , N				
	Номер точки / Point number				
	1	2	3	4	5
0,01	113,06	111,27	104,05	107,25	104,55
0,02	153	144,75	154,15	157,56	145,94
0,03	194,89	176,16	174,54	184,99	174,6
0,04	315,98	302,59	269,06	289,36	270,28
Инструмент с задним углом резания 19° / Cutting tool with a 19° clearance angle					
Подача на зуб S_z , мм/зуб / Feed per tooth S_z , mm/tooth	Составляющая силы резания F_{yz} , Н / Cutting force component F_{yz} , N				
	Номер точки / Point No.				
	1	2	3	4	5
0,01	117,13	119,47	112,35	113,37	113,29
0,02	193,84	196,16	181,03	172,08	172,18
0,03	325,85	348,92	353,08	309,75	309,92
0,04	423,67	471,75	437,13	428,62	427,28

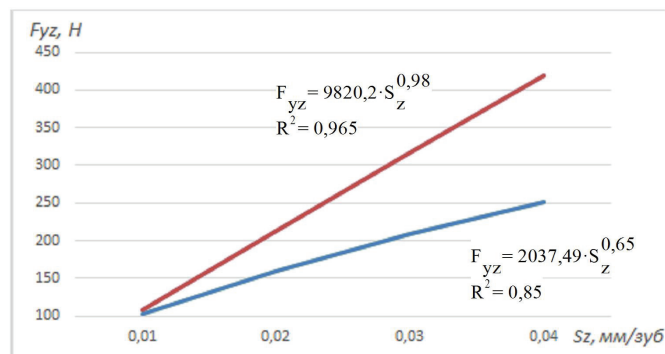


Рис. 8. Зависимости составляющей силы резания F_{yz} от подачи на зуб S_z

Fig. 8. Dependences of the cutting force component F_{yz} on the feed per tooth S_z

Шероховатость обработанной поверхности

Замеры шероховатости фрезерованной поверхности производились пятикратно для каждой из подач. Результаты измерения шероховатости обработанной поверхности представлены в табл. 4. Из полученных данных видно, что уве-

личение подачи на зуб приводит к росту шероховатости. При этом шероховатость обработанной поверхности для инструмента с большим задним углом резания при малых подачах выше.

Для установления взаимосвязи шероховатости обработанной поверхности с подачей на зуб был применен также регрессионный анализ, который позволил получить графические зависимости (рис. 9) и степенные функциональные зависимости шероховатости обработанной поверхности Ra от подачи на зуб S_z для инструмента с задним углом резания 13° и 19° соответственно:

$$Ra = 93,94 S_z^{1,019}; \quad (3)$$

$$Ra = 41,85 S_z^{0,75}. \quad (4)$$

Использование полученных зависимостей позволит прогнозировать выходные параметры процесса механической обработки при варьировании подачей на зуб.

Таблица 4

Table 4

Шероховатость обработанной поверхности

Roughness of the machined surface

Инструмент с задним углом резания 13° / Cutting tool with a 13° clearance angle					
Подача на зуб S_z , мм/зуб / Feed per tooth S_z , mm/tooth	Шероховатость обработанной поверхности Ra , мкм / Roughness of the machined surface Ra , μm				
	Номер точки / Point number				
	1	2	3	4	5
0,01	0,91	0,92	0,89	0,98	0,89
0,02	1,58	1,44	1,76	1,53	1,79
0,03	2,42	2,35	2,42	2,23	2,32
0,04	4,01	3,98	4,11	4,13	3,94
Инструмент с задним углом резания 19° / Cutting tool with a 19° clearance angle					
Подача на зуб S_z , мм/зуб / Feed per tooth S_z , mm/tooth	Шероховатость обработанной поверхности Ra , мкм / Roughness of the machined surface Ra , μm				
	Номер точки / Point No.				
	1	2	3	4	5
0,01	1,44	1,43	1,45	1,46	1,40
0,02	1,75	1,78	1,74	1,80	1,74
0,03	3,11	3,33	3,12	3,14	3,21
0,04	3,93	4,11	3,85	3,95	3,81

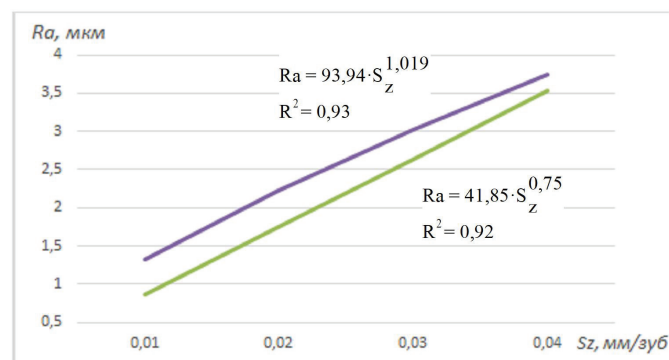


Рис. 9. Зависимости шероховатости обработанной поверхности R_a от подачи на зуб S_z

Fig. 9. Dependences of the machined surface roughness R_a on the feed per tooth S_z

Выводы

1. Полученные математические модели (1) и (2) взаимосвязи силы резания и шероховатости обработанной поверхности (3) и (4) с подачей на зуб имеют вид степенной зависимости. Использование разработанных моделей позволит прогнозировать шероховатость обработанной поверхности и силу резания, возникающую при фрезеровании материала, полученного DMD-методами, при данных технологических условиях.

2. Измеренные силы резания позволили установить, что при фрезеровании с задним углом в 13° и 19° при изменении подачи от 0,01 до 0,04 мм/зуб максимальные значения силы резания изменяются в пределах 113,16...315,98 Н и 119,47...471,75 Н соответственно; шероховатость обработанной поверхности при этом изменяется в пределах 0,89...4,13 мкм и 1,4...4,11 мкм для первого и второго инструмента соответственно.

3. На малых подачах заметно различие в значениях шероховатости обработанной поверхности, следовательно, можно предположить, что фрезы с меньшим задним углом следует применять на чистовой стадии обработки.

4. В дальнейшем планируется исследование с варьированием различных факторов процесса резания. Режимная база, сформированная в результате проведенных и будущих исследований, позволит рационально назначать режимы резания при механической обработке наплавленных материалов, что повысит эффективность проектирования технологических операций. При проектировании механических операций учиты-

ваются такие основные критерии качества обработки, как точность, на которую оказывает влияние сила резания и шероховатость. Вследствие этого необходимо нарабатывать теоретическую базу по обрабатываемости DMD-материалов.

Список литературы

1. Шатунский А.А., Шаповалова М.А. Применение методов прототипирования для изготовления изделий машиностроения // Научные технологии в машиностроении. – 2011. – № 1. – С. 24–29.
2. Zekovic S., Kovacevic R. Modeling of laser-based direct metal deposition // Tribology in Industry. – 2006. – Vol. 28. – P. 9–14.
3. Imran M.K., Masood S.H., Brandt M. Direct metal deposition of H13 tool steel on copper alloy substrate: parametric investigation // Lasers in Manufacturing and Materials Processing. – 2015. – Vol. 2, iss. 4. – P. 242–260. – DOI: 10.1007/s40516-015-0018-z.
4. Wang X., Jiang J., Tian Y. A review on macroscopic and microstructural features of metallic coating created by pulsed laser material deposition // Micromachines. – 2022. – Vol. 13, iss. 5. – DOI: 10.3390/mi13050659.
5. Долговечный А.В., Демидова Л.А., Ханов А.М. Процесс структурообразования в покрытиях при лазерной наплавке // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. – № 1. – С. 49–55. – DOI: 10.17073/1997-308X-2014-1-49-55.
6. Еремينا М.А., Ломаева С.Ф., Харанжеский Е.В. Структура и износостойкость покрытий, полученных высокоскоростной лазерной наплавкой механокомпозитов на основе карбогидрида титана // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2021. – № 4. – С. 46–56. – DOI: 10.17073/1997-308X-2021-4-46-56.
7. Micro-milling machinability of DED additive titanium Ti-6Al-4V / G. Bonaiti, P. Parenti, M. Annoni, S. Kapoor // Procedia Manufacturing. – 2017. – Vol. 10. – P. 497–509. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.104.
8. Hybrid manufacturing: influence of material properties during micro milling of different additively manufactured AISI 316L / S. Greco, M. Schmidt, K. Klauer, B. Kirsch, J.C. Aurich // Production Engineering. – 2022. – DOI: 10.1007/s11740-022-01139-6.
9. Dilberoglu U.M., Gharehpapagh B., Yaman U. Current trends and research opportunities in hybrid additive manufacturing // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 113. – P. 623–648. – DOI: 10.1007/s00170-021-06688-1.
10. Kim E.J., Lee C.M., Kim D.H. The effect of post-processing operations on mechanical characteristics of 304L stainless steel fabricated using laser additive



manufacturing // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 15. – P. 1370–1381. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.142.

11. Szykiedans K., Credo W. Mechanical properties of FDM and SLA low-cost 3-D prints // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 136. – P. 257–262. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.01.207.

12. Cutting force and surface finish analysis of machining additive manufactured titanium alloy Ti-6Al-4V / A. Polishetty, M. Shunmugavel, M. Goldberg, G. Littlefair, R.K. Singh // Procedia Manufacturing. – 2017. – Vol. 7. – P. 284–289. – DOI: 10.1016/j.promfg.2016.12.071.

13. Machining of additively manufactured parts: implications for surface integrity / O. Oyelola, P. Crawforth, R. M'Saoubi, A.T. Clare // Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 45. – P. 119–122. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.066.

14. Manna A., Bhattacharayya B. A study on machinability of Al/SiC-MMC // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 140. – P. 711–716. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00905-1.

15. Influence of cutting conditions on the surface roughness of titanium-alloy parts produced by additive and traditional methods / K.R. Muratov, E.A. Gashev, T.R. Ablyaz, A.A. Pantelev // Russian Engineering Research. – 2021. – Vol. 41, iss. 5. – P. 434–436. – DOI: 10.3103/S1068798X21050129.

16. A comparative study of dry and cryogenic milling for Directed Energy Deposited IN718 components: effect on process and part quality / T. Souflas, H. Bikas, M. Ghassempouri, A. Salmi, E. Atzeni, A. Saboori, I. Bruggnetti, A. Valente, F. Mazzucato, P. Stavropoulos // The International Journal of Advanced Manufacturing

Technology. – 2022. – Vol. 119. – P. 745–758. – DOI: 10.1007/s00170-021-08313-7.

17. An experimental investigations on effects of cooling/lubrication conditions in micro milling of additively manufactured Inconel 718 / M. Danish, K. Aslantas, A. Hascelik, S. Rubaiee, M.K. Gupta, M.B. Yildirim, A. Ahmed, A. Mahfous // Tribology International. – 2022. – Vol. 173. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107620.

18. Experimental studies on fabricating functionally gradient material of stainless steel 316L-Inconel 718 through hybrid manufacturing: directed energy deposition and machining / R. Zhang, K.M. Nagaraja, N. Bian, E. Fisher, S. Ahmadyar, K. Bayazitoglu, H. Lu, W. Li // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 120. – P. 7815–7826. – DOI: 10.1007/s00170-022-09304-y.

19. Study of the structural characteristics of titanium alloy products manufactured using additive technologies by combining the selective laser melting and direct metal deposition methods / M. Samodurova, I. Logachev, N. Shaburova, O. Samoilova, L. Radionova, R. Zakirov, K. Pashkeev, V. Myasoedov, E. Trofimov // Materials. – 2019. – Vol. 12. – DOI: 10.3390/ma12193269.

20. Режимы резания металлов: справочник / Ю.В. Барановский, Л.А. Брахман, А.И. Гдалевич и др. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: НИИТавтопром, 1995. – 456 с.

21. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition / P. Guo, B. Zou, C. Huang, H. Gao // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 240. – P. 12–22. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



A study of the relationship between cutting force and machined surface roughness with the feed per tooth when milling EuTroLoy 16604 material produced by the DMD method

Alexander Dyuryagin^{a, *}, Dmitrii Ardashev^b

South Ural State University, 76 Prospekt Lenina, Chelyabinsk, 454080, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6274-1953>, s.dyuryagin@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>, ardashevdy@susu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 August 2022

Revised: 06 September 2022

Accepted: 21 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

End milling

Cutting force

Roughness of the machined surface

Direct Metal Deposition

EuTroLoy 16604

Funding

This research was funded by Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (grant No. FENU-2020-0020).

ABSTRACT

Introduction. Currently, a substantial proportion of the machine-building industry is made up of one-off products or products manufactured in small batches. In this regard, innovative approaches to obtaining such products are being actively applied in order to reduce the cost of special, expensive tooling of the blanking process. Such technologies include the *Direct Metal Deposition (DMD)* method, the essence of which is the deposition of metal particles from a gas-powder stream. This method has a lot of advantages, but one of the main drawbacks is that the products after growing have a rough surface and do not meet the accuracy requirements of the finished part drawing. Consequently, the parts require further machining by cutting. However, due to the novelty of the materials, there are no regime parameters for machining. In this regard, the aim of the work is to establish the functional relationship between the cutting force and roughness of the machined surface with the feed per tooth during end milling of *EuTroLoy 16604* material formed by *DMD*-method. In this paper an experimental study of cutting force and roughness of machined surface with varying the tooth feed during end milling is carried out. **The research method** is an experiment on milling of *EuTroLoy 16604* material obtained by *DMD*-method with measuring the output parameters of the process (cutting force and roughness of the machined surface). **Results and discussion.** The measured values of cutting force and roughness of the machined surface allowed establishing functional and graphical dependences of the output parameters of the milling process on the feed per tooth. It is found that using a cutter with a smaller clearance angle results in lower cutting forces and the surface has a lower height of microroughness. Thus, the developed functional relationships of cutting force and roughness of the machined surface with the feed per tooth allow predicting the output parameters of the cutting process and increasing the efficiency of machining operations by cutting. A promising direction for further work is seen in the study of relative machinability and evaluation of its quantitative value.

For citation: Dyuryagin A.A., Ardashev D.V. A study of the relationship between cutting force and machined surface roughness with the feed per tooth when milling EuTroLoy 16604 material produced by the DMD method. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-6-17. (In Russian).

References

1. Shatul'sky A.A., Shapovalova M.A. Primenenie metodov prototipirovaniya dlya izgotovleniya izdelii mashinostroeniya [Application of prototyping methods for making blanks]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2011, no. 1, pp. 24–29.
2. Zekovic S., Kovacevic R. Modeling of laser-based direct metal deposition. *Tribology in Industry*, 2006, vol. 28, pp. 9–14.
3. Imran M.K., Masood S.H., Brandt M. Direct metal deposition of H13 tool steel on copper alloy substrate: parametric investigation. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2015, vol. 2, iss. 4, pp. 242–260. DOI: 10.1007/s40516-015-0018-z.
4. Wang X., Jiang J., Tian Y. A review on macroscopic and microstructural features of metallic coating created by pulsed laser material deposition. *Micromachines*, 2022, vol. 13, iss. 5. DOI: 10.3390/mi13050659.

* Corresponding author

Dyuryagin Alexander A., Post-graduate student

South Ural State University,

76 Prospekt Lenina,

454080, Chelyabinsk, Russian Federation

Tel.: 8 (351) 272-32-94, e-mail: s.dyuryagin@mail.ru

5. Dolgovechny A.V., Demidova L.A., Khanov A.M. Protsess strukturoobrazovaniya v pokrytiyakh pri lazernoi naplavke [Structure formation process in coatings during overlaying laser welding]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2014, vol. 1, pp. 49–55. DOI: 10.17073/1997-308X-2014-1-49-55.
6. Eryomina M.A., Lomayeva S.F., Kharanzhevskiy E.V. Struktura i iznosostoikost' pokrytii, poluchennykh vysokoskorostnoi lazernoi naplavkoi mekhanokompozitov na osnove karbogidrida titana [Structure and wear resistance of coatings produced by the short-pulse laser alloying of titanium carbide-based mechanocomposites]. *Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2021, vol. 4, pp. 46–56. DOI: 10.17073/1997-308X-2021-4-46-56.
7. Bonaiti G., Parenti P., Annoni M., Kapoor S. Micro-milling machinability of DED additive titanium Ti-6Al-4V. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 10, pp. 497–509. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.104.
8. Greco S., Schmidt M., Klauer K., Kirsch B., Aurich J.C. Hybrid manufacturing: influence of material properties during micro milling of different additively manufactured AISI 316L. *Production Engineering*, 2022. DOI: 10.1007/s11740-022-01139-6.
9. Dilberoglu U.M., Gharehpapagh B., Yaman U. Current trends and research opportunities in hybrid additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 113, pp. 623–648. DOI: 10.1007/s00170-021-06688-1.
10. Kim E.J., Lee C.M., Kim D.H. The effect of post-processing operations on mechanical characteristics of 304L stainless steel fabricated using laser additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 15, pp. 1370–1381. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.08.142.
11. Szykiedans K., Credo W. Mechanical properties of FDM and SLA low-cost 3-D prints. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 136, pp. 257–262. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.01.207.
12. Polishetty A., Shunmugavel M., Goldberg M., Littlefair G., Singh R.K. Cutting force and surface finish analysis of machining additive manufactured titanium alloy Ti-6Al-4V. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 7, pp. 284–289. DOI: 10.1016/j.promfg.2016.12.071.
13. Oyelola O., Crawforth P., M'Saoubi R., Clare A.T. Machining of additively manufactured parts: implications for surface integrity. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 45, pp. 119–122. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.066.
14. Manna A., Bhattacharayya B. A study on machinability of Al/SiC-MMC. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 140, pp. 711–716. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00905-1.
15. Muratov K.R., Gashev E.A., Ablyaz T.R., Panteleev A.A. Influence of cutting conditions on the surface roughness of titanium-alloy parts produced by additive and traditional methods. *Russian Engineering Research*, 2021, vol. 41, iss. 5, pp. 434–436. DOI: 10.3103/S1068798X21050129.
16. Souflas T., Bikas H., Ghassempouri M., Salmi A., Atzeni E., Saboori A., Brugnetti I., Valente A., Mazzucato F., Stavropoulos P. A comparative study of dry and cryogenic milling for Directed Energy Deposited IN718 components: effect on process and part quality. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, pp. 745–758. DOI: 10.1007/s00170-021-08313-7.
17. Danish M., Aslantas K., Hascelik A., Rubaiee S., Gupta M.K., Yildirim M.B., Ahmed A., Mahfous A. An experimental investigations on effects of cooling/lubrication conditions in micro milling of additively manufactured Inconel 718. *Tribology International*, 2022, vol. 173. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107620.
18. Zhang R., Nagaraja K.M., Bian N., Fisher E., Ahmadyar S., Bayazitoglu K., Lu H., Li Wei. Experimental studies on fabricating functionally gradient material of stainless steel 316L-Inconel 718 through hybrid manufacturing: directed energy deposition and machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 120, pp. 7815–7826. DOI: 10.1007/s00170-022-09304-y.
19. Samodurova M., Logachev I., Shaburova N., Samoilova O., Radionova L., Zakirov R., Pashkeev K., Myasodov V., Trofimov E. Study of the structural characteristics of titanium alloy products manufactured using additive technologies by combining the selective laser melting and direct metal deposition methods. *Materials*, 2019, vol. 12. DOI: 10.3390/ma12193269.
20. Baranovskii Yu.V., Brakhman L.A., Gdalevich A.I., et.al. *Rezhimy rezaniya metallov* [Metal cutting conditions]. Moscow, NIITavtoprom Publ., 1995. 456 p.
21. Guo P., Zou B., Huang C., Gao H. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 240, pp. 12–22. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.

Conflicts of Interest

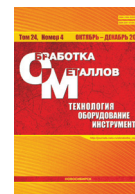
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Проблемы исследования остаточных напряжений в упрочненном поверхностном слое инструментальных штамповых сталей после диффузионного бороалитирования

Николай Улаханов^{1, 2, а, *}, Александр Тихонов^{3, б}, Ундрах Мишигдоржийн^{1, с},
Владимир Иванцовский^{4, д}, Никита Вахрушев^{4, е}

¹ Институт физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Сахьяновой 6, г. Улан-Удэ, 670047, Россия

² Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, ул. Ключевская 40В, г. Улан-Удэ, 670013, Россия

³ Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова 83, г. Иркутск, 664074, Россия

⁴ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-0635-4577>, nulahanov@mail.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-4917-9916>, tihonovalex90@mail.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0002-7863-9045>, undrakh@ipms.bscnet.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, ivancivskij@corp.nstu.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0002-2273-5329>, vah_nikit@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.011

История статьи:

Поступила: 28 сентября 2022

Рецензирование: 14 октября 2022

Принята к печати: 03 ноября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Химико-термическая обработка (ХТО)

Бороалитирование

Остаточные напряжения

Штамповая сталь

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовом обеспечении гранта Российского Научного Фонда (проект 19-79-10163-П).

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Диффузионное бороалитирование позволяет обеспечить на поверхности штамповых сталей повышенные эксплуатационные свойства, такие как износостойкость, высокая твердость и коррозионная стойкость. Упрочняющие технологии могут вносить значительный вклад в возникновение на поверхности технологических остаточных напряжений. Применительно к диффузионному бороалитированию работы по исследованию напряженного состояния отсутствуют. **Цель настоящей работы** заключается в разработке метода определения технологических остаточных напряжений (ТОН) в диффузионных слоях на поверхности штамповых сталей 5ХНМ и 3Х2В8Ф после бороалитирования механическим методом и исследование характера их распределения. **В работе рассмотрены** результаты экспериментальных исследований по определению нормальных компонентов ТОН механическим методом в диффузионных слоях штамповых сталей. Проведенные в рамках данной работы исследования показали, что при рассматриваемых видах химико-термической обработки (ХТО) указанных сталей в целом происходит образование растягивающих ТОН по глубине упрочненного слоя, что является неблагоприятным фактором. **Результаты и обсуждения.** Рассмотрены основные методы определения ТОН в поверхностном слое после упрочнения методами ХТО инструментальных штамповых сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ. Выявлены проблемы при определении ТОН механическим методом на установке УДИОН-2, предложено их решение. Показана целесообразность использования метода анодного растворения для непрерывного удаления напряженных слоев с образцов при исследовании ТОН механическим методом на установке УДИОН-2 в образцах после ХТО. Для процесса анодного растворения подобран оптимальный состав электролита, состоящий из NaNO_3 – 60 г/л; NaNO_2 – 5 г/л; Na_2CO_3 – 5 г/л; $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$ – 15 г/л; H_2O – остальное. Выявлены распределения нормальных компонентов ТОН в диффузионном слое образцов из штамповых сталей. Установлено, что при ХТО указанных сталей в поверхностном слое происходит преимущественно растягивающих ТОН. Дальнейшие исследования будут направлены на выработку мер для снижения растягивающих ТОН при диффузионном бороалитировании штамповых сталей.

Для цитирования: Проблемы исследования остаточных напряжений в упрочненном поверхностном слое инструментальных штамповых сталей после диффузионного бороалитирования / Н.С. Улаханов, А.С. Тихонов, У.Л. Мишигдоржийн, В.В. Иванцовский, Н.В. Вахрушев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 18–32. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-18-32.

*Адрес для переписки

Улаханов Николай Сергеевич, м.н.с.

Институт физического материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук,

ул. Сахьяновой 6,

670047, г. Улан-Удэ, Россия

Тел.: 8 (3012) 43-48-70, e-mail: nulahanov@mail.ru

Введение

Химико-термическая обработка (ХТО) металлов широко используется для повышения механических свойств деталей машин и инструментов [1]. Науглероживание, хромирование и азотирование являются термохимическими процессами, которые улучшают износостойкость и коррозионную стойкость компонентов [2–12]. Одной из эффективных технологий модификации поверхностных слоев штамповых сталей может служить многокомпонентная ХТО, такая, как бороалитирование, позволяющая в значительной мере увеличить сопротивление износу, а также повысить жаростойкость, коррозионную стойкость и ряд других свойств поверхностных слоев деталей машин и инструмента [13–16]. Срок службы изделий после упрочнения в значительной степени зависит от распределения технологических остаточных напряжений (ТОН) в диффузионном слое и прилегающих слоях материала подложки и от общего характера микроструктуры всего участка, измененного в процессе ХТО [8, 17–20]. Контроль и управление ТОН является одной из важнейших задач технологии машиностроения [21, 22]. Следовательно, в разработке Fe-Me-B-покрытий методами диффузионного насыщения на поверхности стальных изделий усилия должны быть направлены на поиск распределений ТОН, улучшающих эксплуатационные свойства изделий.

Известно, что исследование напряженно-деформационного состояния (НДС) борированных слоев может осуществляться методами разрушающего и неразрушающего контроля [23–26].

В нашей работе [27] были представлены первые данные по оценке напряженного состояния боридных слоев. В данной работе выполнен обзор методов определения ТОН, которые могут применяться после упрочняющей ХТО, в частности, в Fe-Me-B-покрытиях в поверхностном слое углеродистых и легированных сталей, а также рассмотрены проблемы измерения остаточных напряжений механическим методом и их решение. Представлены результаты экспериментальных исследований по выявлению распределения ТОН в диффузионных слоях инструментальных сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ после высокотемпературного бороалитирования (ВБА).

Методика исследований

ХТО осуществляли в насыщающих пастах, содержащих порошок карбида бора, алюминия и фторида натрия в качестве активатора следующего состава: 80 % B_4C + 16 % Al + 4 % NaF [15]. Образцы с размерами в плане 80×60 мм и толщиной 1,8 мм (рис. 1, а) – из инструментальной стали 5ХНМ и 3Х2В8Ф (см. табл. 1 и 2). После утрамбовки формы удаляли, а полученные брикеты просушивали при температуре 50...100 °С в течение двух часов в сушильной камере. После этого брикеты загружали в предварительно нагретую до температуры обработки печь. Длительность обработки составляла 2 ч, температура – 950 и 1050 °С. Охлаждение образцов проводили вне печи на спокойном воздухе при комнатной температуре. Образец после ХТО представлен на рис. 1, б.

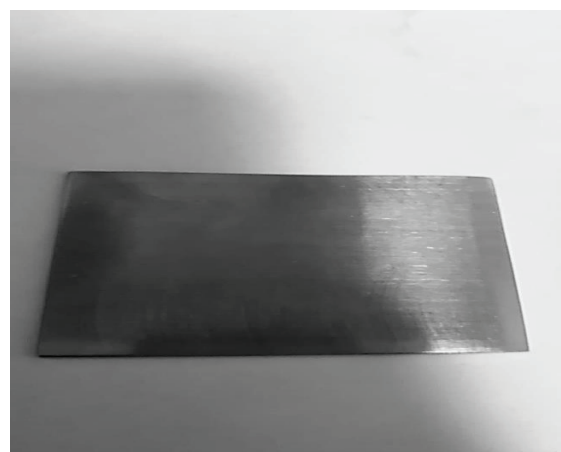
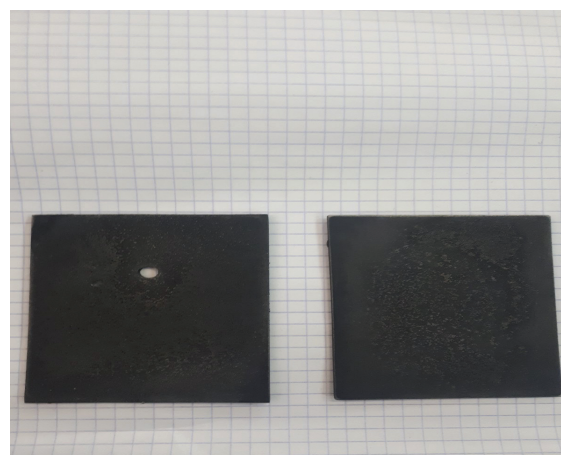
*а**б**Рис. 1. Образцы-пластины**Fig. 1. Flat samples*

Таблица 1

Table 1

Химический состав стали 5ХНМ, % мас.
Chemical composition of 5CrNiMo steel, wt. %

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S	Cu
0,50...0,60	0,10...0,40	0,50...0,80	0,50...0,60	0,15...0,30	1,40...1,80	0,03	0,03	0,30

Таблица 2

Table 2

Химический состав стали 3Х2В8Ф, % мас.
Chemical composition of 3Cr2W8V steel, wt. %

C	Si	Mn	W	V	Cr	Ni	P	S	Cu
0,3...0,4	0,15...0,4	0,15...0,4	8,5...10,0	0,3...0,6	2,2...2,7	до 0,35	0,03	0,03	0,03

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе «МЕТАМ РВ-34» с цифровой камерой «Altami Studio».

Напряженное состояние боридных покрытий после ХТО измеряли с помощью установки для определения остаточных напряжений УДИОН-2 (рис. 2), разработанной в ИРНТУ [23–27].

Из исходных образцов-пластин вырезали элементарные образцы-полоски на отрезном станке Discotom-10 фирмы Struers с помощью абразивного дискового отрезного круга с применением обильного охлаждения (рис. 3, а). Вырезку полосок проводили во взаимно перпендикулярном направлении вдоль осей X и Z (рис. 3, б), номинальная длина полосок составляла 60 мм, ширина – 8 мм.

После вырезки образцов-полосок измерялись их геометрические параметры (ширина b и толщина h), стрела прогиба и исходная масса. Эти данные необходимы для последующего расчета ТОН.

Образцы-полоски монтировались в приспособления установки УДИОН-2 и производилось их электрохимическое травление (анодное растворение) в электролите состава № 3 (табл. 4) с одновременной записью деформации образца в режиме реального времени. После травления образцы демонтировались и повторно взвешива-

лись, по формуле $\bar{V}_{\text{тр}} = \frac{1000\Delta m}{S_{\text{рт}}}$ определялась

средняя скорость травления. Завершающим этапом являлся расчет ТОН в программе XUDion [28] и построение эпюр распределения ТОН.

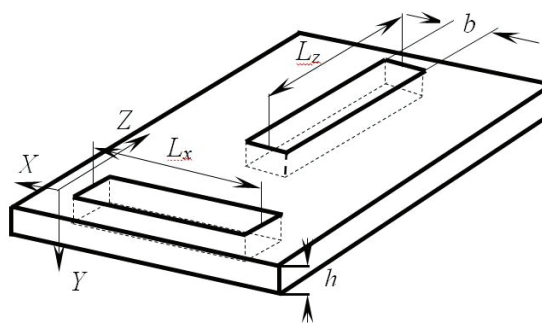


Рис. 2. Установка для измерения остаточных напряжений механическим методом УДИОН-2

Fig. 2. Installation for measuring residual stresses by mechanical method (UDION-2)



а



б

Рис. 3. Вырезка элементарных образцов-полосок из исходных пластин

Fig. 3. Cutting elementary samples-strips from initial plates

Результаты и их обсуждение

Проблема исследования технологических остаточных напряжений механическим методом

Обозначим проблемы, связанные с измерением остаточных напряжений механическим методом после упрочняющей ХТО. Определение ТОН механическим методом на установке УДИОН-2 [23–28] связано с регистрацией перемещений элементарных образцов-полосок (при измерении остаточных напряжений в пластинах) в процессе удаления напряженных слоев исследуемого материала в функции толщины удаленного слоя. Удаление напряженных слоев с исследуемой поверхности в данной установке реализовано посредством химического травления – постепенного растворения материала в растворах электролитов. В основном составы электролитов, используемые при химическом травлении, представляют собой комбинацию растворов неорганических кислот с водой. При этом для обеспечения точности и минимизации погрешности измерения необходимо обеспечить следующие параметры качества поверхности в процессе травления: низкую шероховатость, отсутствие питтинга, подтравов под защитным покрытием, ямок, непотравов, а также по возможности добиться постоянства скорости травления на протяжении всего процесса. Для стабильного протекания процесса и установления оптимальной продолжительности эксперимента рекомендуемая скорость травления должна составлять 0,005...0,01 мм/мин.

При обработке изделий методами ХТО [1; 13–16] поверхностный слой металла приобретает следующие свойства:

- понижение магнитной проницаемости;
- увеличение электросопротивления;
- увеличение жесткости при кручении;
- увеличение твердости;
- повышение износостойкости;
- повышение коррозионной стойкости, в частности, кислотостойкости.

Последнее свойство делает затруднительным исследование ТОН в изделиях, подвергающихся рассматриваемым видам ХТО, по крайней мере, при химическом травлении в кислотных растворах. Для подтверждения этого нами был проведен ряд исследований по химическому травлению тестовых образцов из стали 3Х2В8Ф после бороалитирования в различных составах кислотных электролитов (табл. 3). Тестовые образцы были изготовлены в виде полосок длиной 60 мм, шириной 8 мм и толщиной 1,7 мм. Травлению подвергалась площадь в 80 мм², для защиты остальной части образца использовали каучуковую эмаль. Травление производилось в малом объеме электролита, не превышающем 200 мл, в термостатирующей ванне установки УДИОН-2 с контролем средней скорости удаления слоев (травления), рассчитываемой по формуле [29]

$$\bar{V}_{\text{тр}} = \frac{1000 \Delta m}{S \rho \tau} \text{ (мм/мин),}$$

где Δm – масса удаленного материала, г; S – площадь поверхности, с которой удалялся материал, мм²;

Таблица 3

Table 3

Составы электролитов, параметры и результаты химического травления образцов после ХТО

Electrolyte compositions, parameters, and results of chemical etching of samples after CTT

Номер состава	Состав электролита	$t, ^\circ\text{C}$	$\bar{V}_{\text{тр}}, \text{мм/мин}$	Комментарий
1	(г/л): HF – 30; H ₂ SO ₄ – 150; H ₂ O – остальное	23	–	Признаки травления практически отсутствуют
2	(г/л): HF – 120; H ₂ SO ₄ – 590; H ₂ O – остальное	35	0,0014	Поверхность темно-серая с большими количествами непротравов (рис. 4, а)
3	(% об.): HF – 10; H ₂ SO ₄ – 8; HNO ₃ – 9; H ₂ O – остальное	35	0,0076	Черная рельефная поверхность с многочисленными буграми и впадинами небольшого размера (рис. 4, б)
4	(% об.): HCl – 565; HNO ₃ – 237; NaF – 30; H ₂ O – остальное	37	0,0063	Серая волнистая поверхность с непротравом посередине (рис. 4, в)

ρ – плотность материала, г/см³; τ – время испытания (травления), мин.

В качестве исходного электролита был взят состав № 1 (табл. 3) [29], данный электролит показал плохой результат, поверхность образца при этом практически не травилась. Состав № 2 получен увеличением концентрации компонентов

состава № 1 с повышением температуры раствора. Состав № 3 является модификацией предыдущего состава с добавлением азотной кислоты в качестве окислителя. Состав № 4 ориентирован на химическую размерную обработку сталей [30]. Состояние поверхности образцов после химического травления представлено на рис. 4.



Рис. 4. Поверхность образцов в результате химического травления образцов из стали 3Х2В8Ф после ХТО:

а – состав № 2; б – состав № 3; в – состав № 4

Fig. 4. The surface of specimens as a result of chemical etching of specimens made of 3Cr2W8V steel after CTT:

a – composition No. 2; б – composition No. 3; в – composition No. 4

Как видно из экспериментов, химическое травление не дает приемлемых результатов, поэтому для послойного удаления материала с образцов, обработанных ХТО, при исследовании ТОН на установке УДИОН-2 было предложено применить электрохимическое травление, в частности, анодное растворение.

Удаление материала при электрохимической обработке происходит под действием электрического тока в среде электролита. В основе процесса электрохимической обработки лежит явление анодного растворения металлов. Анодное растворение может протекать в электролитах разного состава, в том числе и неагрессивных – водных растворах солей, которые дешевы и безвредны [31, 32] по сравнению с кислотными.

Под действием электрического тока в электролите материал анода, коим является исследуемый образец, растворяется в виде продуктов обработки. Катод при этом не изнашивается, что является одной из положительных особенностей процесса. В результате реакций на катоде про-

исходит выделение водорода, на аноде – осадка в виде нерастворимого гидроксида металла и кислорода. Нерастворимый гидроксид зашламляет электролит и снижает производительность процесса. В связи с этим необходимо предусмотреть процессы регенерации и очистки электролита от продуктов реакции (отстаивание, фильтрация, декантация).

Для отработки процесса, параметров и состава электролита был проведен ряд исследований по анодному растворению образцов из стали 3Х2В8Ф после ХТО (табл. 4). Для этого в термостатирующую ванну установки УДИОН-2 была помещена электрохимическая ячейка (рис. 5), состоящая из химического стакана на 250 мл, свинцового катода, к которому подведен отрицательный вывод источника тока, и анода-образца, подключенного к положительному выводу источника. В качестве источника питания электрохимической цепи был использован лабораторный источник постоянного тока Mastech HY3010 с регулировкой выходного напряжения в диапазоне

Таблица 4

Table 4

**Составы электролитов, параметры и результаты электрохимического травления
(анодного растворения) образцов после ХТО**

**Electrolyte compositions; parameters, and results of electrochemical etching (anodic dissolution)
of samples after CTT**

Номер состава	Состав электролита	$t, ^\circ\text{C}$	Плотность тока $j, \text{А/дм}^2$	Напряжение $U, \text{В}$	$\bar{V}_{\text{тр}}, \text{мм/мин}$	Комментарий
1	(% вес.): $\text{KNO}_3 - 12$; $\text{NaF} - 2$; $\text{NaCl} - 1$; H_2O – остальное	30	75	5	0,0062	Поверхность темно-серая, гладкая, ровная в центре, по краям небольшая волнистость (рис. 6, а)
2	(% вес.): $\text{H}_3\text{PO}_4 - 49,5$; $\text{H}_2\text{SO}_4 - 40$; H_2O – остальное	32	100	8,5	0,007	Поверхность фактурная светлая с металлическим блеском, случай электролитического полирования (рис. 6, б)
3	(г/л): $\text{NaNO}_3 - 60$; $\text{NaNO}_2 - 5$; $\text{Na}_2\text{CO}_3 - 5$; $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3 - 15$; H_2O – остальное	30	100	10	0,0056	Поверхность темно-серая, матовая ровная, гладкая с единичными незначительными микровыступами (рис. 6, в)

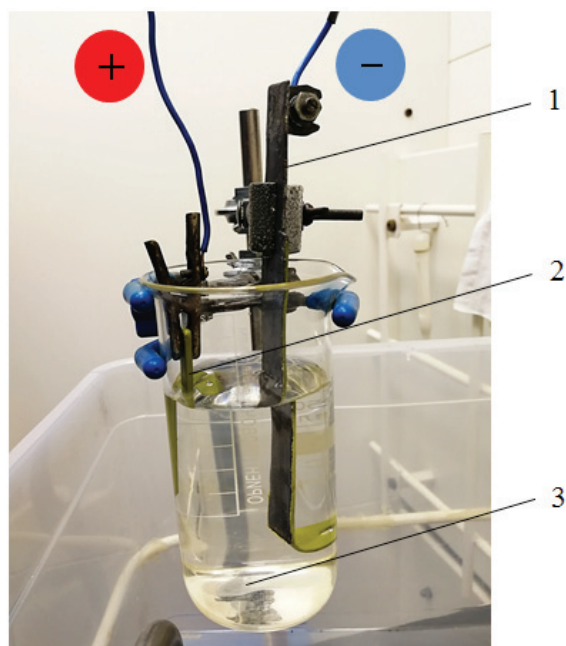


Рис. 5. Электрохимическая ячейка для обработки процесса анодного растворения:
1 – катод (свинцовая пластина); 2 – анод (образец); 3 – химический стакан с раствором электролита

Fig. 5. Electrochemical cell for testing the process of anodic dissolution:
1 – cathode (lead plate); 2 – anode (sample);
3 – beaker with electrolyte solution

0...30 В при выходном токе 0...10 А, с функцией источника стабилизированного тока. Как и в случае химического травления при анодном растворении рассчитывали среднюю скорость удаления слоев по приведенной выше формуле.

Состав № 1 (см. табл. 4) [30], рекомендуемый для электрохимической размерной обработки инструментальных сталей, в целом показал неплохие результаты, за исключением небольшой волнистости поверхности (рис. 6, а). Состав № 2 [29] дает блестящую, хотя и фактурную, ровную поверхность (рис. 6, б), но только для этого типа стали. Состав № 3, рекомендуемый для абразивно-электрохимической обработки металлов [33], показал хорошие результаты, поверхности образцов матовые, ровные, серого цвета с минимальной шероховатостью (рис. 6, в).

Проведенные подготовительные исследования показали, что для послойного удаления материала при исследовании ТОН механическим методом в образцах после диффузионного бор-алитирования наиболее приемлемые результаты дает процесс анодного растворения. Следует отметить, что в каждом конкретном случае подбор состава электролита и необходимых электрических и температурных режимов производится

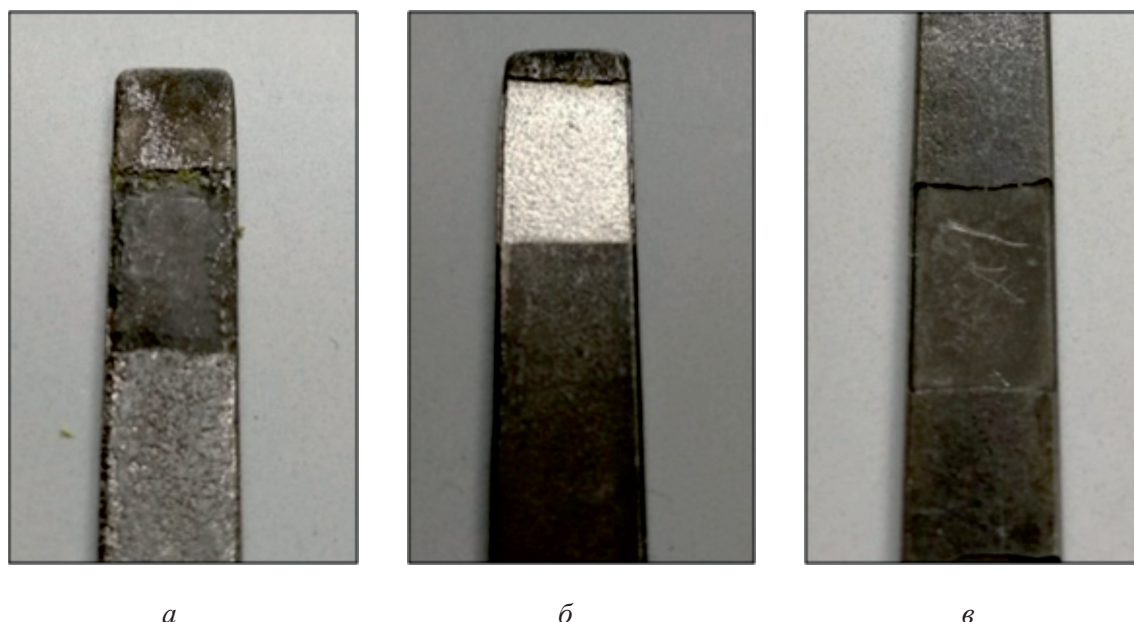


Рис. 6. Поверхность образцов в результате электрохимического травления (анодного растворения) образцов из стали 3Х2В8Ф после ХТО:
а – состав № 1; б – состав № 2; в – состав № 3

Fig. 6. The surface of specimens as a result of electrochemical etching of specimens made of 3Cr2W8V steel after CTT:
а – composition No. 1; б – composition No. 2; в – composition No. 3

индивидуально под каждый материал с учетом вида его обработки, данная процедура трудоемка и требует наличия тестовых образцов для обработки процесса.

В проведенных исследованиях лучший результат показал состав электролита № 3 для анодного растворения (см. табл. 4). Этот электролит также показал хорошие результаты и при анодном растворении поверхностного слоя образцов из стали 5ХНМ после ХТО. Для управления процессом анодного растворения материала, в частности, установления необходимой его скорости, может быть применена корректировка температуры электролита и электрических параметров процесса (напряжения, анодной плотности тока).

Исследование технологических остаточных напряжений после диффузионного бороалитирования

В контрольных образцах после отжига (рис. 7) на поверхности наблюдаются ТОН сжатия: у 5ХНМ (рис. 7, а) они составляют $-325 \dots -570$ МПа с резким подъемом и установлением околонулевых значений с глубины $0,05 \dots 0,075$ мм; у стали 3Х2В8Ф (рис. 7, б) в пределах $-155 \dots -235$ МПа. Причем эпюра ТОН после отжига пластины из 5ХНМ является самоуравновешенной (рис. 7, а).

После ХТО стали 5ХНМ при температуре 950°C (рис. 8, а) формируется диффузионный слой $400 \dots 450$ мкм [15], в котором компоненты

ТОН растягивающие. На поверхности образца они принимают значения 210 МПа, на глубине $0,08$ мм достигают максимума в $620 \dots 687$ МПа и плавно снижаются, принимая на глубине $0,9$ мм нулевые значения. Глубина залегания ТОН в данном случае оценивается в пределах $0,5$ мм.

После ХТО стали 5ХНМ при температуре 1050°C (рис. 8, б) формируются слои глубиной $750 \dots 900$ мкм [15], в которых компоненты ТОН растягивающие, на поверхности принимают околонулевые значения. Компонент σ_z имеет максимум в 436 МПа на глубине $0,05$ мм с дальнейшим общим трендом на спад, хотя и с незначительными повышением значений на глубине $0,2$ и $0,375$ мм. Компонент σ_x имеет сначала резкий подъем до 250 МПа, а потом плавный до 330 МПа на глубине $0,2$ мм и далее общий тренд на спад с незначительным повышением значений на глубине $0,4$ мм. Глубина залегания ТОН в данном случае более $0,8$ мм.

Можно сказать, что у компонента σ_x как бы нет первого пикового значения, как в случае с σ_z , хотя незначительные области повышения значений при общем тренде на спад они имеют практически на одинаковых глубинах.

После ХТО стали 3Х2В8Ф при температуре 950°C (рис. 9, а) при глубине диффузионного слоя до $130 \dots 150$ мкм [15] наблюдаются две зоны на эпюре ТОН: растягивающая и сжимающая, можно сказать, что эпюры ТОН в данном случае являются самоуравновешенными. На поверхности компоненты ТОН имеют значения

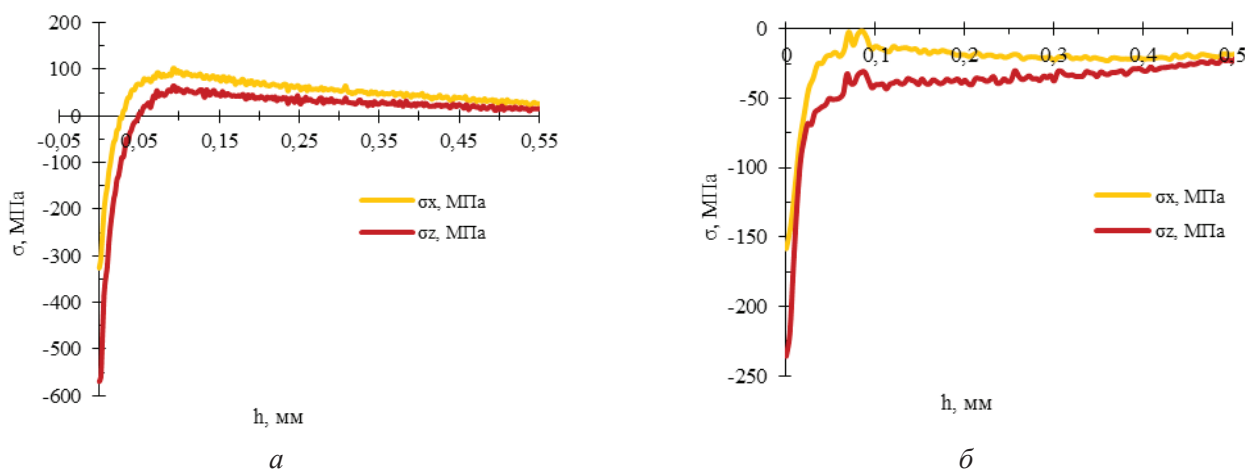


Рис. 7. Эпюры ТОН в пластинах после отжига:

а – на стали 5ХНМ после отжига при 790°C ; б – на стали 3Х2В8Ф после отжига при 880°C

Fig. 7. Diagrams of residual stresses in a plate:

а – of steel 5CrNiMo after annealing at 790°C ; б – of steel 3Cr2W8V after annealing at 880°C

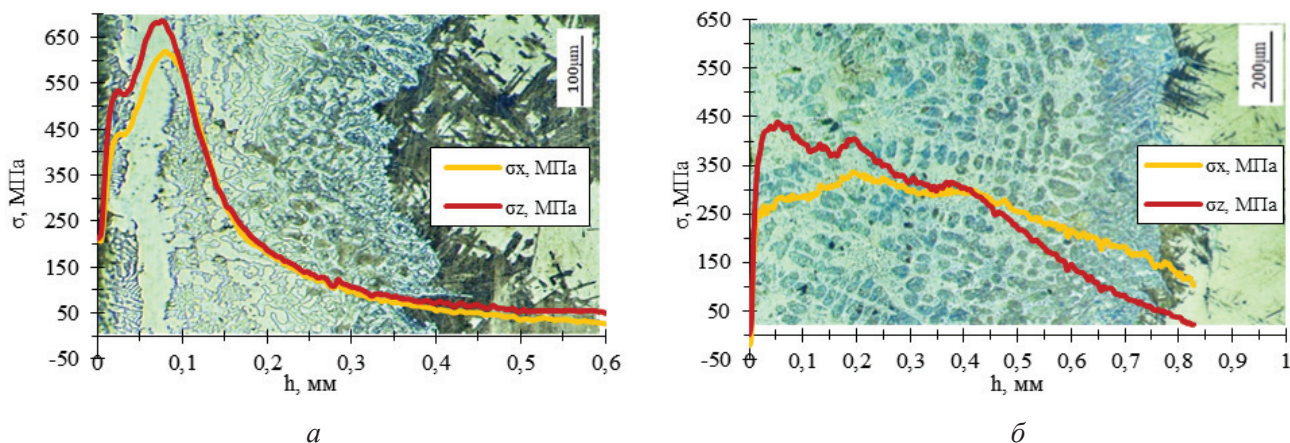


Рис. 8. Эпюры ТОН в пластине из стали 5ХНМ при температуре обработки:

a – 950 °С; *б* – 1050 °С

Fig. 8. Diagrams of residual stresses in a plate made of 5CrNiMo steel at a treatment temperature:

a – 950 °С; *б* – 1050 °С

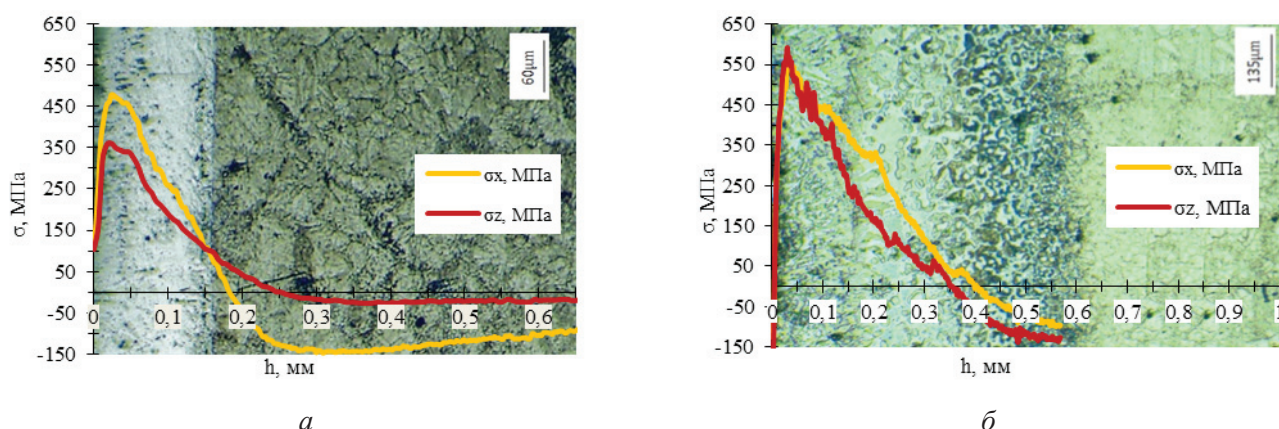


Рис. 9. Эпюры ТОН в пластине из стали 3Х2В8Ф при температуре обработки:

a – 950 °С; *б* – 1050 °С

Fig. 9. Diagrams of residual stresses in a plate made of 3Cr2W8V steel at a processing temperature:

a – 950 °С; *б* – 1050 °С

100 МПа и достигают максимума в 360...470 МПа на глубине 0,025 мм, далее происходит спад, и на глубине 0,18...0,25 мм они переходят в сжимающие ($\sigma_x = -150$ МПа на глубине 0,3 мм). Глубина залегания ТОН составляет при этом 0,3 мм.

После ВБА стали 3Х2В8Ф при температуре 1050 °С (рис. 9, б) в диффузионном слое глубиной до 500...600 мкм [15] компоненты ТОН на поверхности являются сжимающими со значениями $-125...-210$ МПа, но резко переходят в растягивающие и достигают максимума в 565 МПа на глубине 0,03 мм. Далее происходит плавный спад компонентов до нуля на глубине 0,35...0,4 мм и переход в сжимающую область

до $-100...-130$ МПа. Глубина залегания ТОН при этом составляет более 0,55 мм.

Так как процессы ХТО протекают во всем объеме материала и образуют плоское НДС однородного вида, т. е. любое направление в плоскости обработки является главным, то компоненты ТОН должны быть одинаковы во всех направлениях.

Подобные диффузионные слои, получаемые на поверхности сталей 5ХНМ и 3Х2В8Ф боралитированием, можно классифицировать как композиционные слои с гетерогенной дисперсной морфологией расположения боридных кристаллов [35,36]. Данные слои характеризуются сложным распределением микротвердо-

сти по глубине, объясняемым градиентным распределением В, Al и легирующих элементов из стали-основы [15]. В работе [15] показано, что в результате ХТО на сталях 3Х2В8Ф и 5ХНМ при температуре 1050 °С и на стали 5ХНМ при температуре 950 °С на поверхности стали формируются диффузионные слои, в которых твердые структурные составляющие (бориды и карбиды) располагаются в матрице из пластичных фаз (алюминиды, твердые растворы алюминия и углерода в α -Fe). Получаемые свойства положительно влияют на износостойкость рабочей поверхности, однако остается малоизученным характер распределения ТОН в диффузионных слоях и их зависимость от структурно-фазового состояния, получаемого в результате упрочняющей ХТО.

Как известно, растягивающие ТОН являются неблагоприятными и могут привести к появлению трещин и разрушению изделия, усилению межкристаллитной коррозии, способствуют усталостному разрушению особенно для деталей, работающих при ударных и знакопеременных нагрузках. В данном случае необходимо предусмотреть комплекс мер для снижения растягивающих ТОН после ХТО или для образования благоприятных ТОН сжатия. В качестве таких мер могут быть предложены: последующая термическая обработка (отпуск), закалка с последующим отпуском, плазменная или лазерная обработка, проработка режимов и технологии ХТО, что будет являться продолжением дальнейших исследований.

Выводы

Рассмотрены основные методы определения ТОН в поверхностном слое после упрочнения методами ХТО инструментальных штамповых сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ. Выявлены проблемы при определении ТОН механическим методом на установке УДИОН-2 в образцах после диффузионного бороалитирования, предложено их решение. Показана целесообразность использования метода анодного растворения для непрерывного удаления напряженных слоев с образцов при исследовании ТОН механическим методом на установке УДИОН-2 в образцах после ХТО. Для процесса анодного растворения подобран оптимальный состав электролита, состоящий

из NaNO_3 – 60 г/л; NaNO_2 – 5 г/л; Na_2CO_3 – 5 г/л; $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$ – 15 г/л; H_2O – остальное. Выявлены распределения нормальных компонентов ТОН в диффузионном слое образцов из штамповых сталей после бороалитирования. Установлено, что при ХТО указанных сталей в поверхностном слое происходит образование преимущественно растягивающих ТОН. Дальнейшие исследования будут направлены на выработку технологических способов для снижения растягивающих ТОН при диффузионном бороалитировании штамповых сталей.

Список литературы

1. Ворошин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с. – ISBN 978-5-94735-149-1.
2. Gagandeep S., Gurbhinder B. Modification of EN9 steel surface by salt bath nitrocarburising process // Journal of Materials Science and Surface Engineering. – 2017. – Vol. 5, N 4. – P. 577–580.
3. Boriding kinetics of Fe2B layers formed on AISI 1045 steel / J. Zuno-Silva, M. Ortiz-Domínguez, M. Keddam, M. Elias-Espinosa, O. Damián-Mejía, E. Cardoso-Legorreta, M. Abreu-Quijano // Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy. – 2014. – Vol. 50 (2). – P. 101–107.
4. Балановский А.Е., Гюи В.В. Плазменная поверхностная цементация с использованием графитового покрытия // Письма о материалах. – 2017. – Т. 7, № 2. – С. 175–179. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.
5. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapoltsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 560. – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
6. Balanovskii A.E., Huy V.V. Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear // Journal of Friction and Wear. – 2018. – Vol. 39. – P. 311–318. – DOI: 10.3103/S1068366618040025.
7. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, A.I. Karlina, S.K. Kargapoltsev, V.E. Gozbenko, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. – Vol. 560. – P. 012138. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.

8. *Nguyen V.T., Astafeva N.A., Balanovskiy A.E.* Study of the formation of the alloyed surface layer during plasma heating of mixtures of Cu-Sn/CrXCY alloys // *Tribology in Industry*. – 2021. – Vol. 43. – P. 386–396. – DOI: 10.24874/ti.1070.03.21.05.
9. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyshev, V.Yu. Skeebe, A.I. Karlina // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264.
10. Alloying and modification of iron-carbon melts with natural and man-made materials / O.I. Nokhrina, R.A. Gizatuln, M.A. Golodova, I.E. Proshunin, D.V. Valuev, N.V. Martyshev, A.I. Karlina // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1429–1448.
11. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, N.V. Martyshev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev, R.A. Gizatuln // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475.
12. Study of matrix and rare elements in ash and slag waste of a thermal power plant concerning the possibility of their extraction / T.G. Cherkasova, E.V. Cherkasova, A.V. Tikhomirova, N.V. Gilyazidinova, R.V. Klyuev, N.V. Martyshev, A.I. Karlina, V.Yu. Skiba // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1324–1330.
13. *Sizov I.G., Mishigdorzhyn U.L., Polyan-sky I.P.* Boroaluminized carbon steel // *Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys* / R. Colás, G.E. Totten. – New York: Taylor and Francis, 2016. – P. 346–357. – DOI: 10.1081/e-eisa-120049887.
14. *Mishigdorzhyn U., Sizov I.* The Influence of boroaluminizing temperature on Microstructure and wear resistance in low-carbon steels // *Materials Performance and Characterization*. – 2018. – Vol. 7, N 3. – P. 252–265. – DOI: 10.1520/MPC20170074.
15. Модификация поверхностного слоя штамповых сталей созданием В-Аl-слоев химико-термической обработкой / Н.С. Улаханов, У.Л. Мишигдоржийн, А.Г. Тихонов, А.И. Шустов, А.С. Пятых // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2021. – Т. 17, № 12 (204). – С. 557–564. – DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-12-557-564.
16. Microstructure and wear behavior of tungsten hot-work steel after boriding and boroaluminizing / U. Mishigdorzhyn, Y. Chen, N. Ulakhanov, H. Liang // *Lubricants*. – 2020. – Vol. 8, iss. 3. – P. 26. – DOI: 10.3390/lubricants8030026.
17. Surface boriding and titanization stainless steel by integrated processes / Y.F. Ivanov, V.E. Gromov, D.A. Romanov, O.V. Ivanova, Yu.A. Rubannikova // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2021. – Vol. 15. – P. 200–209. – DOI: 10.1134/S1027451021010080.
18. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, A.Yu. Teplykh, V.G. Burov, S.V. Veselov // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 207. – P. 245–253. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.06.081.
19. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva // *Applied Surface Science*. – 2013. – Vol. 284. – P. 472–481. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.07.121.
20. *Kulka M.* Trends in physical techniques of boriding // *Current Trends in Boriding*. – Cham: Springer, 2019. – P. 99–253. – (Engineering Materials). – DOI: 10.1007/978-3-030-06782-3_5.
21. *Металлургия. Остаточные напряжения в металлопродукции: учебное пособие для СПО / С.П. Буркин, Г.В. Шимов, Е.А. Андрюкова*. – М.: Юрайт; Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2018. – 247 с.
22. *Бургер И.А.* Остаточные напряжения. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.
23. Патент № 2121666 Российская Федерация, МКИ 3 G 01 L 1/06. Способ определения остаточных напряжений: № 96107536/28: заявл. 18.04.96: опубл. 10.11.98, Бюл. № 31 / Замашников Ю.И.
24. *Tikhonov A.G., Pashkov A.E.* Comparative study of residual stresses when turning HSS-5 steel with varying feed // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 632. – P. 012113. – DOI: 10.1088/1757-899X/632/1/012113.
25. *Zamashchikov Y.I.* Surface residual stress measurements by layer removal method // *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. – 2014. – Vol. 16 (3–4). – P. 187–211. – DOI: 10.1504/IJMMM.2014.067307.
26. Study of residual stresses, microstructure, and hardness in FeB and Fe2B ultra-hard layers / Z. Pala, J. Fojtikova, T. Koubsky, R. Musalek, J. Strasky, J. Capek, J. Kyncl, L. Beranek, K. Kolarik // *Powder Diffraction*. – 2015. – Vol. 30 (S1). – P. S83–S89. – DOI: 10.1017/S0885715615000019.
27. Оценка структурно-фазового и напряженного состояния диффузионных боридных слоев, полученных химико-термической обработкой на поверхности штамповой стали 3Х2В8Ф / У.Л. Мишигдоржийн, Н.С. Улаханов, А.Г. Тихонов, П.А. Гуляшинов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 147–162. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162.
28. Программный модуль расчета остаточных напряжений по данным, полученным методом удаления слоев: свидетельство о гос. регистрации программ для ЭВМ № 2015663438 Рос. Федерация /

Ю.И. Замашиков, К.В. Толстихин. – № 2015619838; заявл. 16.10.15; опубл. 20.01.16, Бюл. № 2.

29. *Мирзоев Р.А., Давыдов А.Д.* Анодные процессы электрохимической и химической обработки металлов: учебное пособие. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 382 с.

30. *Попилов Л.Я.* Советы заводскому технологу: справочное пособие. – Л.: Лениздат, 1975. – 264 с.

31. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов. В 2 т. Т. 1. Обработка материалов с применением инструмента / под ред. В.П. Смоленцева. – М.: Высшая школа, 1983. – 247 с.

32. *Байсупов Н.А., Волосатов В.А.* Справочник молодого рабочего по электрохимической обработ-

ке. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Высшая школа, 1990. – 176 с.

33. *Гродзинский Э.Я.* Абразивно-электрохимическая обработка. – М.: Машиностроение, 1976. – 55 с.

34. *Домбровский Ю.М., Степанов М.С.* Создание композитных диффузионных боридных покрытий при микродуговом упрочнении в порошковых средах // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2015. – № 5 (160). – С. 61–63.

35. *Шматов А.А.* Композиционные структуры, сформированные при диффузионном насыщении стали несколькими переходными металлами // Ползуновский альманах. – 2015. – № 2. – С. 78–84.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The features of residual stresses investigation in the hardened surface layer of die steels after diffusion boroaluminizing

Nikolay Ulakhanov^{1, 2, a, *}, Aleksandr Tikhonov^{3, b}, Undrakh Mishigdorzhii^{1, c},
 Vladimir Ivancivsky^{4, d}, Nikita Vakhrushev^{4, e}

¹ Institute of Physical Material Science of the Siberian Branch of the RAS, 6 Sakhyanovoy str., Ulan-Ude, 670047, Russian Federation

² East Siberia State University of Technology and Management, 40V Kluchevskaya str., Ulan-Ude, 670013, Russian Federation

³ Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontov str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

⁴ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-0635-4577>, nulakhanov@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-4917-9916>, tihonovalex90@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-7863-9045>, undrakh@ipms.bsnet.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, ivancivskij@corp.nstu.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-2273-5329>, vah_nikit@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 September 2022

Revised: 14 October 2022

Accepted: 03 November 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Thermal-Chemical Treatment (TCT)

Boroaluminizing

Residual Stresses

Die steel

Funding

The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation (project 19-79-10163-P).

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. Diffusion boroaluminizing provides improved performance properties of the die steels' surface such as wear resistance, high hardness, and corrosion resistance. Surface hardening can significantly contribute to the occurrence of technological residual stresses (*TRS*) on the surface. Currently, there are no studies on the topic of the stress state of diffusion boroaluminizing. **The purpose** of this work is to develop a method for determining the *TRS* and a nature of its distribution in the diffusion layers on the surface of 5CrNiMo and 3Cr2W8V die steels after boroaluminizing by a mechanical method. **The paper considers** the results of experimental studies on the determination of the normal components of *TRS* by the mechanical method in diffusion layers of die steels. The conducted studies showed that the formation of unfavorable tensile *TRS* occurs along the depth of the hardened layer in the case of the investigated TCT method and types of steels. **Results and discussions.** The main approaches for determining the *TRS* in the surface layer of 3Cr2W8V and 5CrNiMo die steels after TCT are considered. Problems in the determination of *TRS* by the mechanical method on the UDION-2 unit are identified, and its solution is proposed. The efficiency of using the anodic dissolution method for the continuous removal of stressed layers during the *TRS* study by the mechanical method on the UDION-2 unit is shown. The optimal electrolyte composition is selected for the process of anodic dissolution consisting of: NaNO_3 – 60 g/l; NaNO_2 – 5 g/l; Na_2CO_3 – 5 g/l; $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$ – 15 g/l; H_2O – the rest. The distributions of the normal *TRS* components in the diffusion layer of die steel specimens are revealed. It is established that, during the TCT of these steels predominantly tensile *TRS* are formed in the surface layer. Further research will be aimed at developing measures to reduce tensile *TRS* during diffusion boroaluminizing of die steels.

For citation: Ulakhanov N.S., Tikhonov A.G., Mishigdorzhii U.L., Ivancivsky V.V., Vakhrushev N.V. The features of residual stresses investigation in the hardened surface layer of die steels after diffusion boroaluminizing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 18–32. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-18-32. (In Russian).

References

1. Voroshnin L.G., Mendeleva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki* [Theory and technology of chemical and heat treatment]. Moscow, Novoe znanie Publ., 2010. 304 p. ISBN 978-5-94735-149-1.

* Corresponding author

Ulakhanov Nikolay S., Junior researcher

Institute of Physical Material Science of the Siberian Branch of the RAS,
 6 Sakhyanovoy str.,

670047, Ulan-Ude, Russian Federation

Tel.: 8 (3012) 43-48-70, e-mail: nulakhanov@mail.ru

2. Gagandeep S., Gurbhinder B. Modification of EN9 steel surface by salt bath nitrocarburising process. *Journal of Materials Science and Surface Engineering*, 2017, vol. 5, no. 4, pp. 577–580.
3. Zuno-Silva J., Ortiz-Domínguez M., Keddám M., Elias-Espinosa M., Damián-Mejía O., Cardoso-Legorreta E., Abreu-Quijano M. Boriding kinetics of Fe2B layers formed on AISI 1045 steel. *Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy*, 2014, vol. 50 (2), pp. 101–107.
4. Balanovskii A., Huy V.V. (2017). Plazmennaya poverkhnostnaya tsementatsiya s ispol'zovaniem grafitovogo pokrytiya [Plasma surface carburizing with graphite paste]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2017, vol. 7, no. 2, pp. 175–179. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.
5. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapoltsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
6. Balanovskii A.E., Huy V.V. Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear. *Journal of Friction and Wear*, 2018, vol. 39, pp. 311–318. DOI: 10.3103/S1068366618040025.
7. Balanovskiy A., Shtayger M., Karlina I., Kargapoltsev S., Gozbenko V., Karlina Yu., Govorkov A., Kuznetsov B. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012138. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.
8. Nguyen V.T., Astafeva N.A., Balanovskiy A.E. Study of the formation of the alloyed surface layer during plasma heating of mixtures of Cu-Sn/CrXCY alloys. *Tribology in Industry*, 2021, vol. 43, pp. 386–396. DOI: 10.24874/ti.1070.03.21.05.
9. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264.
10. Nokhrina O.I., Gizatulin R.A., Golodova M.A., Proshunin I.E., Valuev D.V., Martyushev N.V., Karlina A.I. Alloying and modification of iron-carbon melts with natural and man-made materials. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1429–1448.
11. Malushin N.N., Martyushev N.V., Valuev D.V., Karlina A.I., Kovalev A.P., Gizatulin R.A. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1468–1475.
12. Cherkasova T.G., Cherkasova E.V., Tikhomirova A.V., Gilyazidinova N.V., Klyuev R.V., Martyushev N.V., Karlina A.I., Skiba V.Yu. Study of matrix and rare elements in ash and slag waste of a thermal power plant concerning the possibility of their extraction. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1324–1330.
13. Sizov I.G., Mishigdorzhyn U.L., Polyansky I.P. Boroaluminized carbon steel. *Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys*. Ed. by R. Colás, G.E. Totten. New York, Taylor and Francis, 2016, pp. 346–357. DOI: 10.1081/e-eisa-120049887.
14. Mishigdorzhyn U., Sizov I. The influence of boroaluminizing temperature on microstructure and wear resistance in low-carbon steels. *Materials Performance and Characterization*, 2018, vol. 7, no. 3, pp. 252–265. DOI: 10.1520/MPC20170074.
15. Ulahanov N.S., Mishigdorzhyn U.L., Tihonov A.G., Shustov A.I., Pyatyih A.S. Modifikatsiya poverkhnostnogo sloya shtampovykh staley sozdaniem B-Al-sloev khimiko-termicheskoi obrabotkoi [Surface modification of die steels with B–Al-layers by thermal-chemical treatment]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening technologies and coatings*, 2021, vol. 17, no. 12 (204), pp. 557–564. DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-12-557-564.
16. Mishigdorzhyn U., Chen Y., Ulakhanov N., Liang H. Microstructure and wear behavior of tungsten hot-work steel after boriding and boroaluminizing. *Lubricants*, 2020, vol. 8, iss. 3, p. 26. DOI: 10.3390/lubricants8030026.
17. Ivanov Y.F., Gromov V.E., Romanov D.A., Ivanova O.V., Rubannikova Y.A. Surface boriding and titanization stainless steel by integrated processes. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2021, vol. 15, pp. 200–209. DOI: 10.1134/S1027451021010080.
18. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Teplykh A.Yu., Burov V.G., Veselov S.V. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 245–253. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.06.081.
19. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Krivizhenko D.S., Losinskaya A.A., Lenivtseva O.G. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding. *Applied Surface Science*, 2013, vol. 284, pp. 472–481. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.07.121.
20. Kulka M. Trends in physical techniques of boriding. *Current trends in boriding. Engineering aterials*. Cham, Springer, 2019, pp. 99–253. DOI: 10.1007/978-3-030-06782-3_5.

21. Burkin S.P., Shimov G.V., Andryukova E.A. *Metallurgiya. Ostatochnye napryazheniya v metalloproduktii* [Metallurgy. Residual stresses in metal products]. Moscow, Yurait Publ., 2018. 247 p.
22. Birger I.A. *Ostatochnye napryazheniya* [Residual stresses]. Moscow, Mashgiz Publ., 1963. 232 p.
23. Zamashchikov Yu.I. *Sposob opredeleniya ostatochnykh napryazhenii* [Method for determining residual stresses]. Patent RF, no. 2121666, 1998.
24. Tikhonov A.G., Pashkov A.E. Comparative study of residual stresses when turning HSS-5 steel with varying feed. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 632, p. 012113. DOI: 10.1088/1757-899X/632/1/012113.
25. Zamashchikov Y.I. Surface residual stress measurements by layer removal method. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2014, vol. 16 (3–4), pp. 187–211. DOI: 10.1504/IJMMM.2014.067307.
26. Pala Z., Fojtikova J., Koubsky T., Musalek R., Strasky J., Capek J., Kyncl J., Beranek L., Kolarik K. Study of residual stresses, microstructure, and hardness in FeB and Fe2B ultra-hard layers. *Powder Diffraction*, 2015, vol. 30 (S1), pp. S83–S89. DOI: 10.1017/S0885715615000019.
27. Mishigdorzhyn U.L., Ulakhanov N.S., Tikhonov A.G., Gulyashinov P.A. Otsenka strukturno-fazovogo i napryazhennogo sostoyaniya diffuzionnykh boridnykh sloev, poluchennykh khimiko-termicheskoi obrabotkoi na poverkhnosti shtampovoi stali 3Kh2V8F [The structure, phase composition, and residual stresses of diffusion boride layers formed by thermal-chemical treatment on the die steel surface]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 147–162. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-147-162.
28. Zamashchikov Yu.I., Tolstikhin K.V. *Programmnyi modul' rascheta ostatochnykh napryazhenii po dannym, poluchennym metodom udaleniya sloev* [Software module for calculating residual stresses based on data obtained by the layer removal method]. The Certificate on official registration of the computer program. No. 2015619838, 2016.
29. Mirzoev R.A., Davydov A.D. *Anodnye protsessy elektrokhimicheskoi i khimicheskoi obrabotki metallov* [Anode processes of electrochemical and chemical processing of metals]. St. Petersburg, SPbPU Publ., 2013. 382 p.
30. Popilov L.Ya. *Sovety zavodskomu tekhnologu* [Tips for the factory technologist]. Leningrad, Lenizdat Publ., 1975. 264 p.
31. Smolentsev V.P., ed. *Elektrofizicheskie i elektrokhimicheskie metody obrabotki materialov*. V 2 t. T. 1. *Obrabotka materialov s primeneniem instrumenta* [Electrophysical and electrochemical methods of material processing. In 2 vol. Vol. 1. Processing materials using a tool]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1983. 247 p.
32. Baisupov N.A., Volosatov V.A. *Spravochnik molodogo rabochego po elektrokhimicheskoi obrabotke* [Electrochemical machining young worker's handbook]. 2 nd ed. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1990. 176 p.
33. Grodzinskii E.Ya. *Abrazivno-elektrokhimicheskaya obrabotka* [Abrasive-electrochemical processing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 55 p.
34. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Sozdanie kompozitnykh diffuzionnykh boridnykh pokrytii pri mikrodugovom uprochnenii v poroshkovykh sredakh [Creation of composite diffusion boride coatings during microarc hardening in powder media]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia of Volgograd State Technical University*, 2015, no. 5 (160), pp. 61–63.
35. Shmatov A.A. Kompozitsionnye struktury, sformirovannye pri diffuzionnom nasyschenii stali neskol'kimi perekhodnymi metallami [Composite structures formed during diffusion saturation of steel with several transition metals]. *Polzunovskii al'manakh = Polzunov Almanac*, 2015, no. 2, pp. 78–84.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

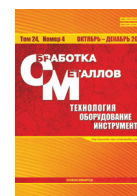
© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Отработка методики плазменной резки меди марки М1, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 с использованием плазмотрона с обратной полярностью

Валерий Рубцов^{a, *}, Александр Панфилов^b, Евгений Княжев^c, Александра Николаева^d,
 Андрей Черемнов^e, Анастасия Гусарова^f, Владимир Белобородов^g,
 Андрей Чумаевский^h, Алексей Ивановⁱ

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>,  rvy@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexpl@ispms.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  clothoid@ispms.tsc.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>,  nikolaeva@ispms.tsc.ru,
^e  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.tsc.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>,  gusarova@ispms.ru,
^g  <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  vabel@ispms.tsc.ru, ^h  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com,
ⁱ  <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>,  ivan@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

История статьи:

Поступила: 21 сентября 2022
 Рецензирование: 04 октября 2022
 Принята к печати: 03 ноября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Плазменная резка
 Титановый сплав ОТ4-1
 Макроструктура
 Медь марки М1
 Алюминиевый сплав Д16Т
 Зона термического влияния
 Изменение механических свойств материала
 Нарушение макрогеометрии реза

Финансирование:

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного оборудования адаптивной высокоточной плазменной резки цветных металлов больших толщин для металлургической, авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 06.04.2022 № 075-11-2022-012), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Важным направлением исследований в области плазменной резки металлов является получение поверхности реза металла, характеризующейся минимальными шероховатостью и геометрическими отклонениями. Немаловажным также является минимизация изменений структуры металла под поверхностью реза, вызванных температурным воздействием плазменной струи, в том числе образование окалины. Решением задачи получения качественного реза является оптимизация параметров процесса резки. Среди основных параметров, определяющих качество реза, рассматриваются ток и напряжение плазменной дуги, высота резки, скорость резки. Однако процессам плазменной резки металлов толщин свыше 20 мм уделено недостаточное внимание, что связано с ограничениями, обусловленными условиями работы плазмотронов на токах прямой полярности. Исходя из этого для резки больших толщин перспективным представляется использование плазмотрона, работающего на токах обратной полярности. **Целью работы** является отработка методики плазменной резки листового проката меди, титанового и алюминиевого сплава толщиной до 40 мм с использованием плазмотрона, работающего на токах обратной полярности. **Результаты и обсуждение.** Исследования показывают, что для резки сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 можно в широком диапазоне регулировать скорость резки, в то время как для проката меди М1 и сплава Д16Т толщиной 40 мм диапазон регулирования скорости резки достаточно узок. Вместе с тем для сплава Д16Т по причине избыточного выпадения легирующих элементов из твердого раствора в зоне термического влияния отмечалось падение микротвердости, для сплава ОТ4-1 характерным являлся рост микротвердости, обусловленный закалкой материала. Изменение параметров режима резки позволяет получать более однородную макрогеометрию поверхности реза, меньшую глубину зоны переплава материала и зоны термического влияния и меньшие изменения механических свойств материала в зоне реза. Для сплава ОТ4-1 практически все использованные режимы резки являлись близкими к оптимальным. Для сплава Д16Т и меди марки М1 определены режимы, обеспечивающие в рассматриваемом диапазоне параметров наилучшее качество реза. По результатам работы можно сделать вывод о том, что плазменная резка на токах обратной полярности является эффективной для резки проката больших толщин, однако методика требует дальнейшей отработки с целью повышения качества получаемого реза.

Для цитирования: Отработка методики плазменной резки меди марки М1, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 с использованием плазмотрона с обратной полярностью / В.Е. Рубцов, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, А.В. Гусарова, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский, А.Н. Иванов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 33–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.

*Адрес для переписки

Рубцов Валерий Евгеньевич, в.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения
 Сибирского отделения Российской академии наук,
 пр. Академический 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: rvy@ispms.ru

Введение

Плазменная резка металлов является неотъемлемой частью производственных процессов различных отраслей машиностроения. Хотя по качеству реза плазменная резка может уступать,

к примеру, гидроабразивной или лазерной резке [1], однако ее преимуществом является оптимальное сочетание технологических возможностей, простоты аппаратного оформления и производительности, в том числе при резке металла толщиной свыше 100 мм [2].

На сегодняшний день проводится ряд исследований в области плазменной резки металлов. Важным направлением исследований является получение поверхности реза металла, характеризующейся минимальными шероховатостью и геометрическими отклонениями [3–6]. Немаловажным также является минимизация изменений структуры металла под поверхностью реза, вызванных температурным воздействием плазменной струи, в том числе образование окалина [7–10]. Эти направления формируют основную задачу исследований: получение качественного реза, поскольку геометрические и структурные изменения материала обычно устраняются дальнейшей обработкой, минимизация припусков под которую определяет эффективность процесса плазменной резки.

Для решения этой задачи исследователями предлагается ряд методов, связанных как с изменением аппаратной реализации процесса резки, так и с оптимизацией его параметров [11–14]. Методы оптимизации параметров режима подразумевают под собой применение различных методов математического моделирования, устанавливающих связь между геометрическими и структурными параметрами материала в области реза и рядом параметров режима процесса резки. Среди основных параметров, определяющих качество реза, рассматриваются ток и напряжение плазменной дуги, высота резки, скорость резки [15–17].

Однако все исследования ведутся преимущественно с рассмотрением разрезаемых металлов толщиной до 20 мм, резке же металлов больших толщин уделено недостаточное внимание. По мнению авторов, это связано прежде всего с ограничениями, связанными с условиями работы режущих плазматронов. Наиболее широко применяемые плазматроны с термохимическими катодами и работающие на прямой полярности тока имеют ограничения по мощности и числу включений, что связано с температурным режимом работы, а также износом катодных вставок из относительно дорогих и дефицитных

металлов [18–20]. Для резки металлов больших толщин перспективным представляется способ резки на токах обратной полярности, при котором опорное пятно режущей дуги значительно углубляется в полость реза, а распределение теплового потока, поступающего во фронтальную кромку реза, по высоте последней более равномерное. Благодаря этому становится возможной резка металлов больших толщин, достигается лучшее качество реза по скосу кромок, меньшая ширина полости реза [21, 22].

Исходя из вышесказанного основная цель настоящей работы заключается в отработке методики плазменной резки листового проката меди, титанового и алюминиевого сплава толщиной до 40 мм с использованием плазматрона, работающего на токах обратной полярности. Дополнительной задачей является установление влияния толщины листового проката и нестандартного расположения пластин на строение кромки реза.

Методика исследований

Экспериментальные исследования выполнялись на производственном участке в ООО «ИТС–Сибирь». Резку осуществляли на плазматроне с обратной полярностью. Внешний вид установки плазменной резки представлен на рис. 1. Установка состоит из рабочего стола для установки заготовок, плазматрона, перемещающейся каретки и направляющих для перемещения плазматрона. В ее состав также входит блок газоподготовки и силовая установка. Использовали в эксперименте оборудование с плазматроном с обратной полярностью. В качестве защитного газа применяли азот.

В качестве экспериментального материала был использован листовой прокат меди марки М1 толщиной 40 мм, алюминиевого сплава Д16Т толщиной 12 и 40 мм, и титанового сплава ОТ4-1 толщиной 5 и 10 мм. Образцы титанового сплава толщиной 10 мм использовались в виде сложенных двух листов толщиной 5 мм. Это было сделано для дополнительного выявления особенностей резки пакетов листового проката, в значительной степени изменяющихся при наличии поверхности раздела между разрезаемыми листами. Использованные в исследовании параметры процесса резки приведены в табл. 1.



Рис. 1. Установка плазменной резки:

a – внешний вид установки; *б* – снимок процесса резки; *в* – внешний вид плазматрона; 1 – рабочий стол; 2 – плазматрон; 3 – каретка; 4 – направляющие для поперечного перемещения; 5 – направляющие для продольного перемещения

Fig. 1. Plasma cutter:

a – plasma cutter appearance; *б* – an image of the cutting process; *в* – plasmatron appearance; 1 – work table; 2 – plasmatron; 3 – carriage; 4 – linear guides for transverse movement; 5 – linear guides for longitudinal movement

Таблица 1

Table 1

Режимы плазменной резки

Plasma cutting modes

Сплав / Alloy	S , мм / S , mm	Номер режима / Mode No.	Задержка прожига, с / Delay of pierce, s	Высота прожига, мм / Height of pierce, mm	Высота резки, мм / Cutting height, mm	I , А / I , A	U , В / U , V	V , мм/мин / V , mm/min
ОТ4-1	5	1	0,4	6,07	2,54	130	154	2400
ОТ4-1	5	2	0,4	6,07	2,54	130	154	2000
ОТ4-1	5	3	0,4	6,07	2,54	130	154	1600
ОТ4-1	10	1	0,5	6,07	2,54	130	171	1600
ОТ4-1	10	2	0,5	6,07	2,54	130	171	1200
ОТ4-1	10	3	0,5	6,07	2,54	130	171	1400
Д16Т	12	1	0,4	—	3,81	300	170	4542
Д16Т	12	2	0,4	—	3,81	300	170	3000
Д16Т	12	3	0,4	—	3,81	300	170	2000
Д16Т	12	4	0,4	—	3,81	300	170	6000
Д16Т	12	5	0,4	—	3,81	300	170	8000
Д16Т	40	1	0,6	—	6,35	300	205	559
Д16Т	40	2	0,4	—	6,35	300	205	559
Д16Т	40	3	0,6	—	6,35	300	205	450
Д16Т	40	4	0,6	—	6,35	300	205	400
Д16Т	40	5	0,6	—	6,35	300	205	300
Д16Т	40	6	0,6	—	4,0	300	205	300
Д16Т	40	7	0,4	—	4,0	300	205	300
Д16Т	40	8	0,6	—	4,0	300	205	650

Сплав / Alloy	S , мм / S , mm	Номер режима / Mode No.	Задержка прожига, с / Delay of pierce, s	Высота прожига, мм / Height of pierce, mm	Высота резки, мм / Cutting height, mm	I , А / I , A	U , В / U , V	V , мм/мин / V , mm/min
Д16Т	40	9	0,6	—	4,0	300	205	750
Д16Т	40	10	0,6	—	4,0	300	205	800
М1	40	1	0,5	6,35	6,35	300	205	450
М1	40	2	2,0	6,35	4,35	300	205	450
М1	40	3	2,0	6,35	4,35	300	205	300
М1	40	4	4,0	6,35	4,35	300	205	250
М1	40	5	6,0	6,35	4,35	300	205	150
М1	40	6	6,0	4,0	4,35	300	205	150
М1	40	7	6,0	4,0	4,35	300	205	100

Параметры процесса плазменной резки определяли эмпирически на основании типовых параметров, используемых при резке металлов и сплавов на стандартном оборудовании. Длину реза варьировали от 100 до 300 мм. Подбор параметров осуществляли до достижения относительно равномерного реза, который определяли с использованием визуально-измерительного контроля. Методически работы строилась таким образом, чтобы в процессе испытаний была определена оптимальная скорость резки, необходимая для наиболее быстрого получения качественного реза с наименьшими искажениями макрогеометрии, зоной термического влияния и наиболее равномерной поверхностью реза. Для этого изначально использовались различные параметры тока и скорости резки, после чего при удовлетворительном качестве реза производилось увеличение скорости резки. При неудовлетворительном качестве реза скорость снижалась. Дополнительно осуществлялся подбор параметров времени и высоты прожига, высоты резки и др.

После проведения экспериментальных работ по плазменной резке производились исследования поверхности реза образцов как с помощью визуально-измерительного контроля со съемкой поверхности, так и с помощью камеры Pentax K-3 с фокусным расстоянием объектива 100 мм. Для металлографических исследований образцов использовался оптический микроскоп Альтами МЕТ 1С. Микротвердость определяли с использованием твердомера Duramin 5. Изме-

рения микротвердости проводили на металлографических шлифах начиная с 10 мкм от поверхности реза. Глубина, на которую определяли изменения микротвердости, выбиралась исходя из размера зоны термического влияния. Вырезка образцов для исследований осуществлялась электроэрозионным методом на электроэрозионном станке DK7750 поперечно плоскости реза. Дополнительно с использованием конфокального микроскопа Olympus LEXT 4100 оценивалась поверхность реза с определением высоты неровностей над поверхностью реза. Общие выводы о качестве реза формулировались исходя из оценки всех основных факторов и зависели от суммарной глубины от поверхности реза микронеровностей, нарушения макрогеометрии и зоны термического влияния. Дополнительно учитывалось расположение указанных дефектов, так как нарушение макрогеометрии реза и зона термического влияния частично пересекаются.

Результаты и их обсуждение

В процессе плазменной резки образцов металлов и сплавов на поверхности реза формируется специфический рельеф, имеющий различное строение для различных сплавов. Например, поверхность реза титанового сплава для большинства образцов характеризуется наличием регулярного рельефа, различающегося в верхней и нижней части (1, 2, рис. 2, а). Причем достаточно четко различается внешний вид поверхности образца в верхней и нижней части реза, что мо-

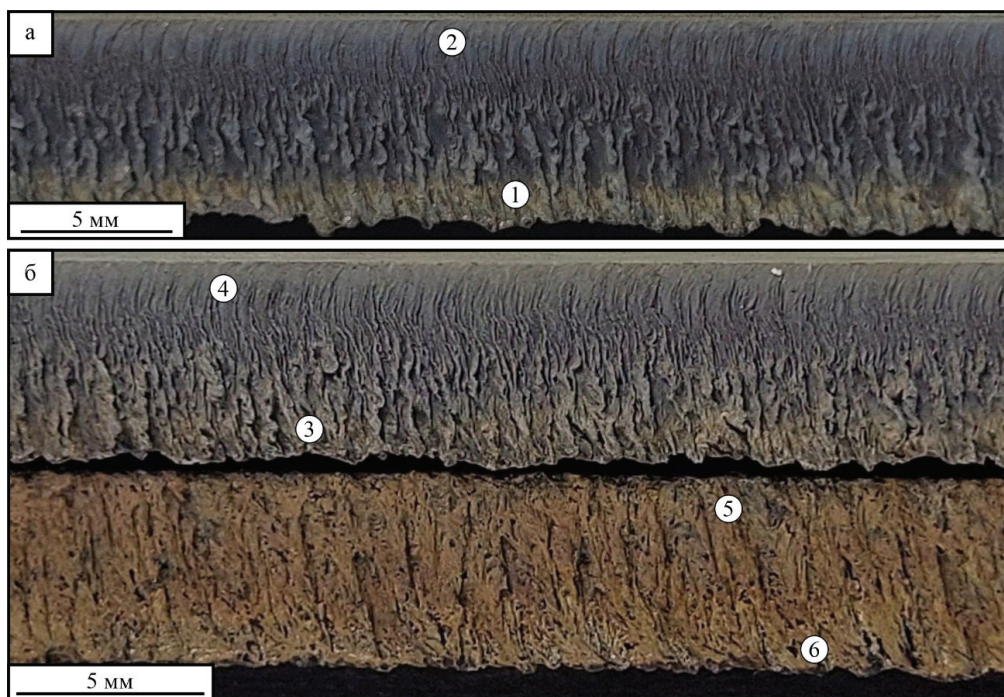


Рис. 2. Внешний вид поверхности реза образцов титанового сплава ОТ4-1:

a, б – две пластины толщиной 5 мм; 1 – нижняя часть поверхности реза; 2 – верхняя часть поверхности реза; 3 – нижняя часть поверхности реза верхней пластины; 4 – верхняя часть поверхности реза верхней пластины; 5 – верхняя часть поверхности реза нижней пластины; 6 – нижняя часть поверхности реза нижней пластины

Fig. 2. Appearance of the cut face of the titanium alloy samples:

a – the plate is 5 mm thick; *б* – two plates are 5 mm thick; 1 – bottom of the cut face; 2 – top of the cut face; 3 – bottom of the cut face of upper plate; 4 – top of the cut face of upper plate; 5 – top of the cut face of lower plate; 6 – bottom of the cut face of lower plate

жет быть связано с различными особенностями вытеснения расплавленного металла струей газа из зоны реза.

В верхней части образцов высота выступов над поверхностью реза составляет в среднем 70...75 мкм, в то время как в нижней части она составляет более 245...275 мкм в зависимости от режима резки (наименьшие значения характерны для режима со скоростью резки 2000 мм/мин, см. табл. 1). Образованы данные выступы потоками расплавленного металла, выдуваемого струей газа из зоны реза, быстро затвердевающими при отводе плазматрона от точки реза. Как видно из оптических фотографий и из результатов лазерной сканирующей микроскопии, выступы в верхней части реза, помимо меньшего размера, можно охарактеризовать меньшим по сравнению с выступами в нижней части образца расстоянием между ними. На поверхности как в верхней, так и в нижней части образца можно видеть достаточно явные признаки окисления

(рис. 2, *a*), несмотря на применение в процессе резки защитного газа. В нижней части реза можно выделить неравномерность кромки, которая образуется при резке в результате вытеснения металла из области реза, и его кристаллизацию с образованием небольшого наплыва.

При плазменной резке образцов титанового сплава ОТ4-1 толщиной 10 мм вследствие увеличенной толщины материала и сложенных внахлест листов вытеснение расплавленного металла из зоны резки было затруднено. По этой причине различие в особенностях строения верхней и нижней части реза становится ещё более существенным. На рис. 2, *б* представлены изображения поверхности верхней и нижней пластины после резки по режиму № 1 (см. табл. 1).

Поверхность верхней пластины после резки достаточно близка к наблюдаемой ранее на образцах толщиной 5 мм. В верхней части верхней пластины высота неровностей над поверхностью реза составляет не более 110...150 мкм,

в то время как внизу пластины она может достигать до 205...215 мкм и более. Существенно большие величины неровностей и неоднородность строения поверхности характерны для нижней пластины. В верхней части нижней пластины величина неровностей составляет до 200...305 мкм, а в нижней части до 330...680 мкм. Наименьшая величина выступов и впадин характерна для образцов, полученных по режиму № 1. Периодичность формирующихся выступов на поверхности пластин изменяется от верхней части к нижней. Наименьшее расстояние между выступами можно отметить в верхней части верхней пластины. Далее в направлении к нижней части реза происходит увеличение расстояния между неровностями и достигает максимума в нижней пластине. Несмотря на наибольшую величину неровностей на поверхности реза в нижней пластине, в ней формируется рез с наиболее однородным распределением выступов и впадин на поверхности. В нижней пластине рез практически не изменяется по высоте или по длине пластины. Направление сформированных выступов на поверхности нижней пластины также не изменяется, в то время как в верхней пластине оно существенно изменяется от верхней к нижней части. На поверхности и верхней, и нижней пластины можно выделить следы окисления материала при резке (рис. 2, б). Причем окисление, судя по внешнему виду поверхности, происходит в различной степени у верхней и нижней пластины. В нижней части отмечается формирование небольших наплывов в обеих пласти-

нах, но в нижней пластине наплыв формируется существенно меньшего размера, и нижний край реза в данном случае более равномерен по длине пластины.

Подбор параметров режимов плазменной резки алюминиевого сплава Д16Т толщиной 12 мм производился с использованием параметров, приведенных в табл. 1. Низкая скорость резки (режим № 3) образцов сплава Д16Т толщиной 12 мм обуславливает низкое качество поверхности реза (рис. 3, а). В данном случае имеются резкие отличия между верхней и нижней зоной реза с наличием мелких и квазипериодических элементов рельефа в верхней части и крупных элементов в нижней. При большей скорости резки (режим № 4) достигается достаточно однородная поверхность реза (рис. 3, б). Величина неровностей над поверхностью реза составила 50...150 мкм в верхней части реза и 80...260 мкм в нижней части. Наименьшие неровности характерны для образцов, полученных по режиму № 4. На поверхности реза также не выделено ярко выраженных окислов или каких-либо включений иного характера.

При плазменной резке образцов алюминиевого сплава Д16Т толщиной 40 мм был выявлен ряд особенностей. В данном случае большое значение имеет прогрев материала зоны реза, в результате чего на начальном участке реза практически у всех образцов происходит отклонение расположения оси реза от заданного значения (рис. 4). На поверхности реза присутствует большое количество элементов рельефа с

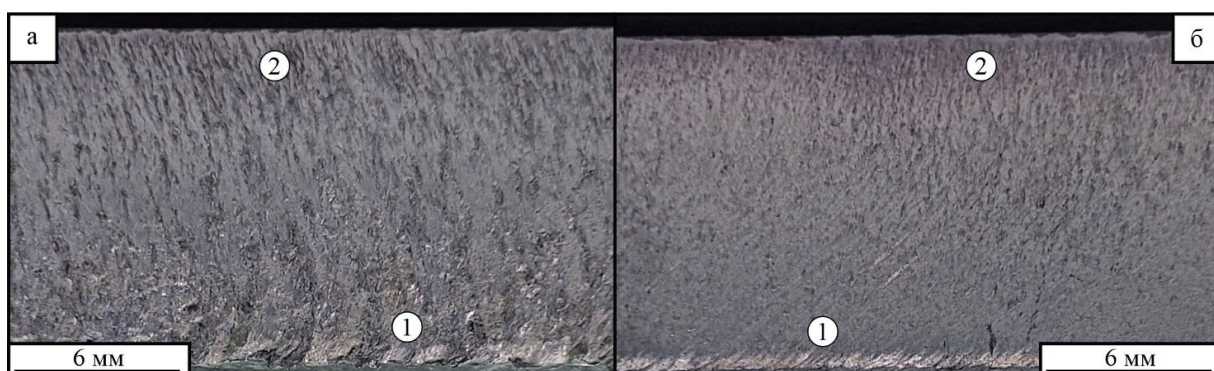


Рис. 3. Внешний вид поверхностей реза образцов сплава Д16Т толщиной 12 мм:

а – образец после резки в неоптимальном режиме; б – образец после резки в оптимальном режиме;
1 – нижняя часть поверхности реза; 2 – верхняя часть поверхности реза

Fig. 3. Cut faces appearance of specimens of aluminum alloy with a thickness of 12 mm:

а – specimen after cutting in non-optimal mode; б – specimen after cutting in optimal mode; 1 – bottom of the cut face; 2 – top of the cut face

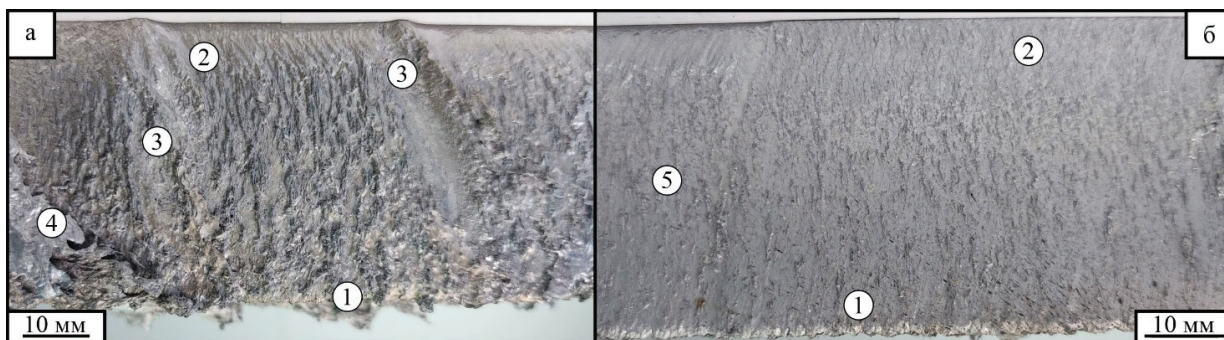


Рис. 4. Внешний вид поверхностей реза образцов сплава Д16Т толщиной 40 мм:

a – образец после резки в неоптимальном режиме; *б* – образец после резки в оптимальном режиме; 1 – нижняя часть поверхности реза; 2 – верхняя часть поверхности реза; 3 – макродефекты поверхности реза; 4, 5 – дефекты в начальной части поверхности реза

Fig. 4. Cut faces appearance of specimens of aluminum alloy with a thickness of 40 mm:

a – specimen after cutting in non-optimal mode; *б* – specimen after cutting in optimal mode; 1 – bottom of the cut face; 2 – top of the cut face; 3 – macrodefects of the cut face; 4, 5 – defects in the initial part of the cut face

их периодическим расположением в верхней и менее упорядоченным в нижней части образца. В нижней части зоны реза отмечается небольшое количество металла, формирующего локальные участки наплывов, что показывает лучшее вытеснение расплавленного металла из полости реза. Для образцов, полученных по неоптимальным режимам, характерны существенные неоднородности поверхности реза, в том числе макроскопической величины (режим № 9, рис. 4, *a*). Для образцов, полученных по более оптимальным режимам, характерно более равномерное строение поверхности реза (режим № 7, рис. 4, *б*). Величина выступов над поверхностью реза составляет 200...470 мкм в верхней части образца и 230...600 мкм – в нижней.

При плазменной резке образцов меди марки М1 наблюдается образование наиболее крупных наплывов в нижней части реза (рис. 5). Это обусловлено высокой теплопроводностью меди и свидетельствует о том, что расплавленный металл, вытесняемый струей газа из полости реза, затвердевал с достаточно высокой скоростью. Во многих участках реза наплывы практически отсутствуют, но корректировкой параметров режима резки не удалось добиться их полного отсутствия. Величина неровностей на поверхности реза составляет 25...80 мкм в верхней части и 65...200 мкм в нижней части реза. Наименьшие значения высот неровностей характерны для образцов, полученных по режиму № 5.

Исследованиями структуры образцов сплава ОТ4-1 толщиной 5 мм в поперечном сече-

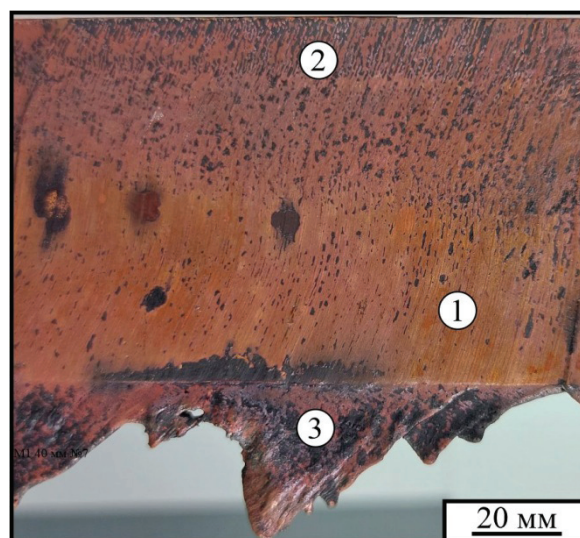


Рис. 5. Внешний вид поверхности реза образцов меди марки М1 толщиной 40 мм:

1 – нижняя часть реза; 2 – верхняя часть реза; 3 – наплыв

Fig. 5. Cut faces appearance of specimens of copper with a thickness of 40 mm:

1 – bottom of the cut face; 2 – top of the cut face; 3 – a flowed metal

нии относительно плоскости реза выявлено, что в образцах происходит достаточно существенное искажение макрогеометрии реза, особенно в верхней части образца (рис. 6, *a, б*). Кроме того, существенно различается размер зоны термического влияния (рис. 6, *б, в*), составляющий 415...520 мкм в верхней части реза и 800...1820 мкм в нижней части. Меньшие значения характерны для режима № 2. Внизу зоны реза четко выделяется

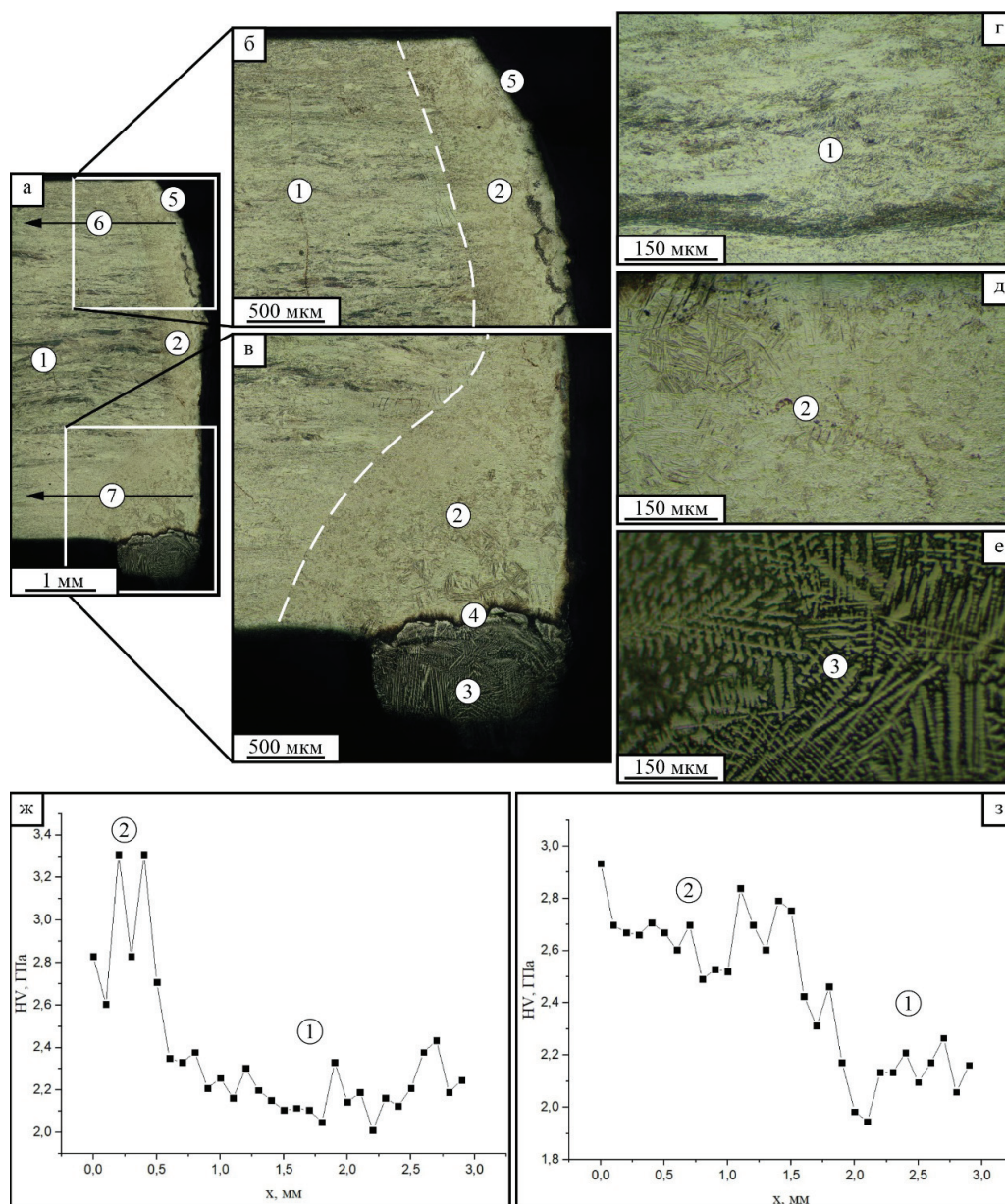


Рис. 6. Макро- и микроструктура типичного образца сплава ОТ4-1 толщиной 5 мм после плазменной резки:

а – макроструктура; б, в – увеличенные изображения верхней и нижней части зоны реза; г, д, е – микроструктура характерных зон; ж, з – изменение микротвердости; 1 – основного металл; 2 – зона термического влияния; 3 – зона переплава; 4 – граница между зонами; 5 – нарушение макрогеометрии; 6, 7 – области измерения микротвердости

Fig. 6. Macro- and microstructure of typical specimen of titanium alloy with a thickness of 5 mm after plasma cutting:

а – macrostructure; б, в – enlarged images of the upper and lower parts of cut zone; г, д, е – microstructure of specific zones; ж, з – microhardness variation; 1 – base metal; 2 – heat-affected zone; 3 – melting zone; 4 – zone boundary; 5 – macrogeometry failure; 6, 7 – areas of microhardness testing

наличие наплывов с дендритной структурой (рис. 6, в). Это обусловлено вытеснением расплавленного металла из зоны реза, его стеканием в нижнюю часть реза и затвердеванием в ней в виде наплыва.

Исследования закономерностей организации структуры при большем увеличении показывают, что структурные изменения при резке по различным режимам являются типичными для сплавов данного типа. В зоне основного металла

(рис. 6, *з*) характерно типичное строение с вытянутыми в направлении прокатки зернами.

В зоне термического влияния происходит нагрев выше температуры полиморфного превращения и последующая закалка с образованием игольчатой структуры, близкой для всех трех режимов резки (рис. 6, *д*). Зона плавления металла, преимущественно находящаяся в области наплывов, представлена дендритной структурой (рис. 6, *е*), сформированной при достаточно быстрой кристаллизации из жидкого состояния, что приводит к формированию достаточно мелких дендритов. Описанные изменения структуры в зоне реза неминуемо приводят к изменениям механических свойств материала, что может быть недопустимо в различных условиях. Для исследований изменений механических свойств поверхности реза далее в работе были проведены измерения микротвердости приповерхностной зоны. Результаты измерения микротвердости в образцах показывают, что в зоне термического влияния происходит увеличение микротвердости материала (рис. 6, *ж, з*) как в верхней, так и в нижней части образца. На расстоянии до 2000 мкм от поверхности реза значения микротвердости находятся на уровне, близком к основному металлу. В целом все три выбранных режима достаточно хорошо подходят для получения изделий методом плазменной резки. С точки зрения наименьших значений припуска на последующую обработку более оптимальным можно считать режим № 2, характеризующийся средней скоростью резки и наименьшей глубиной зоны термического влияния (до 880 мкм). Следует отметить, что при резке титанового сплава происходит закалка металла в зоне термического влияния с увеличением микротвердости, что может снизить обрабатываемость материала при последующей фрезеровке кромок.

Структура области реза образцов титанового сплава ОТ4-1 из двух пластин толщиной 5 мм, сложенных в пакет, достаточно близка к описанной ранее (рис. 7, *а*). В верхней части верхней пластины наблюдается существенное искажение макрогеометрии, а зона термического влияния увеличивается к нижней части обеих пластин (рис. 7, *а–д*). В то же время для нижней пластины характерна достаточно равномерная форма края реза. При этом на поверхности реза верхней пластины присутствует лишь небольшое ко-

личество переплавленного материала, в то время как на поверхности реза нижней пластины может присутствовать значительный по толщине слой с дендритной структурой (рис. 7, *а, з, д*). Величина зоны термического влияния в верхней части верхней пластины составляет 550...700 мкм, в нижней части 1150...1300 мкм, в верхней части нижней пластины 800...950 мкм, в её нижней части 1900...2300 мкм. Наименьшие величины зоны термического влияния характерны для режима резки № 1. Металл оплавленной зоны достаточно неравномерно распределен по поверхности реза. Между оплавленным металлом и основой образца происходит образование дефектов в виде пор или несплошностей. Данные участки подлежат удалению при последующей механической обработке материала. Организация структуры внутри типичных структурных зон образцов аналогична наблюдаемой при резке образцов толщиной 5 мм. Измерения микротвердости (рис. 7, *е–и*) также показывают, что в приграничной области происходит резкое увеличение микротвердости материала по сравнению с основным металлом. Исследования показывают достаточно высокую степень применимости всех трех режимов плазменной резки образцов общей толщиной 10 мм аналогично резке образцов толщиной 5 мм. Наиболее оптимальным является режим № 1, поскольку он характеризуется меньшей глубиной зоны термического влияния.

Структурные изменения в зоне плазменной резки образцов сплава Д16Т толщиной 12 мм отличаются от описанных ранее для титанового сплава (рис. 8). Для всех исследованных образцов характерно наличие зоны плавления металла, зоны термического влияния и основного металла с неизменной структурой. Для большинства образцов можно выделить нарушения макрогеометрии и образование наплывов из переплавленного в полости реза материала, скопившегося в нижней части реза.

Зона термического влияния в образцах представлена практически недеформированной структурой основного металла с повышенной относительно него травимостью (рис. 8, *а–в*). Величина зоны термического влияния составляет порядка 100...200 мкм в верхней части и 600...2000 мкм в нижней, с наименьшими значениями для режима № 2. Для всех образцов характерно идентичное строение в исходном

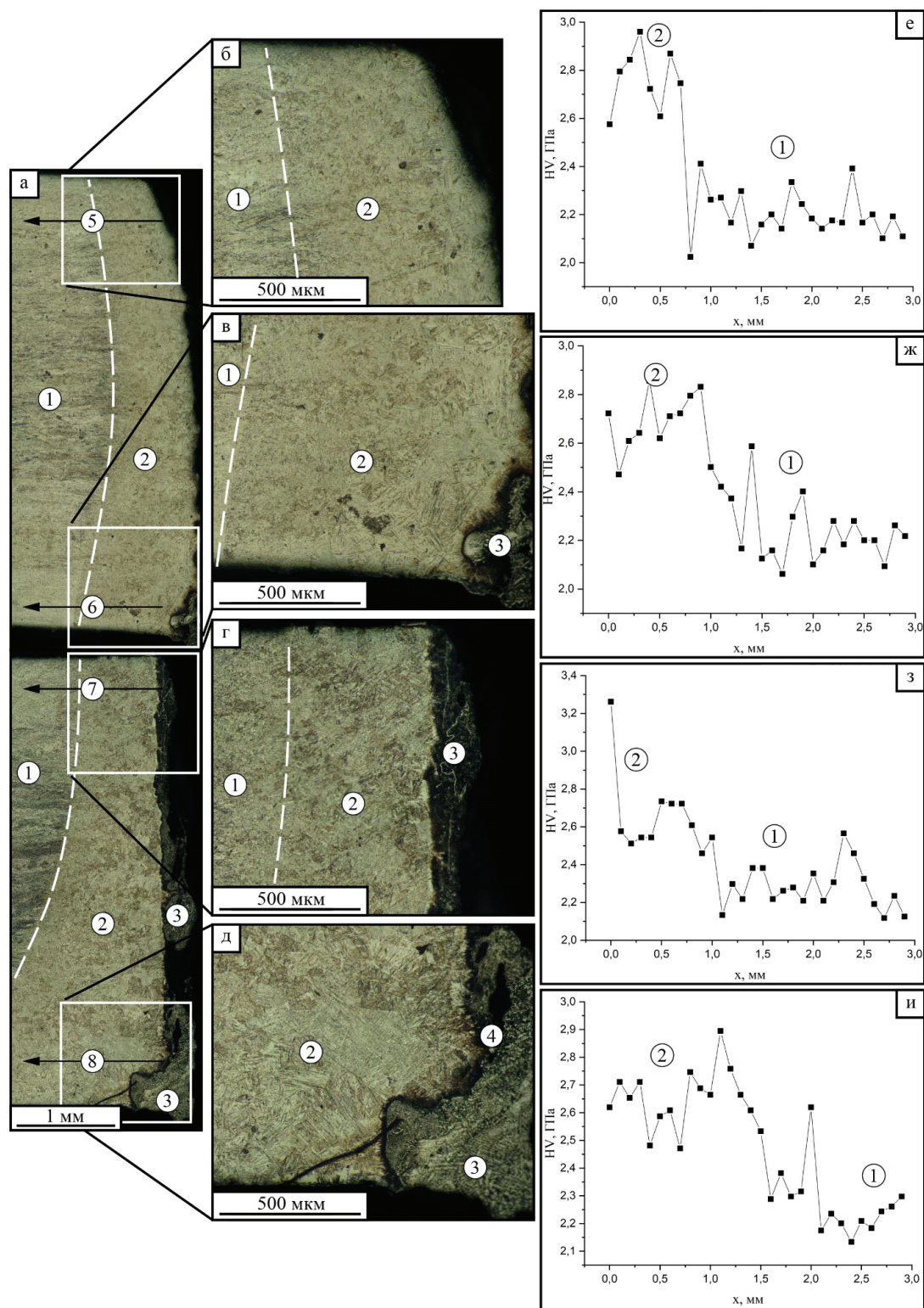


Рис. 7. Макро- и микроструктура типичного образца пакета из двух листов сплава ОТ4-1 толщиной 5 мм после плазменной резки:

а – макроструктура; б, в, г, д – увеличенные изображения верхней и нижней части; е, ж, з, и – изменение микротвердости; 1 – основной металл; 2 – зона термического влияния; 3 – зона переплава; 4 – граница между зонами; 5–8 – области измерения микротвердости

Fig. 7. Macro- and microstructure of typical package specimen of two sheets of titanium alloy with a thickness of 5 mm after plasma cutting:

а – macrostructure; б, в, г, д – microstructure of specific zones; е, ж, з, и – microhardness variation; 1 – base metal; 2 – heat-affected zone; 3 – melting zone; 4 – zone boundary; 5–8 – areas of microhardness testing

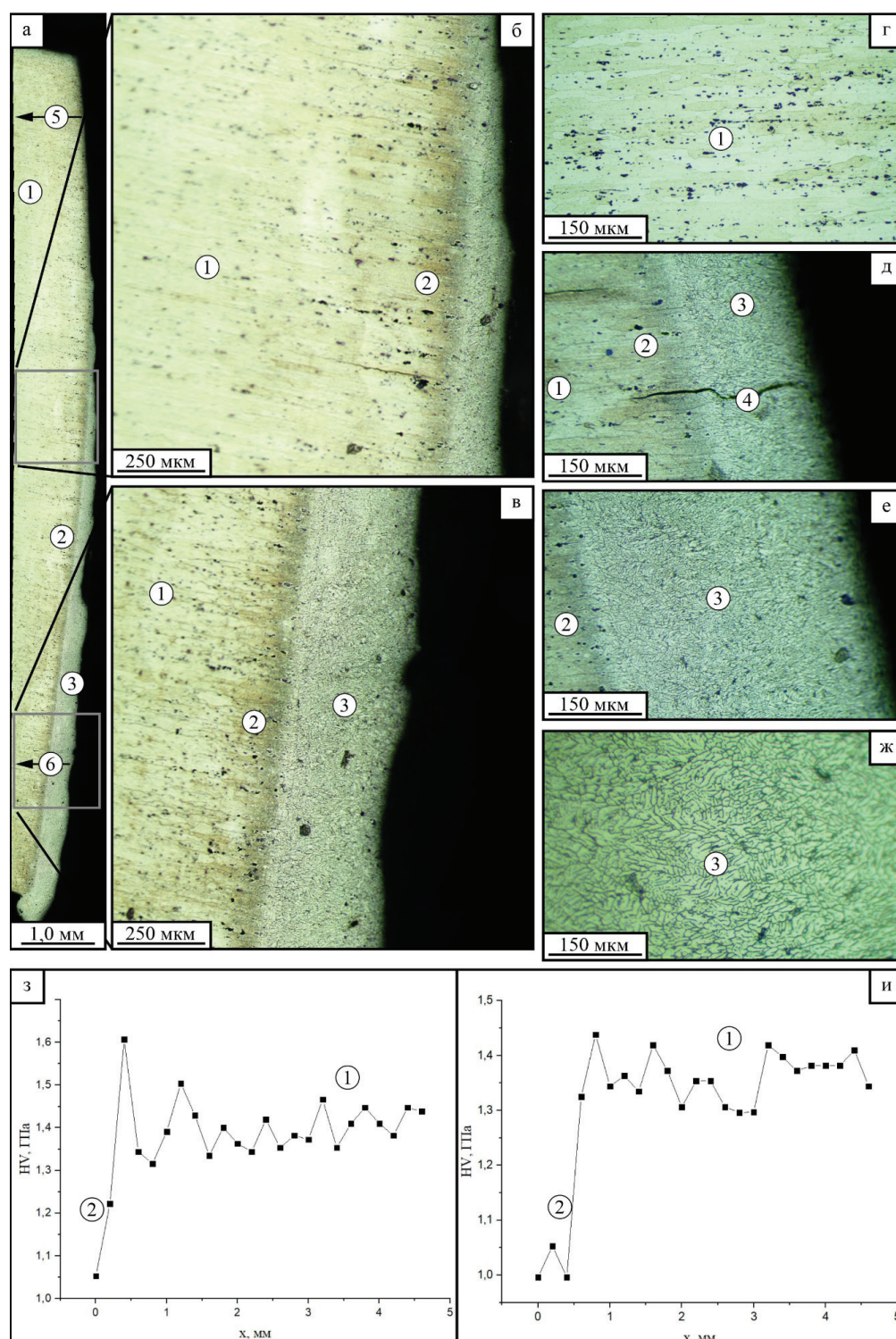


Рис. 8. Макро- и микроструктура типичного образца сплава Д16Т толщиной 12 мм после плазменной резки:

а – макроструктура; б, в – увеличенные изображения верхней и нижней части зоны реза; г, д, е, ж – микроструктура характерных зон; з, и – изменение микротвердости; 1 – основной металл; 2 – зона термического влияния; 3 – зона переплава; 4 – трещина; 5, 6 – области измерения микротвердости

Fig. 8. Macro- and microstructure of typical specimen of aluminum alloy with a thickness of 12 mm after plasma cutting:

а – macrostructure; б, в – enlarged images of the upper and lower parts of cut zone; г, д, е, ж – microstructure of specific zones; з, и – microhardness variation; 1 – base metal; 2 – heat-affected zone; 3 – melting zone; 4 – zone boundary; 5, 6 – areas of microhardness testing

состоянии (рис. 8, *з*). В зоне плавления формируется типичная структура с дендритным строением, образующаяся при стекании расплавленного металла вниз по поверхности реза (рис. 8, *д–ж*). За счет высокой скорости кристаллизации металла на поверхности реза происходит образование мелкодендритной структуры и дефектов в виде трещин (рис. 8, *д*).

Изменения механических свойств в зоне резки были прослежены на образцах путем измерения микротвердости (рис. 8, *з, и*). Средняя величина микротвердости основного металла образцов составляет от 1,35 до 1,45 ГПа. В зоне термического влияния и зоне плавления происходит резкое падение микротвердости до величин 0,95...1,2 ГПа, что показывает достаточно существенное падение механических свойств в данных зонах. Граница между зоной термического влияния и зоной основного металла в верхней части образца является более резкой, чем в нижней.

Макроструктура образцов сплава Д16Т толщиной 40 мм, полученных по различным режимам плазменной резки, несколько отличается от описанной выше (рис. 9, *а–в*). Размер зоны термического влияния существенно выше и составляет 12...15 мм для большинства режимов резки. Наименьшие значения размера зоны термического влияния характерны для режима № 8, для которого величина зоны термического влияния составляет 4,0 мм в верхней части реза и 8,0 мм в нижней. Для данных образцов большое значение имеет отклонение геометрии реза в верхней части, составляющее от 0,7 до 5,2 мм.

Исследования структуры образцов при большем увеличении показывают, что строение материала в различных участках зоны реза представлено структурами, достаточно близкими к выявленным для образцов толщиной 12 мм (рис. 9, *з–е*). В зоне плавления структура представлена дендритным строением с большим количеством пор и несплошностей. Зона термического влияния отмечается повышенной травимостью по сравнению с основным металлом, она может дополнительно разделяться на две части, различные по степени травления.

При исходном значении микротвердости материала в 1,25...1,35 ГПа в зоне термического влияния возможно снижение микротвердости до

величин порядка 0,85...1,15 ГПа (рис. 9, *ж, з*). По изменениям микротвердости зона термического влияния также разделяется на две обособленные части.

При резке образцов меди марки М1 толщиной 40 мм обнаружено, что несмотря на большую толщину листового проката размер зоны термического влияния в образцах находится на достаточно низком уровне (рис. 10, *а–в*). Величина отклонения макрогеометрии реза образцов составляет не более 0,7 мм. Размер зоны плавления составляет до 0,15 мм. Визуально по металлографическим шлифам зона термического влияния практически не выделяется. Зеренная структура в ней аналогична строению основного металла (рис. 10, *б–г*). В зоне плавления в большом количестве присутствуют поры, несплошности и расслоения (рис. 10, *д, е*). Зона термического влияния была обнаружена только при анализе изменений микротвердости материала в зоне реза (рис. 10, *ж, з*). Величина зоны термического влияния составляет от 0,5 до 3,0 мм в зависимости от режима. Наименьшее значение характерно для режима № 7, который можно считать оптимальным с точки зрения припуска на последующую обработку.

Заключение

Исследования показывают, что для резки сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 при толщине до 12 мм можно в широком диапазоне регулировать скорость резки, в то время как для проката меди М1 и сплава Д16Т толщиной 40 мм диапазон регулирования скорости резки достаточно узок. Интенсивный теплоотвод медного проката позволяет получать рез с минимальными значениями зоны частичного или полного переплава металла, хотя и возможно получение в зоне реза достаточно крупных наплывов, состоящих из переплавленного металла, вытесняемого из зоны реза. Исследования процессов резки алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 позволили выявить глубину термического влияния резки, изменяющуюся от верхней к нижней части реза. В то же время для сплава Д16Т по причине избыточного выпадения легирующих элементов из твердого раствора в зоне термического влияния отмечалось падение микротвердости, для сплава ОТ4-1 характерным

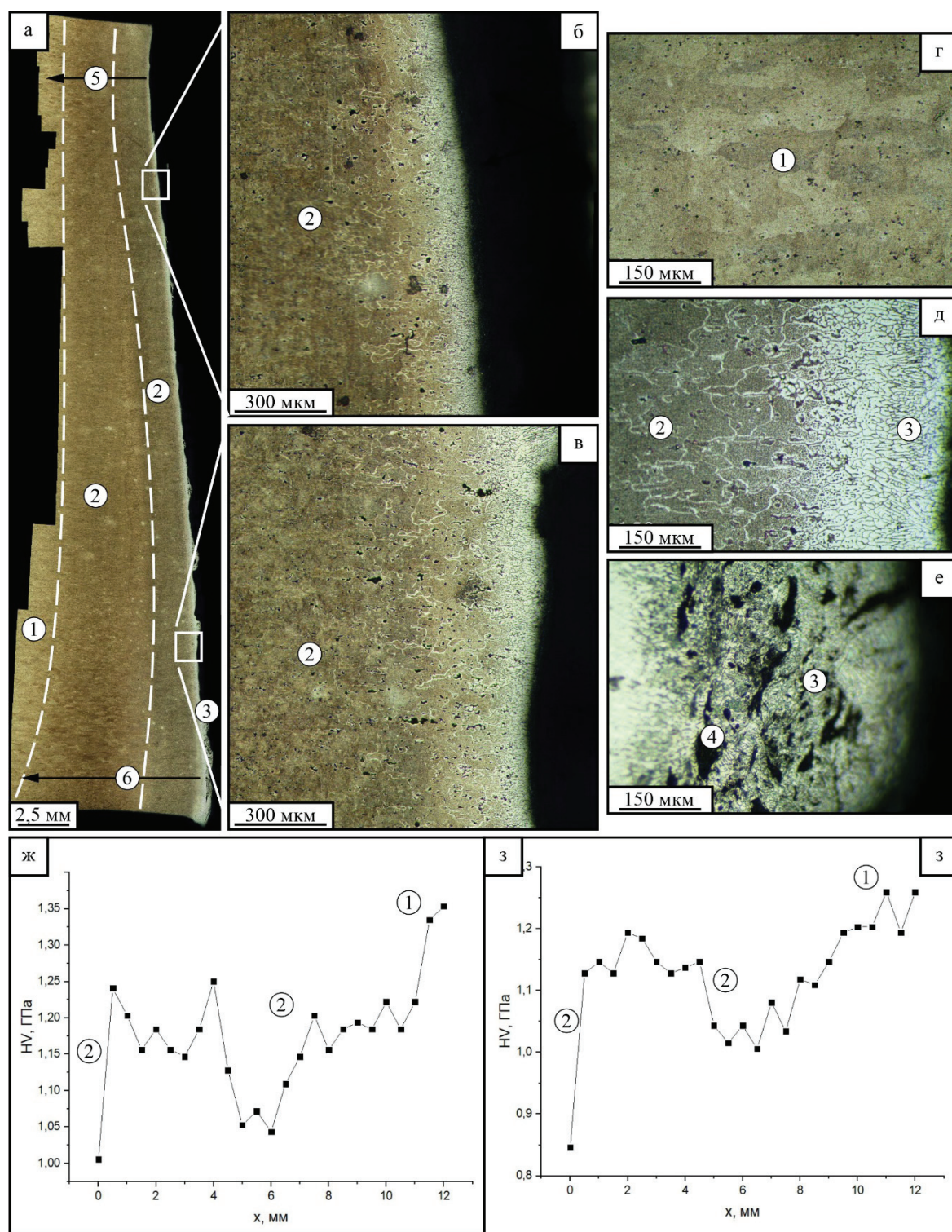


Рис. 9. Макро- и микроструктура типичного образца сплава Д16Т толщиной 40 мм после плазменной резки:

а – макроструктура; б, в – увеличенные изображения верхней и нижней части зоны реза; г, д, е – микроструктура характерных зон; ж, з – изменение микротвердости; 1 – основной металл; 2 – зона термического влияния; 3 – зона переплава; 4 – дефекты; 5, 6 – области измерения микротвердости

Fig. 9. Macro- and microstructure of typical specimen of aluminum alloy with a thickness of 40 mm after plasma cutting:

а – macrostructure; б, в – enlarged images of the upper and lower parts of cut zone; г, д, е – microstructure of specific zones; ж, з – microhardness variation; 1 – base metal; 2 – heat-affected zone; 3 – melting zone; 4 – defects; 5, 6 – areas of microhardness testing

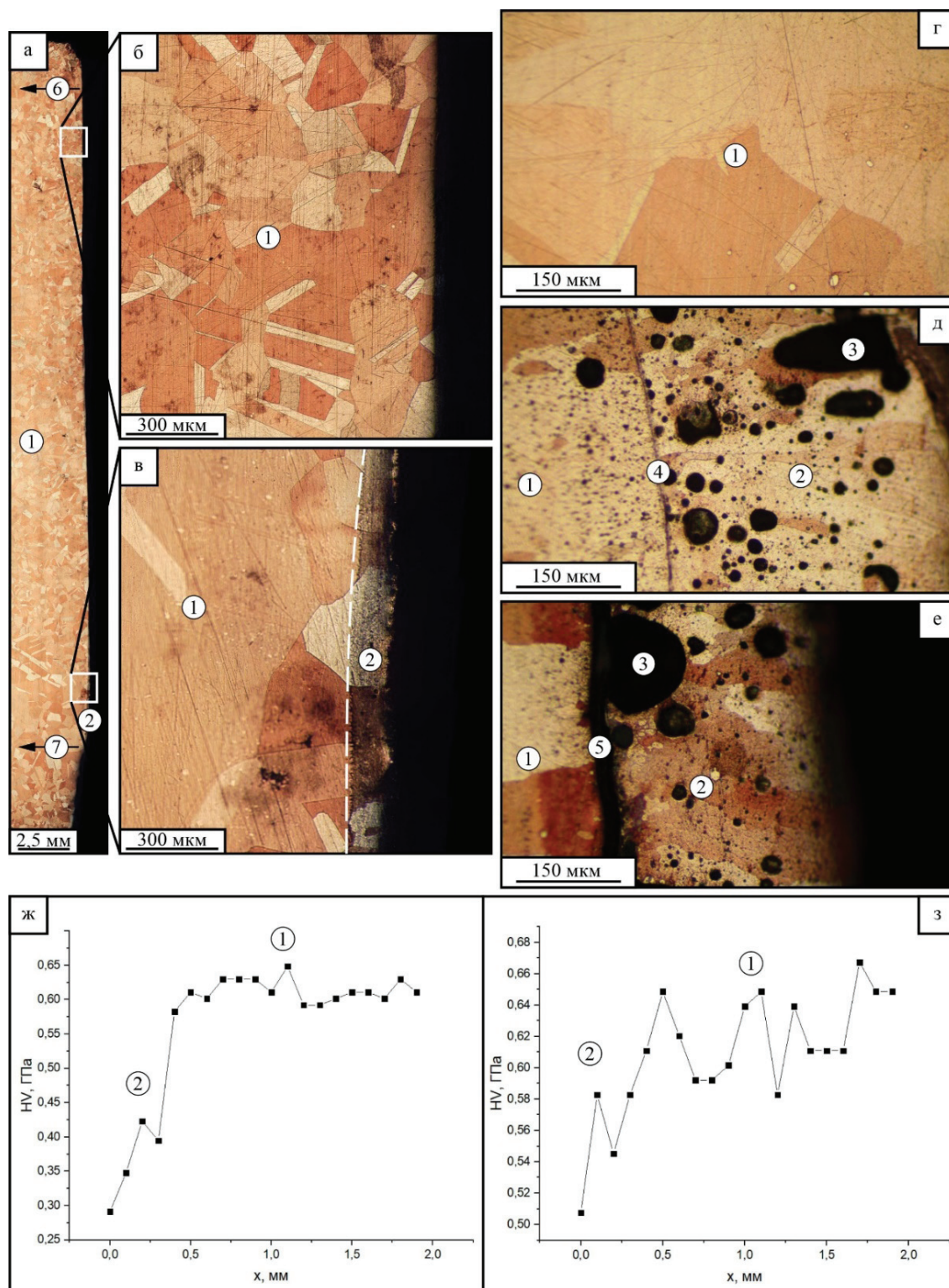


Рис. 10. Макро- и микроструктура типичного образца меди марки М1 толщиной 40 мм после плазменной резки:

а – макроструктура; б, в – увеличенные изображения верхней и нижней части; г, д, е – микроструктура характерных зон; ж, з – изменение микротвердости; 1 – основной металл; 2 – зона переплава; 3 – поры; 4, 5 – расслоение; 6, 7 – области измерения микротвердости

Fig. 10. Macro- and microstructure of typical specimen of copper with a thickness of 40 mm after plasma cutting:

а – macrostructure; б, в – enlarged images of the upper and lower parts of cut zone; г, д, е – microstructure of specific zones; ж, з – microhardness variation; 1 – base metal; 2 – heat-affected zone; 3 – pores; 4, 5 – lamination; 6, 7 – areas of microhardness testing

являлся рост микротвердости, обусловленный закалкой материала.

Анализ морфологии поверхности реза, макро- и микроструктуры материала в области реза, а также исследование изменений микротвердости позволили определить наиболее оптимальное сочетание параметров режима резки для получения наиболее качественного реза. Изменение параметров режима резки позволяет получать более однородную макрогеометрию поверхности реза, меньшую глубину зоны переплава материала и зоны термического влияния и меньшие изменения механических

свойств материала в зоне реза. Для сплава ОТ4-1 практически все использованные режимы резки являлись близкими к оптимальным, хотя некоторые из них обеспечивают несколько лучшее качество реза (режим № 2 – при резке листов толщиной 5 мм и режим № 1 – при резке образцов толщиной 10 мм). Для сплава Д16Т толщиной 12 мм лучшим режимом являлся режим № 2, а при толщине 40 мм – режим № 8. При резке меди марки М1 толщиной 40 мм лучшее качество реза достигалось при режиме № 7. Полученные результаты сведены в табл. 2.

Таблица 2

Table 2

Изменение показателей качества реза в зависимости от режимов плазменной резки

Change in cut quality indicators depending on plasma cutting modes

Сплав / Alloy	S, мм / S, mm	Номер режима / Mode No.	Величина микронеровностей, мкм / Roughnesses, μm	Величина искажений макрогеометрии, мм / Macrogeometry distortion, mm	Глубина зоны термического влияния, мм** / Depth of the heat-affected zone, mm**
ОТ4-1	5	1	75...275	0,5...0,6	0,5...1,8
ОТ4-1	5	2*	65...210	0,5...0,6	0,4...0,9
ОТ4-1	5	3	70...245	0,4...0,6	0,5...1,5
ОТ4-1	10	1*	150...330	0,6...1,9	0,3...0,4
ОТ4-1	10	2	110...450	0,6...2,3	0,3...0,4
ОТ4-1	10	3	110...680	0,7...1,9	0,4...0,6
Д16Т	12	1	50...80	1,3...1,5	0,5...0,8
Д16Т	12	2*	130...150	0,4...0,5	0,5...0,9
Д16Т	12	3	100...260	1,3...1,4	0,3...0,8
Д16Т	12	4	50...80	2,0...2,3	0,4...0,9
Д16Т	12	5	55...240	3,1...3,2	1,6...3,5
Д16Т	40	1	210...510	0,9...1,0	12,6...15,6
Д16Т	40	2	205...230	2,5...2,6	12,7...15,7
Д16Т	40	3	350...460	2,7...2,9	1,7...15,7
Д16Т	40	4	260...300	4,5...5,0	12,3...15,3
Д16Т	40	5	200...470	0,6...0,7	12,5...12,75
Д16Т	40	6	330...600	0,9...1,1	4,0...15,0
Д16Т	40	7	320...550	5,0...5,2	5,0...15,0
Д16Т	40	8*	470...570	2,8...3,0	4,5...8,5
Д16Т	40	9	470...570	1,3...1,5	12,0...13,0
Д16Т	40	10	125...520	1,1...1,3	13...16
М1	40	1	–	–	1,3...1,5
М1	40	2	–	–	0,8...0,9
М1	40	3	–	–	0,65...0,75
М1	40	4	80...180	1,2...1,4	2,8...3,0
М1	40	5	25...75	0,5...0,7	1,9...2,0
М1	40	6	7...65	1,0...1,2	2,7...3,0
М1	40	7*	45...200	0,9...1,0	1,8...1,9

* Наиболее оптимальные режимы плазменной резки

** В данном случае включается глубина зоны термического влияния и зоны плавления

По результатам работы можно сделать вывод, что плазменная резка на токах обратной полярности является эффективной для резки проката больших толщин, однако методика требует дальнейшей отработки с целью повышения качества получаемого реза. В дальнейших работах планируется проведение сравнительных исследований в области плазменной резки листового проката больших толщин с использованием плазмотронов с прямой и обратной полярностью.

Список литературы

1. *Akkurt A.* The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy // *Engineering Science and Technology, an International Journal.* – 2015. – Vol. 18, iss. 3. – P. 303–308. – DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.004.
2. *Ilii S.M., Coteata M.* Plasma arc cutting cost // *International Journal of Material Forming.* – 2009. – Vol. 2. – P. 689–692. – DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.
3. Optimization of surface roughness in plasma arc cutting of AISID2 steel using TLBO / P. Patel, B. Nakum, K. Abhishek, V. Rakesh Kumar, A. Kumar // *Materials Today: Proceedings.* – 2018. – Vol. 5, iss. 9 (3). – P. 18927–18932. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.242.
4. Experimental study of the features of the kerf generated by a 200A high tolerance plasma arc cutting system / R. Bini, B.M. Colosimo, A.E. Kutlu, M. Monno // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2008. – Vol. 196, iss. 1–3. – P. 345–355. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.061.
5. *Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K.* Fine plasma cutting of advanced aerospace materials // *Journal of Materials Processing Technology.* – 1995. – Vol. 48, iss. 1–4. – P. 825–831. – DOI: 10.1016/0924-0136(94)01727-I.
6. Modeling of surface roughness in plasma jet cutting process of thick structural steel / I. Peko, B. Nedic, A. Djordjevic, D. Dzunic, M. Janković, I. Veza // *Tribology in Industry.* – 2016. – Vol. 38, № 4. – P. 522–529.
7. Characterization of heat affected zones produced by thermal cutting processes by means of Small Punch tests / D. Andrés, T. García, S. Cicero, R. Lacalle, J.A. Álvarez, A. Martín-Meizoso, J. Aldazabal, A. Bannister, A. Klimpel // *Materials Characterization.* – 2016. – Vol. 119. – P. 55–64. – DOI: 10.1016/j.matchar.2016.07.017.
8. *Gariboldi E., Previtali B.* High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2005. – Vol. 160, iss. 1. – P. 77–89. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.
9. *Nandan Sharma D., Ram Kumar J.* Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method // *Materials Today: Proceedings.* – 2020. – Vol. 32, pt. 3. – P. 354–357. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.
10. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining / M. Gostimirović, D. Rodic, M. Sekulić, A. Aleksic // *Advanced Technologies and Materials.* – 2020. – Vol. 45, N 1. – P. 1–8. – DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.
11. Plasma arc cutting dimensional accuracy optimization employing the parameter design approach / J. Kechagias, M. Petousis, N. Vidakis, N. Mastorakis // *ITM Web of Conferences.* – 2017. – Vol. 9. – P. 03004. – DOI: 10.1051/itmconf/20170903004.
12. *Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q.* Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: a review // *Jurnal Kejuruteraan.* – 2018. – Vol. 30. – P. 7–16. – DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.
13. *Kudrna L., Fries J., Merta M.* Influences on plasma cutting quality on CNC machine // *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering.* – 2019. – Vol. 2. – P. 108–117. – DOI: 10.2478/mape-2019-0011.
14. Влияние конструктивных особенностей плазмотрона на качество реза при прецизионной воздушно-плазменной разделке металла / С.В. Анахов, Б.Н. Гузанов, А.В. Матушкин, Н.Б. Пугачева, Ю.А. Пыкин // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2020. – Т. 63, № 2. – С. 155–162. – DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162.
15. Modeling and optimization of cut quality responses in plasma jet cutting of aluminium alloy EN AW-5083 / I. Peko, D. Marić, B. Nedić, I. Samardžić // *Materials.* – 2021. – Vol. 14, iss. 19. – P. 5559. – DOI: 10.3390/ma14195559.
16. *Salonitis K., Vatousianos S.* Experimental Investigation of the Plasma Arc Cutting Process // *Procedia CIRP.* – 2012. – Vol. 3. – P. 287–292. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.050.
17. *Suresh A., Diwakar G.* Optimization of process parameters in plasma arc cutting for TWIP steel plates // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – Vol. 38, pt. 5. – P. 2417–2424. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.383.
18. *Nemchinsky V.* Erosion of thermionic cathodes in welding and plasma arc cutting systems // *IEEE Transactions on Plasma Science.* – 2014. – Vol. 42, N 1. – P. 199–215. – DOI: 10.1109/TPS.2013.2287794.
19. *Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu.* Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch // *Journal of Physics: Conference Series.* – 2021. – Vol. 2094. – P. 042075. – DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.
20. *Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M.* Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma

torch // Welding International. – 2002. – Vol. 16 (6). – P. 485–487. – DOI: 10.1080/09507110209549563.

21. Особенности теплопередачи в изделие при работе плазмотрона на токе обратной полярности / Ю.Д. Щицын, Д.С. Белинин, П.С. Кучев, С.Д. Неулыбин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т. 16, № 2. – С. 42–50. – DOI: 10.15593/.v16i2.3275.

22. Исследование работы анодов дуговых плазмотронов для работы на обратной полярности тока / Ю.Д. Щицын, В.Ю. Щицын, С.Д. Неулыбин, Р.Г. Никулин, С.Г. Никулина, К.П. Карунакаран // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 60–67. – DOI: 10.15593/2224-9877/2020.3.08.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Development of plasma cutting technique for C1220 copper, AA2024 aluminum alloy, and Ti-1,5Al-1,0Mn titanium alloy using a plasma torch with reverse polarity

Valery Rubtsov ^{a, *}, Alexander Panfilov ^b, Knyazhev Evgeny ^c, Alexandra Nikolaeva ^d, Andrey Cheremnov ^e,
 Anastasia Gusarova ^f, Vladimir Beloborodov ^g, Chumaevskii Andrey ^h, Ivanov Alexey ⁱ

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, nikolaeva@ispms.tsc.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.tsc.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>, gusarova@ispms.ru,
^g <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>, vabel@ispms.tsc.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com,
ⁱ <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, ivan@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 September 2022
 Revised: 04 October 2022
 Accepted: 03 November 2022
 Available online: 15 December 2022

Keywords:

Plasma cutting
 Titanium alloy Ti-1,5Al-1,0Mn
 Macrostructure
 Copper C1220
 Aluminum alloy AA2024
 Heat-affected zone
 Changes in the mechanical properties of the material
 Disturbance of the macrogeometry of the cut

Funding

The results were obtained in the framework of the Integrated Project "Establishment of production of high-tech equipment for adaptive high-precision plasma heavy cutting of non-ferrous metals for the metallurgical, aerospace and transport industries of the Russian Federation" (Agreement No. 075-11-2022-012 dated April 06, 2022) implemented by the ISPMS SB RAS at the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of Decree of the Government of the Russian Federation No. 218 dated April 09, 2010.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. An important area of research in the field of plasma metal cutting is obtaining a metal cut face characterized by minimal roughness and geometric deviations. It is also important to minimize changes in the structure of the metal under the cutting surface caused by the temperature effects of the plasma jet, including the formation of dross. The solution to the problem of obtaining a quality cut is to optimize the parameters of the cutting process. The plasma arc current and voltage, cutting height and cutting speed are considered to be the main parameters that determine cut quality. However, insufficient attention has been paid to the processes of plasma metal cutting of thicknesses above 20 mm due to the limitations associated with the operation conditions of plasma torches with direct polarity currents. Accordingly, for cutting large thicknesses, the use of a plasma torch operating on currents of reverse polarity seems promising. **The aim of this work** is to develop the technique of plasma cutting of copper, titanium and aluminum alloy sheets up to 40 mm thick using a plasma torch operating on currents of reverse polarity. **Results and discussion.** Investigations show that for cutting aluminum alloy (*Al* 90.9–94.7 %; *Cu* 3.8–4.9 %; *Mg* 1.2–1.8 %; *Mn* 0.3–0.9 %) and titanium alloy (*Ti* 94.33–97.5 %; *Al* 1.5–2.5 %; *Mn* 0.7–2.0 %) it is possible to regulate the cutting speed in a wide range, while for rolled copper (*Cu* ≥ 99.96 %) and aluminum alloy with thickness of 40 mm the range of cutting speed regulation is rather narrow. While for aluminum alloy due to excessive precipitation of alloying elements from the solid solution in the heat-affected zone decrease of microhardness is observed, for titanium alloy the microhardness growth due to material hardening is characteristic. Changing the cutting mode parameters allows receiving more homogeneous macrogeometry of a cutting surface, smaller depth of a zone of melting of a material and a heat-affected zone and smaller changes of mechanical properties of a material in a zone of a cut. For the titanium alloy, almost all of the cutting modes used are close to optimum. For alloy aluminum and copper the modes providing the best cutting quality in the considered range of parameters are determined. According to the results of the work it can be concluded that plasma cutting on reverse polarity currents is effective for cutting rolled products of large thicknesses, but the technique requires further development in order to improve the quality of the resulting cut.

For citation: Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N. Development of plasma cutting technique for C1220 copper, AA2024 aluminum alloy, and Ti-1,5Al-1,0Mn titanium alloy using a plasma torch with reverse polarity. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 33–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.

*Corresponding author

Rubtsov Valery Evgenievich, Leading researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch
 of Russian Academy of Sciences,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: rvy@ispms.ru

References

1. Akkurt A. The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2015, vol. 18, iss. 3, pp. 303–308. DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.004.
2. Ilii S.M., Coteata M. Plasma arc cutting cost. *International Journal of Material Forming*, 2009, vol. 2, pp. 689–692. DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.
3. Patel P., Nakum B., Abhishek K., Rakesh Kumar V., Kumar A. Optimization of surface roughness in plasma arc cutting of AISID2 steel using TLBO. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, iss. 9 (3), pp. 18927–18932. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.242.
4. Bini R., Colosimo B.M., Kutlu A.E., Monno M. Experimental study of the features of the kerf generated by a 200A high tolerance plasma arc cutting system. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 196, iss. 1–3, pp. 345–355. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.061.
5. Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K. Fine plasma cutting of advanced aerospace materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 48, iss. 1–4, pp. 825–831. DOI: 10.1016/0924-0136(94)01727-I.
6. Peko I., Nedic B., Djordjevic A., Dzunic D., Janković M., Veza I. Modeling of surface roughness in plasma jet cutting process of thick structural steel. *Tribology in Industry*, 2016, vol. 38, no. 4, pp. 522–529.
7. Andrés D., García T., Cicero S., Lacalle R., Álvarez J.A., Martín-Meizoso A., Aldazabal J., Bannister A., Klimpel A. Characterization of heat affected zones produced by thermal cutting processes by means of Small Punch tests. *Materials Characterization*, 2016, vol. 119, pp. 55–64. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.07.017.
8. Gariboldi E., Previtali B. High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 160, iss. 1, pp. 77–89. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.
9. Nandan Sharma D., Ram Kumar J. Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 32, pt. 3, pp. 354–357. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.
10. Gostimirović M., Rodic D., Sekulić M., Aleksic A. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining. *Advanced Technologies and Materials*, 2020, vol. 45, no. 1, pp. 1–8. DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.
11. Kechagias J., Petousis M., Vidakis N., Mastorakis N. Plasma arc cutting dimensional accuracy optimization employing the parameter design approach. *ITM Web of Conferences*, 2017, vol. 9, p. 03004. DOI: 10.1051/itmconf/20170903004.
12. Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q. Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: a review. *Jurnal Kejuruteraan*, 2018, vol. 30, pp. 7–16. DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.
13. Kudrna L., Fries J., Merta M. Influences on plasma cutting quality on CNC machine. *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering*, 2019, vol. 2, pp. 108–117. DOI: 10.2478/mape-2019-0011.
14. Anakhov S., Guzanov B., Matushkin A., Pugacheva N., Pyckin Yu. Vliyanie konstruktivnykh osobennostei plazmotrona na kachestvo reza pri pretsizionnoivozdushno-plazmennoi razdelke metalla [Influence of plasma torch design on cutting quality during precision air-plasma cutting of metal]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2020, vol. 63, no. 2, pp. 155–162. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162.
15. Peko I., Marić D., Nedić B., Samardžić I. Modeling and optimization of cut quality responses in plasma jet cutting of aluminium alloy EN AW-5083. *Materials*, 2021, vol. 14, iss. 19, p. 5559. DOI: 10.3390/ma14195559.
16. Salonitis K., Vatousianos S. Experimental investigation of the plasma arc cutting process. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 3, pp. 287–292. DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.050.
17. Suresh A., Diwakar G. Optimization of process parameters in plasma arc cutting for TWIP steel plates. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 38, pt. 5, pp. 2417–2424. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.383.
18. Nemchinsky V. Erosion of thermionic cathodes in welding and plasma arc cutting systems. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 2014, vol. 42, no. 1, pp. 199–215. DOI: 10.1109/TPS.2013.2287794.
19. Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu. Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2094, p. 042075. DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.
20. Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M. Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch. *Welding International*, 2002, vol. 16 (6), pp. 485–487. DOI: 10.1080/09507110209549563.

21. Shicin Y.D., Belinin D.S., Kuchev P.S., Neulybin S.D. Osobennosti teploperedachi v izdelie pri rabote plazmotrona na toke obratnoi polyarnosti [Features of heat transfer to the product when working on the plasma torch current of reversed polarity]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2014, vol. 16, no. 2, pp. 42–50. DOI: 10.15593/.v16i2.3275.

22. Shitsyn Y.D., Shitsyn V.Y., Neulybin S.D., Nikulin R.G., Nikulina S.G., Karunakarah K.P. Issledovanie raboty anodov dugovykh plazmotronov dlya raboty na obratnoi polyarnosti toka [Investigation of the operation of the anodes of arc plasmatrons for operation on reverse polarity of current]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 60–67. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.3.08.

Conflicts of Interest

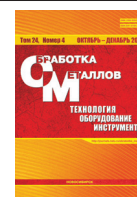
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Особенности формирования сварного соединения сплава ВТ14 сваркой трением с перемешиванием с использованием жаропрочного инструмента из сплава ЖС6У

Алихан Амиров ^{a, *}, Евгений Москвичев ^b, Алексей Иванов ^c, Андрей Чумаевский ^d,
Владимир Белобородов ^e

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5143-8235>,  amirov@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>,  em_tsu@mail.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>,  ivan@ispms.tsc.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com,
^e  <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  vabel@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

История статьи:

Поступила: 15 сентября 2022
 Рецензирование: 29 сентября 2022
 Принята к печати: 03 ноября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием
 Титановый сплав ВТ14
 Микроструктура
 Сварочный инструмент
 Износ инструмента
 Фрактография

Финансирование:

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №. 22-29-01621.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Технологический процесс изготовления изделий из титановых сплавов зачастую осложняется низким качеством сварных соединений при операциях электродуговой или газопламенной сварки из-за больших остаточных напряжений и деформаций. Примером успешного разрешения указанной проблемы является разработка и внедрение таких высокотехнологичных процессов стыкового соединения металлов, как сварка трением с перемешиванием, которая не относится к методам соединения плавлением. Сварка трением с перемешиванием как передовая технология применяется для получения соединений «мягких» металлических материалов, например таких, как алюминий. Для «твердых» металлических материалов работа по сварке трением с перемешиванием была ограниченной из-за высоких требований к сварочному инструменту. **Целью работы** является исследование возможности применения инструмента, изготовленного из жаропрочного сплава ЖС6У на основе никеля при сварке трением с перемешиванием титанового сплава ВТ14. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической и сканирующей электронной микроскопии показано, что структура сварного шва является типичной для такого вида сварки, градиентной, состоящей из зоны термического воздействия, зоны термомеханического воздействия и зоны перемешивания с фрагментированной структурой. При варьировании параметров сварки было показано, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет осевая нагрузка на инструмент, что обусловлено существенным различием в термическом воздействии на материал. Методами металлографического анализа в зоне перемешивания неразъемного соединения обнаружено растворение фрагментов материала сварочного инструмента. Фрактографический анализ поверхности изломов показывает, что разрыв в зоне шва был преимущественно вязким, что характерно для титановых сплавов, хотя в данном случае имелись перемины хрупкости. Варьирование параметров сварки трением с перемешиванием позволило получить неразъемное соединение, составляющее порядка 90 % прочности от основного металла.

Для цитирования: Особенности формирования сварного соединения сплава ВТ14 сваркой трением с перемешиванием с использованием жаропрочного инструмента из сплава ЖС6У / А.И. Амиров, Е.Н. Москвичев, А.Н. Иванов, А.В. Чумаевский, В.А. Белобородов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 53–63. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-53-63.

Введение

Титановые сплавы широко применяются в различных отраслях промышленности в связи с их свойствами: высокой удельной прочностью, термо- и коррозионной стойкостью, возможностью эксплуатации в агрессивных условиях

*Адрес для переписки

Амиров Алихан Ильнурович, м.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения Сибирского
 отделения Российской академии наук,
 пр. Академический 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 228-68-63, e-mail: amirov@ispms.ru

и при знакопеременных нагрузках. Возможность создания сварных конструкций из титановых сплавов позволит существенно расширить технологические возможности производства изделий транспортного и аэрокосмического назначения, чем объясняется актуальность исследований в данном направлении. Однако широко применяемые методы сварки плавлением, такие как лазерная, электронно-лучевая сварка, сварка в защитных газах приводят к формированию пористости, растрескиванию, снижению коррозионной стойкости материала сварного соединения [1–3].

На сегодняшний день интенсивно ведутся исследования по сварке трением с перемешиванием (СТП) титановых сплавов, которая снижает факторы, формирующие дефекты сварного соединения и связанные с нагревом свариваемого материала до температуры плавления [4]. Ключевыми проблемами, возникающими в процессе СТП, являются оптимизация параметров сварки для получения бездефектных соединений с минимальной деградацией свойств, а также выбор инструментального материала, обеспечивающего минимизацию износа и высокую стойкость сварочного инструмента [5, 6].

Оптимизация параметров сварочного процесса титановых сплавов направлена на исследование влияния каждого из параметров, в основном скорости сварки и частоты вращения инструмента на прочностные свойства получаемых сварных соединений [7–9]. Кроме того, интенсивно исследуются процессы формирования структуры сварного соединения в результате термомеханического воздействия сварки [10–11]. Установлено, что в результате термомеханического воздействия сварки возникают синхронизированные процессы возврата и динамической рекристаллизации, приводящие к перераспределению α - и β -фаз, которое вносит значительный вклад в прочностные свойства получаемого неразъемного соединения [12–14]. При этом влиянию осевого усилия, определяющего степень деформации материала в условиях кручения под давлением, уделено гораздо меньше внимания.

В качестве инструментальных материалов для сварки титановых сплавов используются сплавы на основе молибдена, вольфрама, тантала, ниобия, кобальта, различные виды карбидов [15]. Широко используются инструменты на

основе вольфрамиевых сплавов, поскольку такие сплавы характеризуются высокой температурой рабочего процесса [16, 17]. Неплохую стойкость при сварке титановых сплавов показывают инструменты из вольфрамлантановых и кобальтовых сплавов [18, 19]. Широко распространено использование инструментов из карбида вольфрама [20, 21].

Однако несмотря на их достоинства, себестоимость изготовления таких инструментов достаточно высока и сложна технологически. Кроме того, возможно загрязнение свариваемого материала частицами износа инструмента, что негативно сказывается на свойствах неразъемных соединений. Все это требует поиска новых инструментальных материалов для сварки титановых сплавов. В этом качестве перспективным представляется жаропрочный сплав на основе никеля ЖС6У, который зарекомендовал себя при сварке высокопластичных (ВТ1-0, ОТ4-1) и среднепрочных (ВТ6) титановых сплавов [22, 23].

Таким образом, целью настоящей работы является исследование влияния осевого усилия на инструменте в процессе сварки трением с перемешиванием с использованием инструмента из жаропрочного сплава ЖС6У на прочностные свойства высокопрочного титанового сплава ВТ14.

Методика исследований

Сварка трением с перемешиванием выполнялась на специализированном экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. В качестве заготовок использовали листовой прокат титанового сплава ВТ14 толщиной 2,5 мм с химическим составом, указанным в табл. 1.

При сварке использовался инструмент, изготовленный из жаропрочного сплава на основе никеля ЖС6У, химический состав сплава указан в табл. 2.

Для предотвращения интенсивного окисления титанового сплава в результате термомеханического воздействия инструмента сварку проводили в защитной атмосфере струи аргона, подаваемого под давлением через сопло в зону сварки. Для повышения стойкости инструмента в его внутреннюю полость производилась подача и отвод охлаждающей жидкости. Схема процесса сварки трением с перемешиванием представлена на рис. 1.

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава BT14, % масс.

Chemical composition of Ti-5Al-3Mo-1V alloy, wt. %

Fe	Si	N	Ti	Mo	V	Al	O	Прочие / Rest
≤ 0,25	≤ 0,15	≤ 0,05	86,85...92,8	2,5...3,8	0,9...1,9	3,5...6,3	≤ 0,15	0,3...0,4

Таблица 2

Table 2

Химический состав сплава ЖС6У, % масс.

Chemical composition of ZhS6U alloy, wt. %

Fe	Nb	Ti	Cr	Co	W	Ni	Al	Mo	Si	Прочие / Rest
≤ 1	0,8...1,2	2...2,9	8...9,5	9...10,5	9,5...11	54,3...62,7	5,1...6	1,2...2,4	≤ 0,4	≤ 0,6

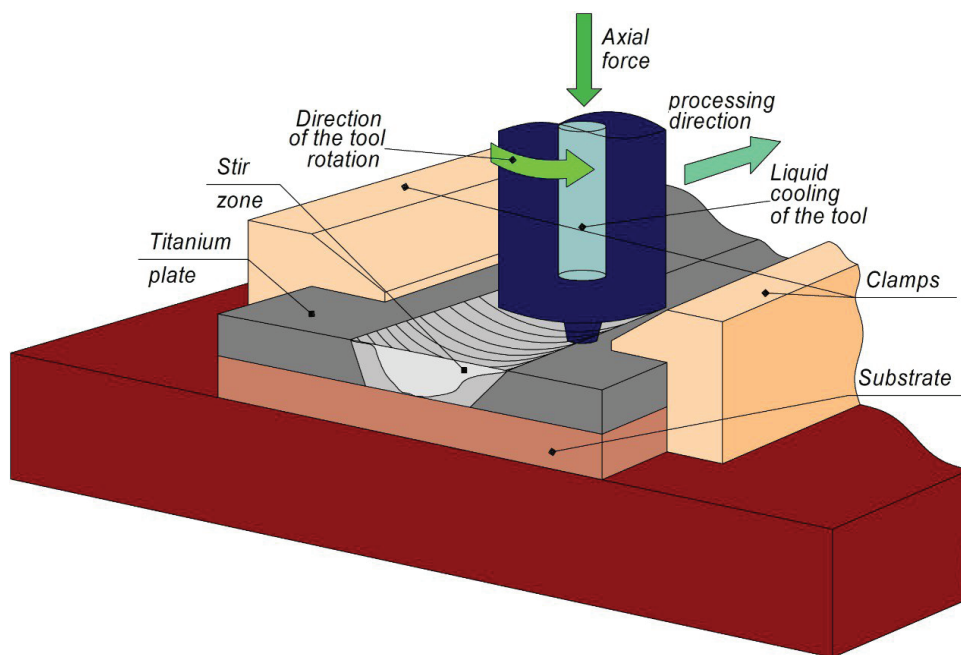


Рис. 1. Схема процесса сварки трением с перемешиванием

Fig. 1. Schematics of friction stir welding process

Сварка образцов выполнялась по режимам, приведенным в табл. 3. При переходе от режима к режиму изменяли осевые усилия на инструменте, при этом осевые усилия при внедрении инструмента в материал F_{PN} и его перемещении в направлении сварки в материале F_W отличались. Частота вращения инструмента ω и скорость сварки V при переходе от режима к режиму не изменялись. Длина получаемых сварных соединений для каждого режима составляла 100...180 мм.

Перед сваркой экспериментальных образцов был выполнен предварительный проход инструментом в свариваемом материале на длине 25 мм с целью формирования слоя титанового сплава на рабочей поверхности сварочного инструмента. Параметры процесса при предварительном проходе: осевые усилия $F_{PN}/F_W = 2300/2600$ кг, частота вращения инструмента $\omega = 375$ об/мин, скорость сварки $V = 86$ мм/мин.

Все исследуемые образцы сварных соединений вырезались электроэрозионным способом

Таблица 3

Table 3

Режимы сварки трением с перемешиванием сплава BT14

Modes of Ti-5Al-3Mo-1V alloy friction stir welding

Номер п/п	F_{PN} , кг / F_{PN} , kg	F_W , кг / F_W , kg	ω , об/мин / ω , rpm	V , мм/мин / V , mm/min
1	2300	2600	375	86
2	2500	2800	375	86
3	2700	3000	375	86

в направлении, поперечном сварному соединению, таким образом, чтобы оно располагалось в средней части образца. Образцы для металлографических исследований были подвергнуты шлифовке, полировке и травлению. Металлографические исследования проводили на металлографическом микроскопе Альтами MET-1C, конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS4000, а также на растровом электронном микроскопе Microtrac SEM с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «IXRF systems». Испытания образцов на статическое растяжение осуществляли на универсальной испытательной машине UTC 110M-100 со скоростью деформации 1 мм/мин. При вырезке образцов для испытаний сварные соединения были

условно поделены по протяженности на 4 участка: 0...25 мм, 25...50 мм, 50...75 мм и 75...100 мм. Образцы для испытаний вырезались на каждом из указанных участков соединений.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 изображены макроструктуры сварных соединений в поперечном сечении, полученные методами металлографии. В структуре сварного соединения в результате травления явно выделяются три зоны материала: зона основного металла (BM), зона термического влияния (HAZ) и зона перемешивания (SZ). Зона термического влияния состоит из нерекристаллизованных и частично деформированных зерен.

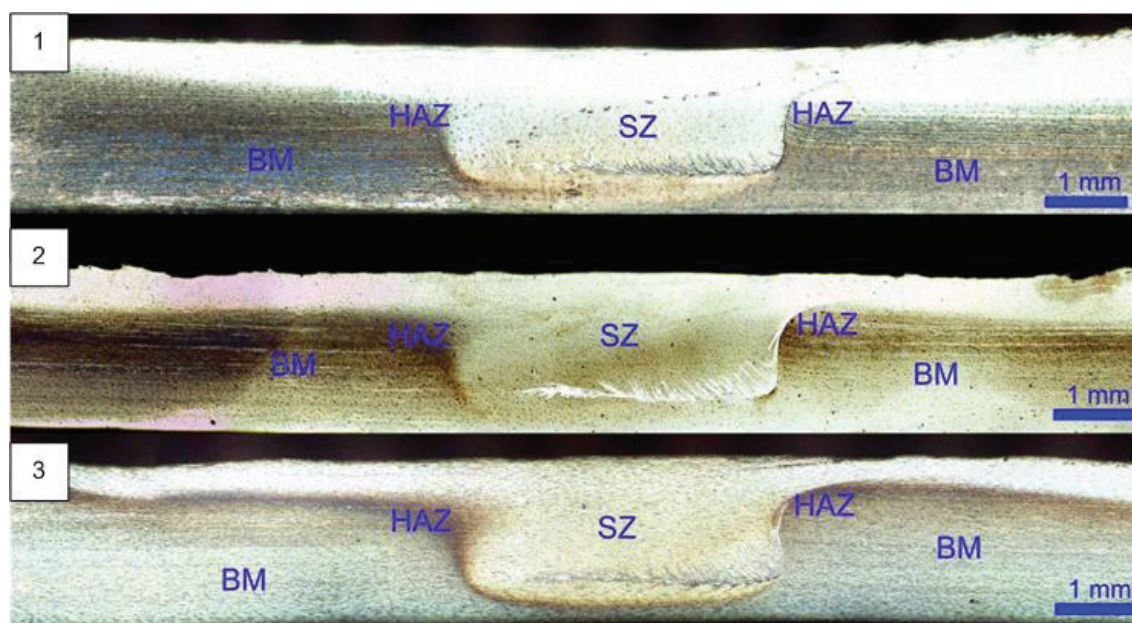


Рис. 2. Макроструктура СТП-соединений сплава BT14, полученных по режимам 1–3, в поперечном сечении

Fig. 2. Macrostructure of FSW joints of Ti-4Al-3Mo-1V alloy, obtained by modes 1–3, in the transverse direction

Анализ микроструктуры зоны перемешивания сварных соединений показал, что материал этой зоны состоит из фрагментированных и рекристаллизованных зерен титанового сплава. Кроме того, следует отметить, что при прочих постоянных параметрах режима сварки повышение осевого усилия на инструменте приводит к снижению размера зерна в зоне перемешивания (рис. 3). Это является положительным эффектом, способствующим упрочнению зоны перемешивания сварного соединения согласно механизму Холла–Петча.

Анализ микроструктуры сварных соединений также свидетельствует о наличии узкой зоны термомеханического воздействия (*TMAZ*), которая характеризуется наличием нерекристаллизованных зерен, сильно деформированных в направлении пластического течения металла (рис. 4). Следует отметить, что повышение осевого усилия на инструменте приводит к увеличению степени деформации структурных зерен в зоне *TMAZ*.

Линия, обозначающая границу между структурными зонами и отчетливо различимая на рис. 2, пролегает между зонами *TMAZ* и *HAZ* сварного соединения. Резкий переход между двумя структурными состояниями материала связан с низкой теплопроводностью титанового сплава, которая обеспечивает его локальный разогрев непосредственно в зоне контакта со сварочным инструментом и препятствует его пластификации, достаточной для формирования протяженной зоны термомеханического воздействия.

Различие между структурными состояниями в *HAZ* и *TMAZ* сварного соединения определяет резкое изменение прочностных характеристик его материала. Граница раздела характерных зон выступает в качестве фактора, определяющего прочность неразъемного соединения. Внешний вид образцов неразъемных соединений, испытанных на одноосное статическое растяжение, свидетельствует о том, что разрушение материала происходит по линии, соответствующей вышеуказанной границе раздела характерных зон (рис. 5).

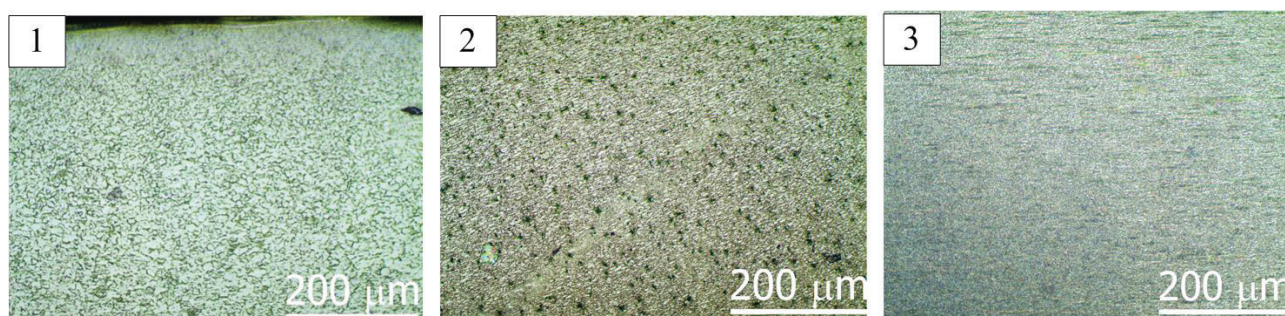


Рис. 3. Зона перемешивания (*SZ*) СТП-соединений сплава ВТ14, полученных по режимам 1–3

Fig. 3. Stirred zone (*SZ*) of FSW joints of Ti-4Al-3Mo-1V alloy, obtained by modes 1–3

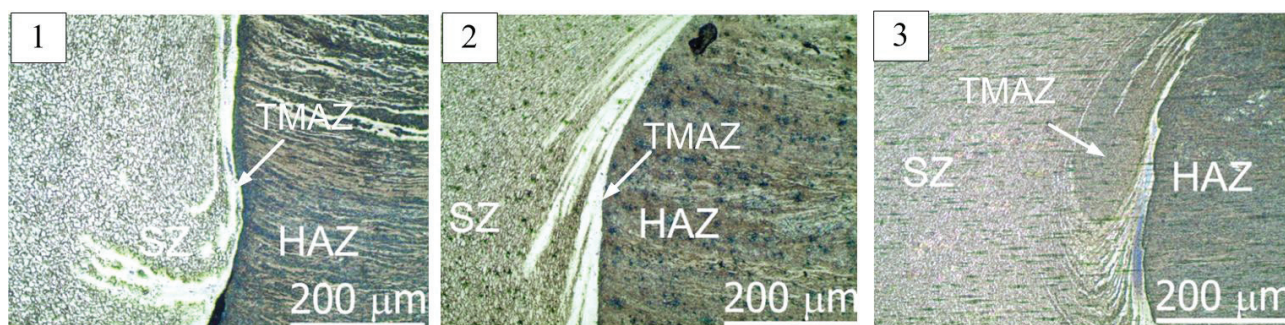


Рис. 4. Граница между структурными зонами СТП-соединений сплава ВТ14, полученных по режимам 1–3

Fig. 4. The boundary between structural zones of *FSW* joints of Ti-4Al-3Mo-1V alloy, obtained by modes 1–3

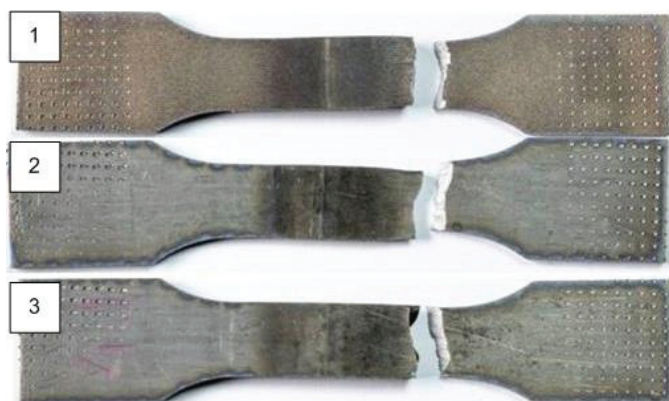


Рис. 5. Образцы СТП-соединений сплава ВТ14, полученных по режимам 1–3, после испытаний на одноосное растяжение

Fig. 5. Samples of FSW joints of Ti-4Al-3Mo-1V alloy, obtained by modes 1–3, after uniaxial tension tests

Фрактографические исследования показали, что при разрушении образцов формируется поверхность, схожая по текстуре с волокнистым изломом, с образованием резких переходов (рис. 6). При этом на поверхности разрушения формируется микрорельеф, соответствующий вязкому разрушению, с образованием ямок. Между ямками присутствуют достаточно крупные и разветвленные перемычки пластичности. Отмечено формирование небольших зон вытягивания ма-

териала. Таким образом, разрушение произошло в месте, содержащем большое количество низкоразмерных и деформированных структурных элементов, что соответствует частично фрагментированным и сильнодеформированным зернам зоны *TMAZ* неразъемного соединения.

По результатам испытаний образцов неразъемных соединений на одноосное статическое растяжение установлено, что величина предела прочности полученных сварных соединений снижается до 84...93 % от величины для исходного сплава ВТ14 (рис. 7).

Согласно результатам испытаний повышение осевого усилия на инструменте при сварке трением с перемешиванием приводит к снижению предела прочности результирующего неразъемного соединения сплава ВТ14. Данный эффект связан с увеличением степени деформации материала, которая способствует повышению градиента прочностных характеристик. При упрочнении зоны перемешивания идет разупрочнение зоны термомеханического воздействия за счет деформационно-индуцированных процессов перераспределения вторичных фаз [12, 14]. Кроме того, с ростом протяженности сварного соединения отмечено падение величины предела прочности по его длине. Это может быть связано с условиями отвода тепла, которое аккумулирует

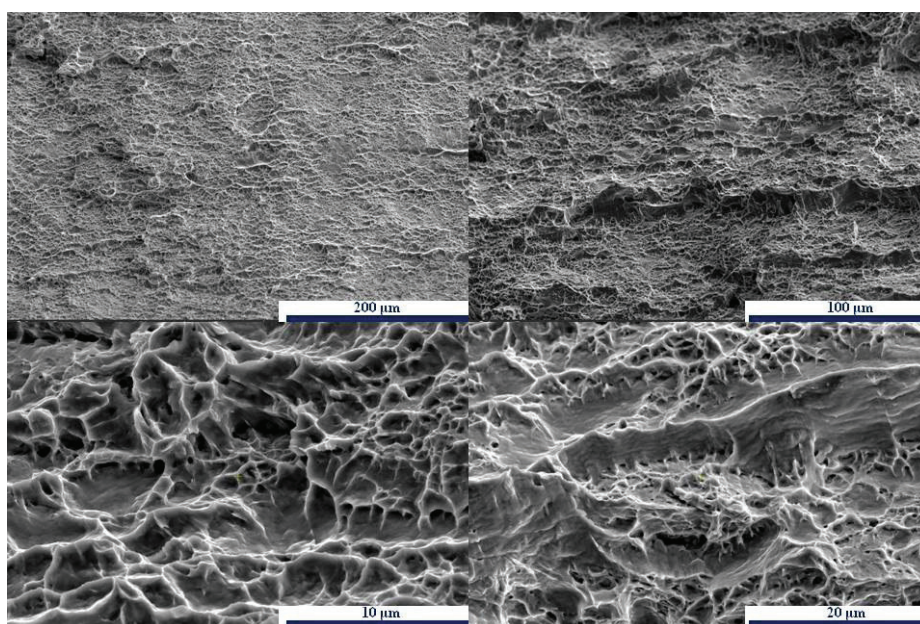


Рис. 6. Характеристические изображения поверхностей разрушения СТП-соединений сплава ВТ14

Fig. 6. Fracture surface characteristic images of FSW joints of Ti-4Al-3Mo-1V alloy

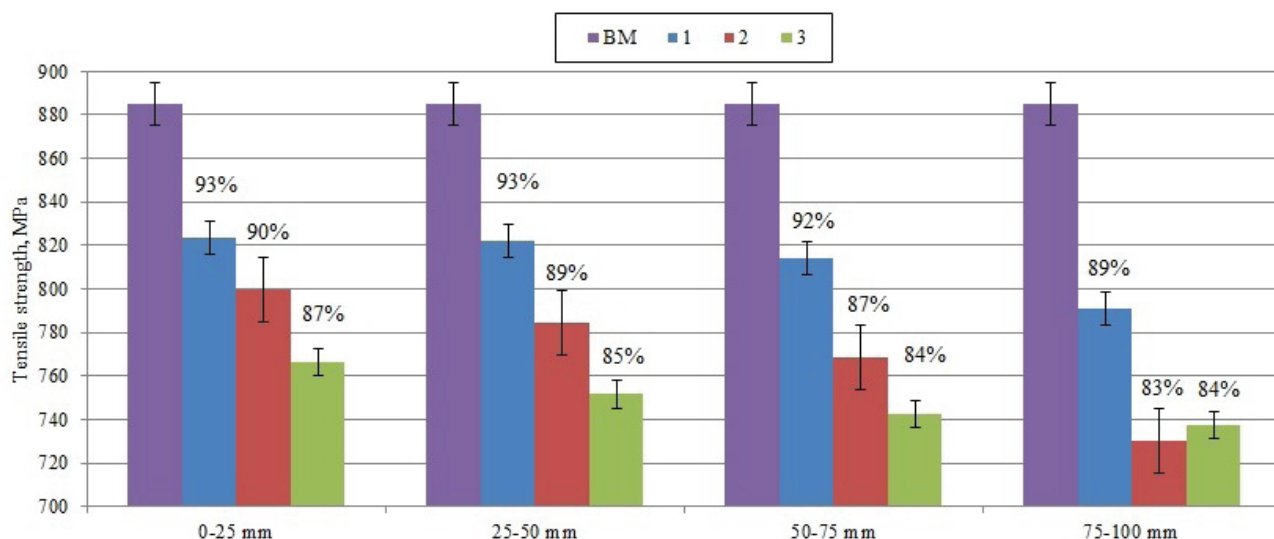


Рис. 7. Гистограммы предела прочности при растяжении СТП-соединений сплава ВТ14, полученных по режимам 1–3

Fig. 7. Tensile strength bar graphs of Ti-4Al-3Mo-1V alloy, obtained by modes 1–3

ется в связи с низкой теплопроводностью титановых сплавов либо с износом сварочного инструмента. Сохранение высокой температуры в зоне сварки обеспечивает рост числа и размера частиц вторичных фаз, которые способствуют разупрочнению материала. При этом влияние фактора износа инструмента в данном случае, является малозначительным, поскольку инструмент был предварительно покрыт слоем титанового сплава при проведении предварительного прохода. Кроме того, визуальный осмотр использованного при сварке инструмента показал, что следы износа на поверхности инструмента отсутствуют, наблюдается лишь слой титанового сплава, адгезионно связанный с инструментом (рис. 8).

Таким образом, инструмент из жаропрочного сплава ЖС6У после сварки сварных соединений из сплава ВТ14 общей протяженностью более 0,5 м показывает достаточно высокую стойкость к воздействию сопутствующих температурных и механических нагрузок и может эффективно использоваться при СТП титановых сплавов.

Заключение

Проведенные исследования показали, что при сварке трением с перемешиванием высокопрочного сплава ВТ14 повышение осевого усилия приводит к повышению степени деформации структурных элементов свариваемого



Рис. 8. Инструмент СТП из жаропрочного сплава ЖС6У:

а – до выполнения сварки; б – после выполнения сварки

Fig. 8. FSW tool made of heat-resisted alloy ZhS6U:

а – before welding; б – after welding

материала, что благоприятно сказывается на прочности зоны перемешивания. Однако это также приводит к разупрочнению сварного соединения, поскольку оказывает существенное влияние на структурно-фазовое состояние зоны термомеханического воздействия, являющейся наименее прочной. Низкая теплопроводность титановых сплавов обеспечивает формирование узкой зоны термомеханического воздействия, а также способствует деградации прочностных свойств сварного соединения с ростом его протяженности, поскольку аккумуляция тепла способствует росту количества крупных частиц

вторичных фаз в зоне термомеханического воздействия. Разупрочнение сварного соединения не связано с фактором разрушения сварочного инструмента из жаропрочного сплава ЖС6У, который устойчив к нагрузкам процесса сварки и может быть эффективно использован в процессах сварки трением с перемешиванием титановых сплавов.

Список литературы

1. A systematic review of fatigue behaviour of laser welding titanium alloys / V. Paranthaman, V. Dhinakaran, M. Swapna Sai, A. Devaraju. // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 19, pt. 1. – P. 520–523. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.08.249.
2. Investigation of tensile and high cycle fatigue failure behavior on a TIG welded titanium alloy / D. Ren, Y. Jiang, X. Hu, X. Zhang, X. Xiang, K. Huang, H. Ling // *Intermetallics*. – 2021. – Vol. 132. – P. 107115. – DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107115.
3. Very long life fatigue failure mechanism of electron beam welded joint for titanium alloy at elevated temperature / F. Liu, Y. Chen, C. He, C. Wang, L. Li, Y. Liu, Q. Wang // *International Journal of Fatigue*. – 2021. – Vol. 152. – P. 106446. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106446.
4. Gangwar K., Ramulu M. Friction stir welding of titanium alloys: a review // *Materials and Design*. – 2018. – Vol. 141. – P. 230–255. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.12.033.
5. Fatigue properties of friction stir welded joint of titanium alloy / F. Gao, Y. Guo, S. Yang, Y. Yu, W. Yu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 793. – P. 139819. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139819.
6. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: A review // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34, iss. 1. – P. 58–72. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.10.018.
7. Raut N., Yakkundi V., Vartak A. A numerical technique to analyze the trend of temperature distribution in the friction stir welding process for titanium Ti 6Al 4V // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 41, pt. 2. – P. 329–334. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.09.336.
8. Nirmal K., Jagadesh T. Numerical simulations of friction stir welding of dual phase titanium alloy for aerospace applications // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 46, pt. 10. – P. 4702–4708. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.300.
9. Evolution of microstructure, texture and mechanical properties of special friction stir welded T-joints for an α titanium alloy / Y. Su, W. Li, X. Liu, F. Gao, Y. Yu, A. Vairis // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 177. – P. 111152. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111152.
10. Microstructure evolution of friction stir welding of Ti6321 titanium alloy based on the weld temperature below microstructure transformation temperature / F. Gao, Y. Guo, W. Yu, P. Jiang, Z. Liao // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 177. – P. 111121. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111121.
11. Eliminating the cavity defect and improving mechanical properties of TA5 alloy joint by titanium alloy supporting friction stir welding / S. Du, H. Liu, M. Jiang, Y. Hu, L. Zhou // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 69. – P. 215–222. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.07.044.
12. Liu H., Fujii H. Microstructural and mechanical properties of a beta-type titanium alloy joint fabricated by friction stir welding // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 177. – P. 140–148. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.11.006.
13. A specific analytical study of friction stir welded Ti-6Al-4V grade 5 alloy: stir zone microstructure and mechanical properties / N. Raut, V. Yakkundi, V. Sunnapwar, T. Medhi, V.K.S. Jain // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2022. – Vol. 76. – P. 611–623. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.02.036.
14. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed TA5 alloy / L. Zhou, M. Yu, W. Chen, Z. Zhang, S. Du, H. Liu, Y. Yu, F. Gao // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2021. – Vol. 31, iss. 2. – P. 404–415. – DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65505-X.
15. An overview on friction stir welding/processing tools / P. Maji, R. Karmakar, R. Kanti Nath, P. Paul // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 58, pt. 1. – P. 57–64. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.009.
16. The heat treatment improving the mechanical and fatigue property of TA15 alloy joint by friction stir welding / X. Xu, Q. Liu, J. Wang, X. Ren, H. Hou // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 180. – P. 111399. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111399.
17. Friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy: Friction tool, microstructure, and mechanical properties / J. Li, Y. Shen, W. Hou, Y. Qi // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 58. – P. 344–354. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.025.
18. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti-6Al-4V using lanthanated tungsten tool / P.M. Mashinini, I. Dinaharan, J. David Raja Selvam, D.G. Hattingh // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 139. – P. 328–336. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.03.020.
19. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy / S. Du, H. Liu,

M. Jiang, L. Zhou, F. Gao // *Wear*. – 2022. – Vol. 488–489. – P. 204180. – DOI: 10.1016/j.wear.2021.204180.

20. *Vardak S., Shatooti S., Zangeneh S.* Manufacturing of porous titanium using friction stir welding // *Materials Letters*. – 2022. – Vol. 310. – P. 131430. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.131430.

21. Evolution of microstructure and texture in the stir zone of commercially pure titanium during friction stir processing / A. Kumar Singh, L. Kaushik, J. Singh, H. Das, M. Mondal, S.-T. Hong, S.-H. Choi // *International Journal of Plasticity*. – 2022. – Vol. 150. – P. 103184. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.103184.

22. Wear of ZhS6U nickel superalloy tool in friction stir processing on commercially pure titanium / A. Amirov, A. Eliseev, E. Kolubaev, A. Filippov, V. Rubtsov // *Metals*. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 799. – DOI: 10.3390/met10060799.

23. *Amirov A.I., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V.* Formation of ($\alpha + \beta$) titanium welds by friction stir welding using heat-resistant alloy tool // *AIP Conference Proceedings*. – 2020. – Vol. 2310 (1). – P. 020017. – DOI: 10.1063/5.0034654.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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 features of a welding joint of alloy Ti-5Al-3Mo-1V by the friction stir welding using heat-resistant tool from ZhS6 alloy

Alihan Amirov^a, Evgeniy Moskvichev^b, Aleksey Ivanov^c, Andrey Chumaevskii^d, Vladimir Beloborodov^e

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

^a <https://orcid.org/0000-0002-5143-8235>, amirov@ispms.tsc.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, em_tsu@mail.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, ivan@ispms.tsc.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com,
^e <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>, vabel@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 September 2022
 Revised: 29 September 2022
 Accepted: 03 November 2022
 Available online: 15 December 2022

Keywords:

Friction stir welding
 Titanium alloy Ti-5Al-3Mo-1V
 Microstructure
 Welding tool
 Tool wear
 Fractography

Funding

The work was performed under Russian science foundation grant No. 22-29-01621.

Acknowledgements

The investigations were carried out using the equipment of Share Use Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS. Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. The technological process of fabrication products from titanium alloys is often complicated by low quality of welded joints during electric arc or gas-flame welding operations due to high residual stresses and deformations. An example of a successful solution to this problem is the development and implementation of such high-tech processes of metal joining as friction stir welding, which does not refer to the methods of fusion joining. Friction stir welding as an advanced technology is used to obtain joints of “soft” metallic materials, such as aluminum. For “hard” metallic materials, friction stir welding has been limited due to the high demands on welding tools. **The aim of this work** is investigation of the possibility of using a tool made of the nickel-based heat-resistant alloy ZhS6U in friction stir welding of the titanium alloy Ti-5Al-3Mo-1V. **Results and discussion.** Optical and scanning electron microscopy results revealed that the structure of the weld is typical of this type of welding, gradient, consisting of a heat-affected zone, thermo-mechanical affected zone and a stir zone with a fragmented structure. When varying welding parameters, it is shown that the defectiveness of the weld is affected to a greater extent by the axial load on the tool, which is caused by a significant difference in the thermal effect on the material. Metallographic analysis methods revealed dissolution of welding tool material fragments in the stir zone of the non-detachable joint. Fractographic analysis of the fracture surface shows that the fracture in the weld zone is ductile, although in this case there are brittle bridges. Varying the parameters of friction stir welding made it possible to obtain an indissoluble joint with at least 90 % of the strength of the base metal.

For citation: Amirov A.I., Moskvichev E.N., Ivanov A.N., Chumaevskii A.V., Beloborodov V.A. Formation features of a welding joint of alloy Ti-5Al-3Mo-1V by the friction stir welding using heat-resistant tool from ZhS6 alloy. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 53–63. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-53-63. (In Russian).

References

1. Paranthaman V., Dhinakaran V., Swapna Sai M., Devaraju A. A systematic review of fatigue behaviour of laser welding titanium alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 19, pt. 1, pp. 520–523. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.08.249.
2. Ren D., Jiang Y., Hu X., Zhang X., Xiang X., Huang K., Ling H. Investigation of tensile and high cycle fatigue failure behavior on a TIG welded titanium alloy. *Intermetallics*, 2021, vol. 132, p. 107115. DOI: 10.1016/j.intermet.2021.107115.

* Corresponding author

Amirov Alihan I., Junior researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch
 of Russian Academy of Sciences
 2/4, pr. Akademicheskii
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 249-11-60, e-mail: amirov@ispms.ru

3. Liu F., Chen Y., He C., Wang C., Li L., Liu Y., Wang Q. Very long life fatigue failure mechanism of electron beam welded joint for titanium alloy at elevated temperature. *International Journal of Fatigue*, 2021, vol. 152, p. 106446. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106446.
4. Gangwar K., Ramulu M. Friction stir welding of titanium alloys: a review. *Materials and Design*, 2018, vol. 141, pp. 230–255. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.12.033.
5. Gao F., Guo Y., Yang S., Yu Y., Yu W. Fatigue properties of friction stir welded joint of titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 793, p. 139819. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139819.
6. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: a review. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, iss. 1, pp. 58–72. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.10.018.
7. Raut N., Yakkundi V., Vartak A. A numerical technique to analyze the trend of temperature distribution in the friction stir welding process for titanium Ti 6Al 4V. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 41, pt. 2, pp. 329–334. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.09.336.
8. Nirmal K., Jagadesh T. Numerical simulations of friction stir welding of dual phase titanium alloy for aerospace applications. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, pt. 10, pp. 4702–4708. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.300.
9. Su Y., Li W., Liu X., Gao F., Yu Y., Vairis A. Evolution of microstructure, texture and mechanical properties of special friction stir welded T-joints for an α titanium alloy. *Materials Characterization*, 2021, vol. 177, p. 111152. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111152.
10. Gao F., Guo Y., Yu W., Jiang P., Liao Z. Microstructure evolution of friction stir welding of Ti6321 titanium alloy based on the weld temperature below microstructure transformation temperature. *Materials Characterization*, 2021, vol. 177, p. 111121. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111121.
11. Du S., Liu H., Jiang M., Hu Y., Zhou L. Eliminating the cavity defect and improving mechanical properties of TA5 alloy joint by titanium alloy supporting friction stir welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 69, pp. 215–222. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.07.044.
12. Liu H., Fujii H. Microstructural and mechanical properties of a beta-type titanium alloy joint fabricated by friction stir welding. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 177, pp. 140–148. DOI: 10.1016/j.msea.2017.11.006.
13. Raut N., Yakkundi V., Sunnapwar V., Medhi T., Jain V.K.S. A specific analytical study of friction stir welded Ti-6Al-4V grade 5 alloy: stir zone microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, vol. 76, pp. 611–623. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.02.036.
14. Zhou L., Yu M., Chen W., Zhang Z., Du S., Liu H., Yu Y., Gao F. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed TA5 alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, vol. 31, iss. 2, pp. 404–415. DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65505-X.
15. Maji P., Karmakar R., Kanti Nath R., Paul P. An overview on friction stir welding/processing tools. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 58, pt. 1, pp. 57–64. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.009.
16. Xu X., Liu Q., Wang J., Ren X., Hou H. The heat treatment improving the mechanical and fatigue property of TA15 alloy joint by friction stir welding. *Materials Characterization*, 2021, vol. 180, p. 111399. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111399.
17. Li J., Shen Y., Hou W., Qi Y. Friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy: Friction tool, microstructure, and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 344–354. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.025.
18. Mashinini P.M., Dinaharan I., David Raja Selvam J., Hattingh D.G. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti-6Al-4V using lanthanated tungsten tool. *Materials Characterization*, 2018, vol. 139, pp. 328–336. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.03.020.
19. Du S., Liu H., Jiang M., Zhou L., Gao F. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy. *Wear*, 2022, vol. 488–489, p. 204180. DOI: 10.1016/j.wear.2021.204180.
20. Vardak S., Shatooti S., Zangeneh S. Manufacturing of porous titanium using friction stir welding. *Materials Letters*, 2022, vol. 310, p. 131430. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.131430.
21. Kumar Singh A., Kaushik L., Singh J., Das H., Mondal M., Hong S.-T., Choi S.-H. Evolution of microstructure and texture in the stir zone of commercially pure titanium during friction stir processing. *International Journal of Plasticity*, 2022, vol. 150, p. 103184. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.103184.
22. Amirov A., Eliseev A., Kolubaev E., Filippov A., Rubtsov V. Wear of ZhS6U nickel superalloy tool in friction stir processing on commercially pure titanium. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), p. 799. DOI: 10.3390/met10060799.
23. Amirov A.I., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V. Formation of ($\alpha + \beta$) titanium welds by friction stir welding using heat-resistant alloy tool. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2310 (1), p. 020017. DOI: 10.1063/5.0034654.

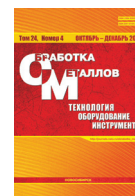
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование взаимосвязи режущей способности инструмента с параметрами акустического сигнала в процессе профильного шлифования

Дмитрий Ардашев ^a, Александр Жуков ^{b, *}

Южно-Уральский государственный университет, пр. Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>, ardashevdy@susu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-9328-7148>, zhukovas@susu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923.1+534.631

История статьи:

Поступила: 30 августа 2022
 Рецензирование: 06 сентября 2022
 Принята к печати: 21 сентября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Профильное шлифование
 Профилированный шлифовальный круг
 Текущая режущая способность
 Анализ акустического сигнала
 Спектральный состав
 Частота собственных колебаний
 Информативная частота
 Звуковой индекс

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (грант № FENU-2020-0020).

АННОТАЦИЯ

Введение. Современное машиностроение плотно сопряжено с цифровыми технологиями управления производством, для которых важным аспектом является сбор достоверной информации о текущем состоянии систем. Акустические методы текущего контроля режущей способности инструмента при этом обладают значительным потенциалом за счет возможности непрерывного получения актуальных данных о параметрах процесса обработки. Профильное шлифование является одним из широко распространенных методов обработки поверхностей сложной конфигурации. Высокая значимость данного метода заключается в высокой степени ответственности фасонных деталей, получаемых с его помощью. Параметр износа профилированных шлифовальных кругов нуждается в текущем контроле в той же степени, как и другие виды режущего инструмента. При этом акустические методы исследования не нашли широкого применения по отношению к профильному шлифованию. Ввиду этого настоящая работа направлена на исследование влияния степени износа инструмента на акустические характеристики шлифования при применении шлифовальных кругов различного профиля. **Целью работы** является определение акустических параметров обработки профильным кругом с применением схемы плоского шлифования по мере его износа в сравнении с аналогичным процессом с применением круга прямого профиля. В качестве основных **методов исследования** используется эксперимент по изучению звуковых явлений, сопровождающих шлифование с применением кругов разного профиля. Проводится анализ акустического сигнала шлифования, анализ спектра его частотного состава. Исследуются частоты собственных колебаний шлифовальных кругов разного профиля, определяется их звуковой индекс как критерий оценки их характеристик. Проводится сравнение акустических характеристик процесса шлифования с применением шлифовальных кругов разного профиля. Используется также регрессионный анализ акустических данных, полученных в результате эксперимента. **Результаты и обсуждение.** Получены спектрограммы частот собственных колебаний исследуемых кругов, а также ряд спектрограмм акустического сигнала, сопровождающего процесс обработки для различных технологических условий. В результате сравнения полученных спектрограмм были определены информативные частоты процессов шлифования. Разработаны математические модели зависимости уровня звука от значения периодической вертикальной подачи S_v на глубину t и продолжительности обработки T . Установлено, что значение периодической вертикальной подачи на глубину t имеет большее влияние на акустический показатель по сравнению с продолжительностью обработки. Практическая значимость и перспективность результатов работы заключается в возможности повышения эффективности процессов профильного шлифования за счет рационального использования ресурса работоспособности инструмента.

Для цитирования: Ардашев Д.В., Жуков А.С. Исследование взаимосвязи режущей способности инструмента с параметрами акустического сигнала в процессе профильного шлифования // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 64–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-64-83.

Введение

Контроль состояния инструмента (tool condition monitoring – TCM) является одним из важнейших элементов в интеллектуальных си-

стемах автоматизации процессов механической обработки [1]. Неизбежный износ инструмента, сопутствующий такой обработке, зависит от ее технологических условий и оказывает непосредственное влияние на свойства конечного продукта. Поэтому отслеживание параметров износа и точное определение текущей работоспособности инструмента выходят на первый план в вопросах, касающихся обеспечения качества продукции.

*Адрес для переписки

Жуков Александр Сергеевич, аспирант
 Южно-Уральский государственный университет,
 пр. Ленина, 76,
 454080, г. Челябинск, Россия
 Тел.: 8 (351) 272-32-94, e-mail: zhukovas@susu.ru

Шлифование как один из широко распространенных методов формообразования остро нуждается в том, чтобы обработка велась только инструментом, состояние которого обеспечит надлежащее качество изделия. Для возвращения шлифовальному кругу (ШК) первоначальных свойств используется правка, которая из технологических и экономических соображений должна применяться в наиболее рациональный момент. ТСМ является наиболее эффективным инструментом для решения задачи по определению этого момента. Дополнительная значимость ТСМ при шлифовании заключается в том, что данный вид обработки часто выполняется в конце технологической цепочки и на ней осуществляется чистовая обработка.

Среди большого количества подходов к определению состояния ШК интерес вызывают методы, не требующие остановки производственного процесса для установления параметров износа, т. е. косвенные методы. Акустические методы (акустико-эмиссионный и шумодиагностический согласно ГОСТ 23829–85) являются косвенными и одновременно пассивными, что означает отсутствие внешнего источника энергии, осуществляющего воздействие на объект исследования.

Существует достаточно много исследований, сосредоточенных на определении и прогнозировании состояния ШК в процессе обработки с применением сигналов акустической эмиссии [2]. Показано, что этот метод имеет достаточно высокую точность, информативность [3] и чувствительность [4, 5] для определения текущей работоспособности инструмента. Однако широкого распространения данный метод не получил. Это связано с высокой стоимостью оборудования, необходимостью проведения специфических преобразований сигнала для его фильтрации [6] и т. д. При этом метод, действующий непосредственно акустическую волну, генерируемую колебаниями ШК в процессе обработки (шумодиагностический), исследован значительно слабее, несмотря на сопоставимый практически полезный потенциал [7].

На сегодняшний день большинство основных типов операций механической обработки исследовались с применением акустических методов (как АЭ, так и шумодиагностического): токарная обработка [8, 9], фрезерование [10] и микро-

фрезерование [11], сверление [12], шлифование [13, 14]. Рассмотрены всевозможные обрабатываемые материалы – хрупкие [15], пластичные, композиты [16], древесина [17]. Показана применимость метода для широкого спектра технологических условий разнообразных операций механической обработки для определения различных параметров исследуемого объекта. По мнению большинства авторов представленных выше работ, основной задачей данного метода является мониторинг (контроль) параметров износа режущего инструмента. При этом исследователи сходятся в том, что акустические методы мониторинга имеют высокую значимость для практического применения с целью повышения эффективности процессов.

Несмотря на все указанные достоинства акустических методов мониторинга и их широкое использование для различных видов обработки, определение состояния ШК данным методом при профильном шлифовании до сих пор не нашло широкого применения. Профильное шлифование применяется для чистовой обработки поверхностей сложной формы и предполагает обработку заготовки шлифовальным кругом с предварительно сформированным на нем профилем, обеспечивающим получение необходимых размеров, формы и качества поверхности (рис. 1). Значимость метода состоит в высокой

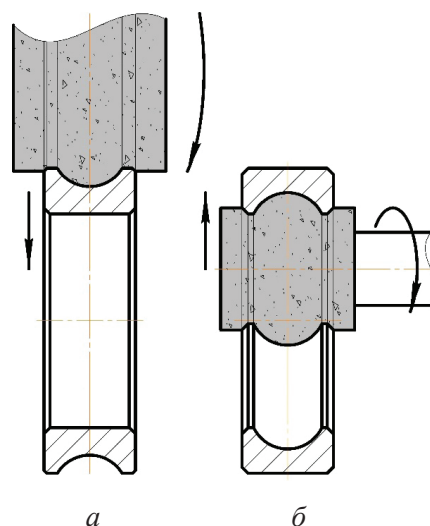


Рис. 1. Профильное шлифование колец подшипника:

a – наружное; *б* – внутреннее

Fig. 1. Profile grinding of bearing rings:

a – external; *б* – internal

степени ответственности фасонных деталей, получаемых с его помощью.

Проведенное обзорное исследование показало, что несмотря на высокую востребованность профильного шлифования в машиностроении акустические явления данного процесса изучены слабо. При этом запрос на определение текущей режущей способности профильного ШК и прогнозирование его периода стойкости существует [18–20]. Должным образом проведенное исследование этого вопроса в перспективе позволит рационализировать расход режущего инструмента и повысить эффективность процесса профильного шлифования в условиях цифрового производства.

Таким образом, разработка акустического метода мониторинга состояния инструмента применительно к профильному шлифованию целесообразна. Это обусловлено еще и тем, что необходимость своевременной правки профильного инструмента свойственна данному виду обработки так же, как и прочим видам шлифования.

Цель настоящего исследования состоит в определении акустических параметров плоского шлифования профильным кругом по мере его износа в сравнении с аналогичным процессом с применением круга прямого профиля. Ниже обозначен ряд задач, решение которых способствует достижению цели.

Поскольку звуковое давление, генерируемое процессом шлифования, является результатом собственных колебаний круга [21], возникает необходимость изучения частот собственных колебаний (ЧСК) шлифовальных кругов различного профиля.

Задача 1 – экспериментально определить ЧСК исследуемых шлифовальных кругов, провести аналитическое сравнение значений ЧСК шлифовальных кругов различного профиля.

Задача 2 – дать оценку вкладу работы основных систем экспериментальной установки на холостом ходу (в холостом режиме) в общий спектр акустических колебаний.

Задача 3 – экспериментально установить акустические параметры процесса плоского шлифования кругами различного профиля (спектральный состав, амплитуды уровня звука).

Задача 4 – провести качественное сравнение полученных данных, выявить отличительные особенности акустического сигнала при профильном шлифовании.

Методика исследований

Экспериментальное исследование включает два этапа. На первом исследуются частоты собственных колебаний шлифовальных кругов. Второй этап сосредоточен на исследовании акустического сигнала, возникающего в процессе обработки. Каждый этап проводится с применением ШК прямого профиля и профильным кругом. Далее: ШК 1 – типовой шлифовальный круг прямого профиля; ШК 2 – шлифовальный круг, профилированный для обработки канавки (рис. 2).

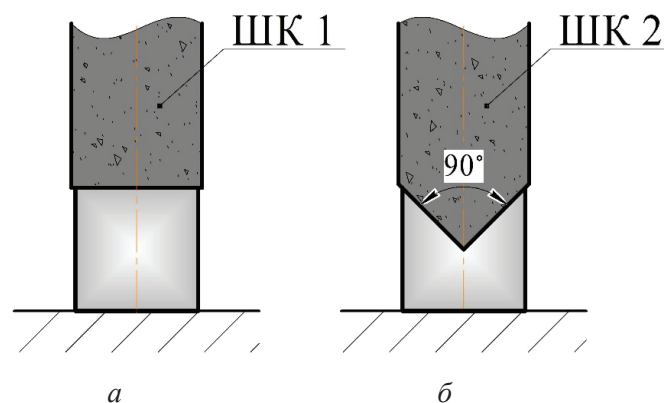


Рис. 2. Профиль применяемого инструмента:

a – ШК 1; *б* – ШК 2

Fig. 2. Profile of the tool used:

a – GW 1; *б* – GW 2

Этап 1. Предпосылкой к исследованию собственных колебаний ШК является существующая взаимосвязь между параметрами собственных колебаний, физико-механическими свойствами и геометрическими характеристиками твердого тела [22]:

$$f = F(a, \mu) C_L, \quad (1)$$

где $F(a, \mu)$ – коэффициент формы, зависящий от геометрических размеров тела, его формы и коэффициента Пуассона; $C_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ – параметр,

представляющий собой скорость распространения упругих колебаний в бесконечно длинном стержне, материал которого аналогичен материалу рассматриваемого тела; E – модуль нормальной упругости; ρ – плотность материала.

Коэффициент формы $F(a, \mu)$ в данном исследовании принимался в соответствии с рекомендациями нормативно-технической документации (ГОСТ Р 52710–2007 Инструмент абразивный.

Акустический метод определения твердости и звуковых индексов по скорости распространения акустических волн). Применение методики определения ЧСК кругов и их звуковых индексов, предложенное в данном стандарте, согласуется с решаемой задачей.

Цель данного этапа исследования состоит в определении спектрального состава акустического сигнала, возбуждаемого ударным воздействием в шлифовальных кругах различного профиля. Варьируемый фактор эксперимента – профиль ШК; исследуемый параметр – спектральный состав собственных колебаний ШК.

Этап 2. Исследуется косвенная (акустическая) характеристика процесса плоского маятникового шлифования в зависимости от профиля инструмента по мере его износа на разных режимах. Сравниваются характеристики звука, генерируемого аналогичными процессами с применением ШК 1 и ШК 2. Кроме геометрических параметров применяемые инструменты не имеют отличий – характеристики кругов идентичны.

Экспериментальное исследование частот собственных колебаний шлифовальных кругов

В ходе исследования низкочастотных акустических колебаний (НАК) при плоском шлифовании Юганов В.С. [23] приходит к выводу, что имеет место почти полное совпадение информативных частот, характерных для процесса шлифования и собственных частот круга (рис. 3).

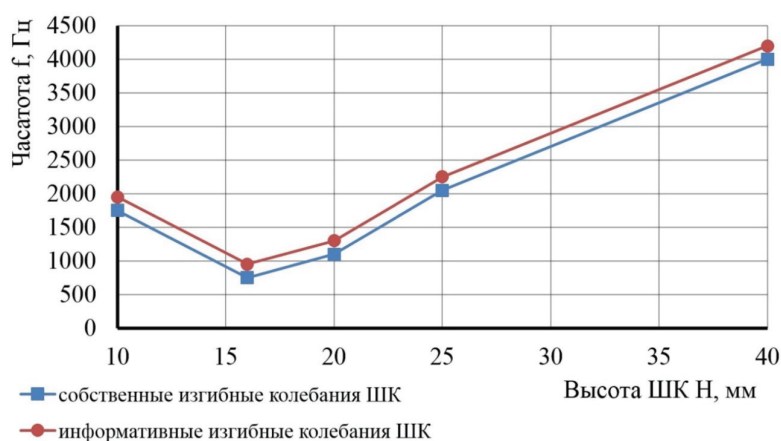


Рис. 3. Экспериментально полученные информативные и собственные частоты изгибных колебаний шлифовальных кругов прямого профиля $250 \times H \times 76$ [23]

Fig. 3. Grinding wheels straight profile bending vibrations $250 \times H \times 76$: Informative frequencies and Natural frequencies obtained experimentally [23]

Этот вывод впоследствии подтвердился в работе Агафонова В.В. [24]. Авторы утверждают, что источником колебаний на информативной частоте является непосредственно шлифовальный круг. Исходя из этого объектом исследования является шлифовальный круг 1 $250 \times 32 \times 76$ 25A F46 K 6 V 35 2700 об/мин ГОСТ Р 52781–2007. В качестве предмета выступает спектральный состав частот собственных колебаний шлифовальных кругов ШК 1 и ШК 2.

Для регистрации и обработки акустического сигнала и определения спектрального состава частот собственных колебаний шлифовальных кругов применяется измеритель частот собственных колебаний ИЧСК-2. Этот прибор предназначен для акустического контроля физико-механических свойств объектов и обнаружения дефектов изделий; при этом задействуется спектральный анализ акустического сигнала реакции объекта на тестовое воздействие. В частности, ИЧСК-2 обладает режимом для исследования шлифовальных кругов, позволяющим определять звуковой индекс (ЗИ) круга и на его основе делать заключение о степени твердости объекта в соответствии с ГОСТ Р 52710–2007. ЗИ определяется прибором на основании физико-механических свойств материала шлифовальных кругов, а также их геометрических параметров (табл. 1). Над каждым испытуемым объектом (ШК 1 и ШК 2) проведено по четыре опыта.

Таким образом, согласно данным, сведенным в табл. 1, были определены ЗИ шлифовальных кругов в соответствии с их физико-механическими и геометрическими параметрами.

Экспериментальное исследование акустических сигналов при плоском шлифовании

В этом разделе описано сравнительное экспериментальное исследование акустических сигналов в процессе плоского шлифования с применением кругов различных профилей. Объект исследования – процесс плоского маятникового шлифования; предмет – акустический сигнал, сопровождающий данный процесс.

Экспериментальная установка (рис. 4) смонтирована на базе универсального

Таблица 1

Table 1

Параметры шлифовальных кругов, необходимые для определения звукового индекса прибором ИЧСК-2

Parameters of the grinding wheels required to determine the sound index

Параметр / Parameter	ШК 1 / GW 1	ШК 2 / GW 2
Обозначение ШК / GW designation	1 250×32×76 25A F46 K 6 V 35 2700 об/мин ГОСТ Р 52781–2007	
Марка абразивного материала / Abrasive material type	Белый электрокорунд 25А / white electrocorundum 25A	
Размеры круга ($D \times H \times d$), мм / GW dimensions ($D \times H \times d$), mm	250×32×76	250×32×76
Коэффициент формы ШК (F), m^{-1} / GW shape factor (F), m^{-1}	0,001175	0,001182
Масса ШК (m), кг / GW mass (m), kg	3,14	2,72
Плотность ШК (ρ), $г/см^3$ / GW density (ρ), g/cm^3	2,02	

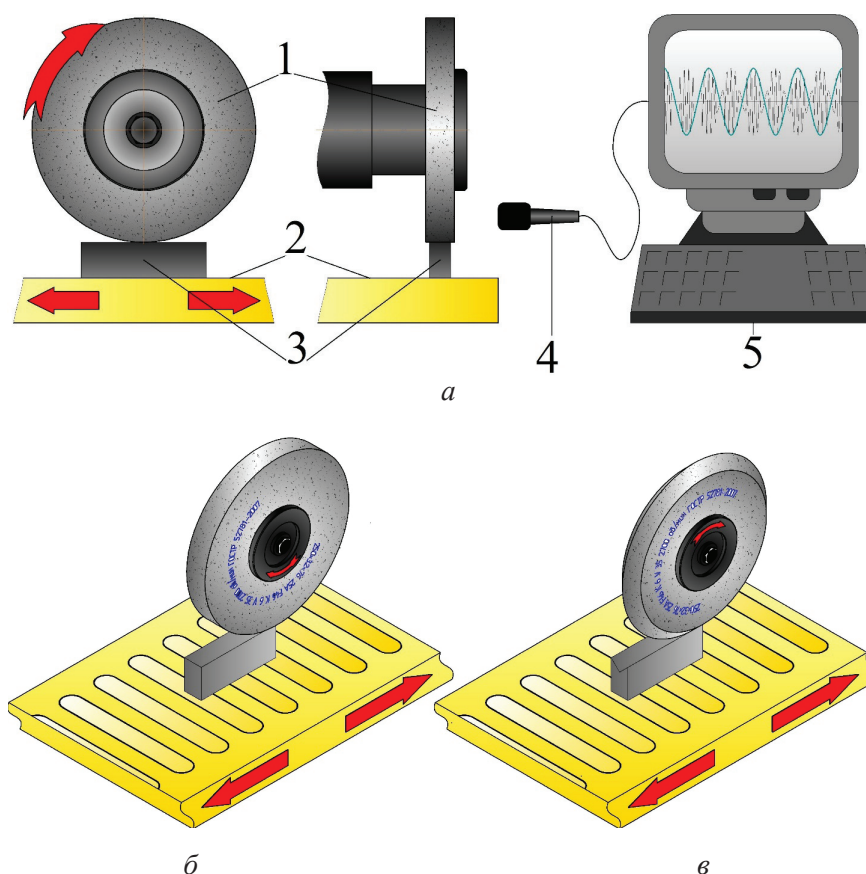


Рис. 4. Экспериментальная установка:

a – общий вид; *б* – с применением ШК 1; *в* – с применением ШК 2;
1 – инструмент; *2* – магнитный стол; *3* – заготовка (образец); *4* – микрофон;
5 – персональный компьютер

Fig. 4. Experimental setup:

a – general view; *б* – using GW 1; *в* – using GW 2;
1 – tool; *2* – magnetic table;
3 – workpiece (sample); *4* – microphone; *5* – personal computer

плоскошлифовального станка высокой точности с горизонтальным шпинделем и прямоугольным столом модели 3Г71М. Шлифуются образцы из углеродистой конструкционной стали 30, твердостью 37...41HRCэ в виде прямоугольных параллелепипедов с размерами 140×25×30 мм. Периферией ШК 1 обрабатывается плоскость с размерами 140×25 мм; ШК 2 обрабатывается канавка треугольной формы углом 90° длиной 140 мм. Режимы шлифования представлены в табл. 2.

Шлифовальные круги перед началом обработки закрепляются в планшайбе, балансируются статическим способом, устанавливаются на шпиндель станка и подвергаются правке.

В задачу каждого отдельного опыта входит фиксирование (запись) сигнала акустических сигналов для установленных технологических условий.

Для регистрации акустического сигнала применялся бесконтактный датчик – компактный микрофон направленного действия, закрепленный в штатив на расстоянии 50...100 мм от торцевой поверхности инструмента. Аналоговый акустический сигнал, принимаемый микрофоном, подвергался оцифровке с помощью звуковой карты персонального компьютера. Используется звуковая карта типа WDM. В качестве программного обеспечения для работы с полученными акустическими данными использовалась программа «SOUNDFORGEPro 13.0».

Для оценки качества шлифованной поверхности измерялось среднее арифметическое

отклонение профиля образца (Ra , мкм). Для этого применялся профилометр контактный степени точности 1 по ГОСТ 19300–86 модели 130. Обработанные поверхности были условно разделены на пять равных участков, после чего внутри каждого произведено по пять замеров шероховатости по направлению продольной подачи стола V_s и перпендикулярно V_s . Длина базовой линии, по которой определялся микропрофиль поверхности образца, равна 4 мм.

Описанная методика представляет собой набор элементов методик, примененных в проводимых ранее исследованиях аналогичной направленности [23, 24]. Методика доработана и адаптирована с учетом цели исследования. Применяющееся оборудование, аппаратура и программное обеспечение соответствуют цели и задачам данной работы, позволяют определять значения необходимых параметров с достаточной точностью.

Исследование акустического сигнала холостой работы экспериментальной установки

В рамках настоящей работы следует отдельно отразить степень влияния «шумов», сопровождающих работу агрегатов станка и не несущих полезной для исследования информации. Даже в лабораторных условиях невозможно зарегистрировать отдельно акустический сигнал одного конкретного источника. Множество элементов системы станка при обработке вносят свой опре-

Таблица 2

Table 2

Режимы обработки

Processing modes

Режим / Mode	Значение / Value
Окружная скорость вращения круга V_k , об/мин / Rotational speed of the GW V_k , rpm	2700
Периодическая вертикальная подача S_t на глубину t , мм/дв.ход / Intermittent vertical feed S_t to a depth of t , mm/double stroke	0,01 / 0,015 / 0,02
Продольная подача стола (заготовки) V_s , м/мин / Longitudinal feed of the table (workpiece) V_s , m/min	5
Ширина шлифования $l_{ш}$, мм / Grinding width l_g , mm	25 / 34
Продолжительность обработки T , мин / Processing time T , min	15

деленный вклад в общую акустическую картину. Для того чтобы получить представление об этом вкладе, необходимо предварительное исследование акустических сигналов, сопровождающих холостую работу станка. При внедрении данного метода на реальное производство также будет необходимо исследовать вклад прочих источников шумовых сигналов.

В рамках данной работы разнообразные акустические сигналы, не несущие в себе информации о свойствах и состоянии инструмента, будем называть шумовыми помехами, или шумами; сигнал, генерируемый упругими колебаниями ШК в процессе обработки и изменяющийся в зависимости от степени его износа, – информативным (полезным) акустическим сигналом [23]. Проведен анализ спектра акустических колебаний основных элементов технологической системы, работа которых сопровождается шумовым фоном. Рассмотрен спектральный состав при последовательном включении систем: 1 – электропитания, 2 – гидростанции, 3 – вращения шпинделя и 4 – продольной подачи стола V_s .

Результаты и их обсуждение

Раздел содержит описание полученных в ходе эксперимента результатов и их интерпретацию.

Частоты собственных колебаний и звуковой индекс шлифовальных кругов разного профиля

Частоты собственных колебаний. На рис. 5 и 6 показаны спектрограммы частот собственных колебаний для ШК 1 и ШК 2 соответственно. Прежде всего отметим, что несмотря на то, что материал, из которого состоят шлифовальные круги, и его физико-механические свойства идентичны, спектры распределения ЧСК имеют разный характер. Это позволяет утверждать, что форма круга оказывает серьезное влияние на характер возбуждаемых в нем упругих колебаний.

В работах [22, 23, 24] шлифовальный круг рассматривается как твердое упругое изотропное тело в форме диска с центральным отверстием (иногда как кольцевая пластина). Предлагаемый диск – это пластина круглой формы, толщина которой (высота круга H , мм) мала по сравнению с диаметром (диаметр круга D , мм), имеющая центральное осевое отверстие (посадочный диаметр d , мм).

Физически каждый эксцесс на спектрограммах (рис. 5 и 6) указывает частоту, с которой совершается колебание с определенной *модой* – пространственной конфигурацией колебаний точек шлифовального круга при ударном воздействии (ГОСТ Р ИСО 2041–2012). Из графиков видно, что для каждого круга характерно одновременное возникновение нескольких мод колебаний. Каждая из мод имеет свою форму, т. е. конфигурацию в пространстве, когда точки на его поверхностях находятся на максимальном расстоянии от положения равновесия (покоя). Доминирующие моды проявляются в высоких значениях уровня звука. Именно доминирующим модам за счет значительных отклонений микрообъемов тела от состояния равновесия характерен более мощный акустический сигнал, регистрируемый прибором неопределенной частоты. Моды, имеющие наименьшее значение частоты собственных колебаний, называются основной собственной модой. Так, для ШК 1 основная собственная мода вибрации $f_{\text{осн1}} = 2062$ Гц, для ШК 2 $f_{\text{осн2}} = 2337$ Гц.

Звуковой индекс. Упругая акустическая волна, распространяющаяся в материале шлифовального круга, возбужденная вследствие ударного воздействия, имеет ряд определенных характеристик. В рамках нашего исследования показательными характеристиками выступают приведенная скорость ее распространения C_L и звуковой индекс. ЗИ является нормированным интегральным показателем, представляющим собой усредненное в определенном диапазоне значение C_L , предусмотренный стандартом ГОСТ Р 52710-2007 и применяющийся при акустическом контроле [25, 26]. Связь ЗИ с коэффициентом формы объекта, модулем Юнга (E -модулем) и плотностью материала делает его высокоинформативным параметром, позволяющим определять некоторые физико-механические свойства абразивных материалов, в частности, степень твердости.

Согласно параметрам исследуемых объектов (см. табл. 1) в результате проведенных испытаний установлены значения ЗИ для каждого из них. Звуковые индексы для ШК 1 и ШК 2 приняли одинаковые значения и составили 47 единиц, что соответствует степени твердости К по ГОСТ Р 52587–2006 (или СМ1 по ГОСТ 2424–83). Значения степени твердости совпадают с маркиров-

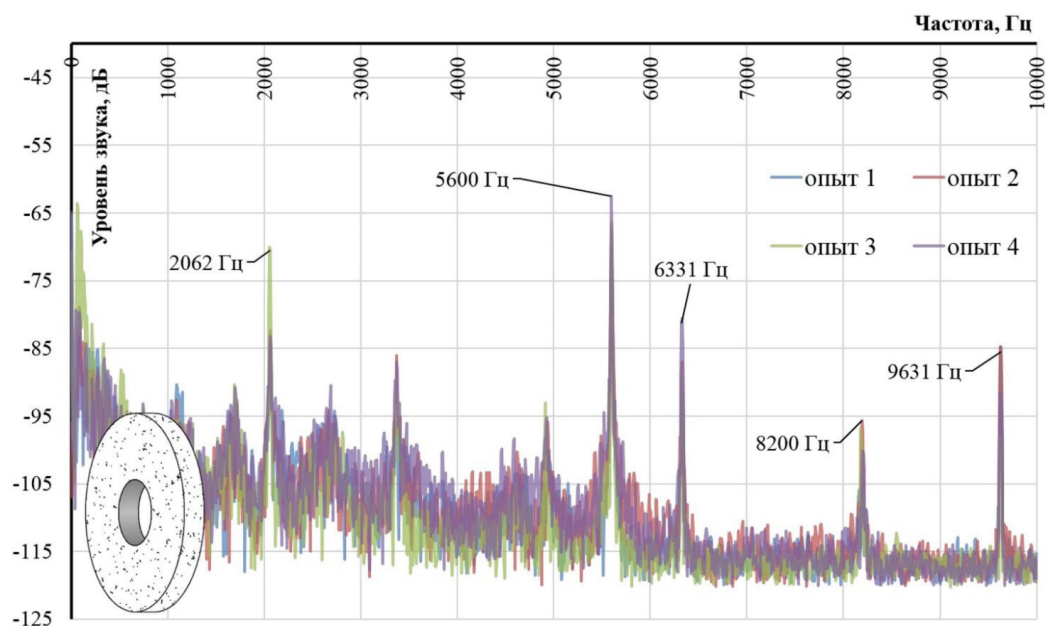


Рис. 5. Спектральный состав частот собственных колебаний ШК 1

Fig. 5. Spectral composition of GW 1 natural vibration frequencies

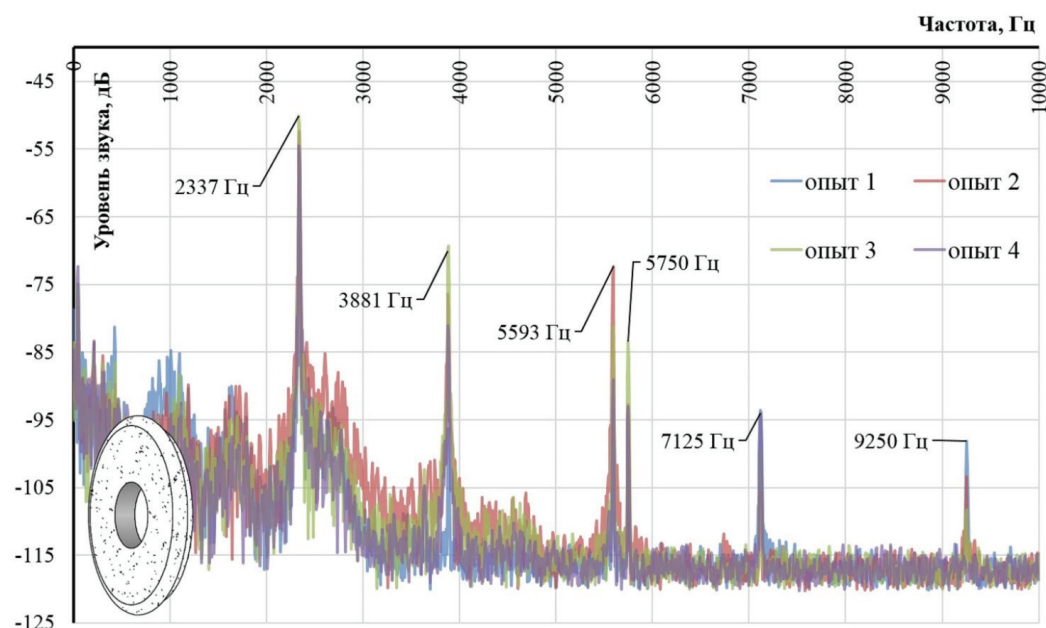


Рис. 6. Спектральный состав частот собственных колебаний ШК 2

Fig. 6. Spectral composition of GW 2 natural vibration frequencies

кой, установленной производителем. Значения приведенной скорости распространения акустической волны C_L , зарегистрированные прибором ИЧСК-2, попадают в диапазон 4600...4800 м/с.

По результатам измерений свойства материалов ШК 1 и ШК 2 не отличаются, что соответствует действительности. Отметим, что в данном случае изменение формы испытуемого ШК не повлияло на значение ЗИ, т.е. скорость распространения акустической волны C_L не из-

менилось, поскольку этот показатель зависит от физико-механических свойств материала, которые не претерпели изменений. Одновременно с этим зарегистрированы значительные изменения спектральной картины распределения ЧСК, что говорит о независимости параметров ЗИ и ЧСК.

Таким образом, установлено, что для исследованных кругов разной геометрической формы характерен различный спектральный состав соб-

ственных частот. На данном этапе исследований в этих различиях не прослеживается какой-либо закономерности.

Акустические сигналы, сопровождающие холостой режим работы плоскошлифовального станка модели 3Г71М

Исследовался акустический сигнал, сопровождающий работу систем станка модели 3Г71М. С помощью микрофона регистрировались акустические сигналы, сопровождающие последовательное включение систем: 1 – электропитания, 2 – гидростанции, 3 – вращения шпинделя и 4 – продольной маятниковой подачи стола V_s . В табл. 3 представлены спектрограммы, отражающие распределение частот акустических колебаний для зарегистрированных сигналов. Так, на первом этапе зарегистрирован сигнал от работы только системы электропитания, на последнем – от всех перечисленных систем. Поскольку шлифование при проведении эксперимента осуществляется сухим способом, учет работы системы подачи СОЖ не потребовался.

Анализ спектра акустических колебаний элементов технологической системы (ТС) показал, что наибольший вклад в акустическую картину работы станка на холостом ходу вносит вращение шпинделя с шлифовальным кругом (табл. 3, (3)). Значительное повышение уровня звука в широком частотном диапазоне (от 2 до 7,5 кГц) произошло в среднем на 26 % (рис. 7) относительно этапа, на котором были задействованы системы электропитания и гидравлики. Это вызвано совместным действием отдельных узлов шлифовальной головки: электродвигателя шлифовального круга М3 (2,2 кВт, 2860 об/мин, 50 Гц, исполнение М101 с коробкой выводов КЗ МРТУ16–510.002–65 АОЛ2–22–2–СІ); шкивов плоскоременной передачи; трехопорных подшипников; шпинделя; шлифовального круга.

Акустический сигнал, соответствующий работе гидравлической станции, нашёл отражение на интервале частот 250...650 Гц как стабильный эксцесс, наблюдаемый на каждой (кроме первой) из представленных спектрограмм. Уровень звука имеет пульсирующий во времени характер, что соответствует особенности работы масляного насоса, значение уровня звука составляет от –17 до –50 дБ.

Системы энергоснабжения и продольной подачи стола (табл. 3 (1), (4)) не генерируют значительных акустических возмущений элементов технологической системы, не вносят существенных изменений в общую акустическую картину холостой работы экспериментальной установки.

Важным фактом для дальнейшего исследования является устойчивый «провал», проявившийся на спектрограммах холостой работы в диапазоне 1900...2100 Гц. В дальнейшем при возникновении в указанном диапазоне новых обертонов можно утверждать, что их вызвало нечто не связанное со звуком холостой работы установки.

Таким образом, спектральный состав, представленный в табл. 3 (4), представляет собой относительно постоянный фоновый «шум», сопровождающий исследуемые процессы. Данный акустический компонент не следует учитывать при рассмотрении изменения состояния инструмента в процессе шлифования. В частности, постоянные эксцессы, присутствующие на спектрограммах (рис. 7–11) в диапазонах 550...650 и 2650...2700 Гц, определенно связаны с работой насосов гидравлической системы. При этом следует понимать, что значительное повышение уровня звука в указанных пределах частот невозможно при штатном функционировании гидравлической системы.

Акустические сигналы, сопровождающие процесс обработки шлифовальными кругами разного профиля

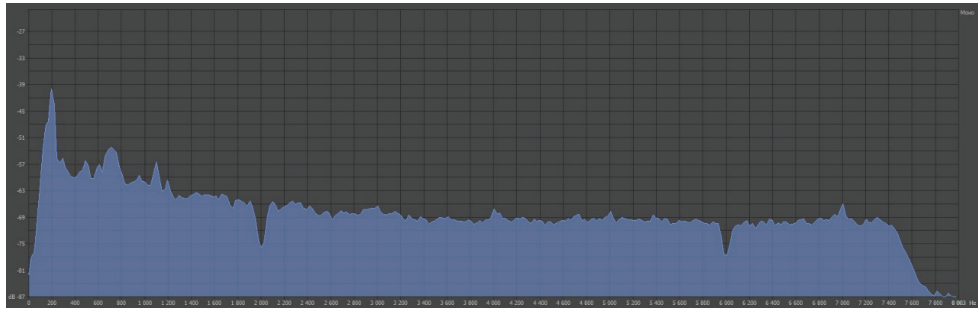
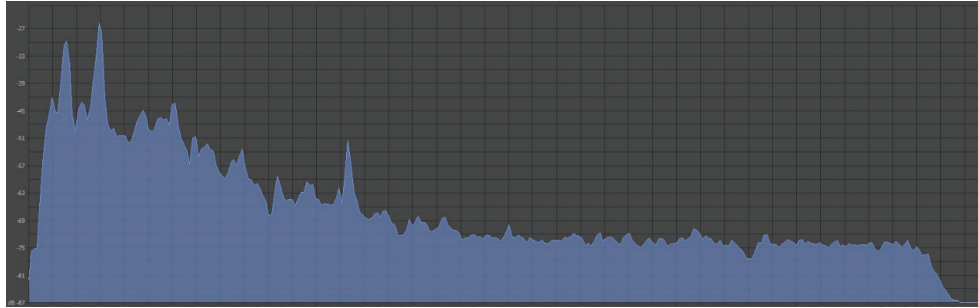
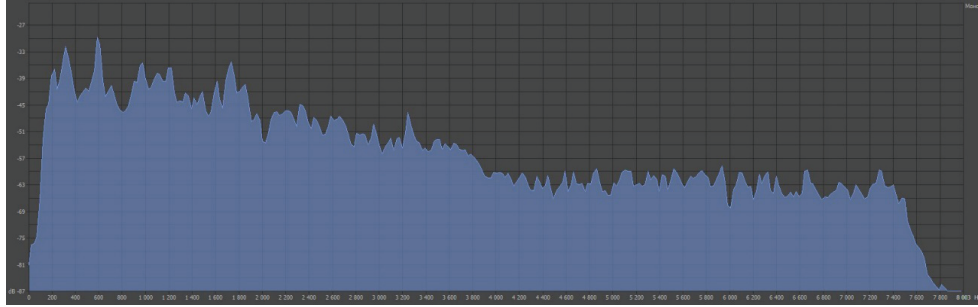
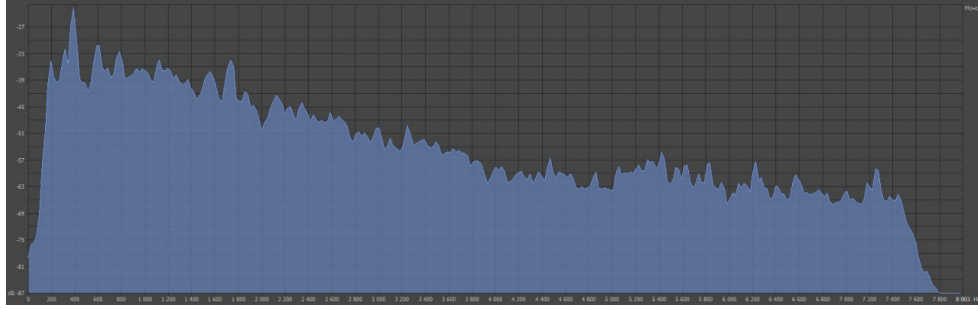
Испытуемые образцы шлифовались в течение 15 мин (900 с). Исследовалось влияние формы профиля ШК, значения периодической вертикальной подачи S_v на глубину t , а также продолжительности шлифования T на акустические явления, сопровождающие процесс обработки. Основные результаты исследования акустических сигналов представлены в виде спектрограмм распределения частот акустических колебаний для различных технологических условий и подлежащих сравнению.

Прежде всего отметим, что в высокочастотном диапазоне (> 8 кГц) не наблюдается значительных и стабильных акустических эксцессов. Кроме того, анализ спектрограмм холостой работы установки показал возникновение значи-

Таблица 3

Table 3

Спектрограммы акустического сигнала систем станка 3Г71М
Acoustic signal spectrograms of 3Г71М machine systems

Активная система / Active system	Спектрограмма / Spectrogram
(1) электропитание / (1) power supply	
+ (2) гидростанция / + (2) hydraulic power plant	
+ (3) вращение шпинделя / + (3) spindle rotation	
+ (4) продольная подача / + (4) longitudinal feed	

тельных эксцессов в низкочастотной области спектра (< 1000 Гц). В связи с этим рассматриваются спектрограммы в диапазоне $1...8$ кГц.

Спектрограммы начального этапа обработки (рис. 8 и 10) отличаются от спектрограммы холостой работы установкой проявлением новых эксцессов. Дополнительным источником акусти-

ческих колебаний здесь является только процесс шлифования (удаление припуска) заправленным кругом. Проявление данного процесса можно наблюдать на спектрограммах в виде увеличений амплитуды уровня звука в диапазоне $1400...2000$ Гц для обработки с применением ШК 1 и в диапазоне $1400...2400$ Гц для обработки с применением

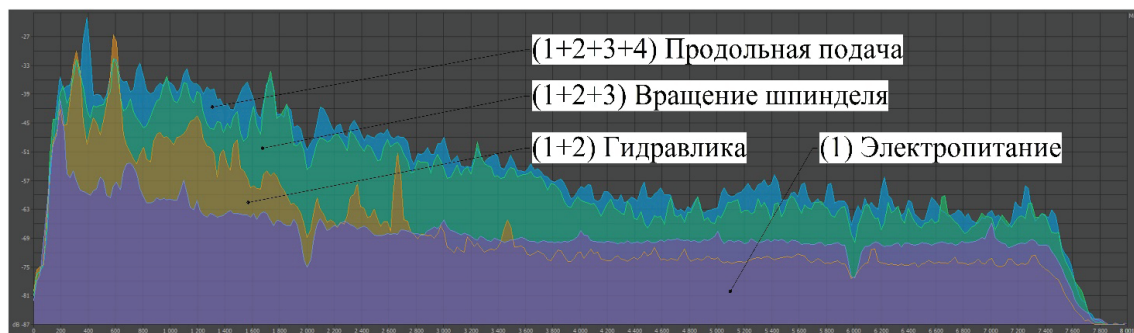


Рис. 7. Спектрограмма акустического сигнала холостой работы основных систем экспериментальной установки

Fig. 7. Idle operation acoustic signal spectrogram of the experimental setup main systems

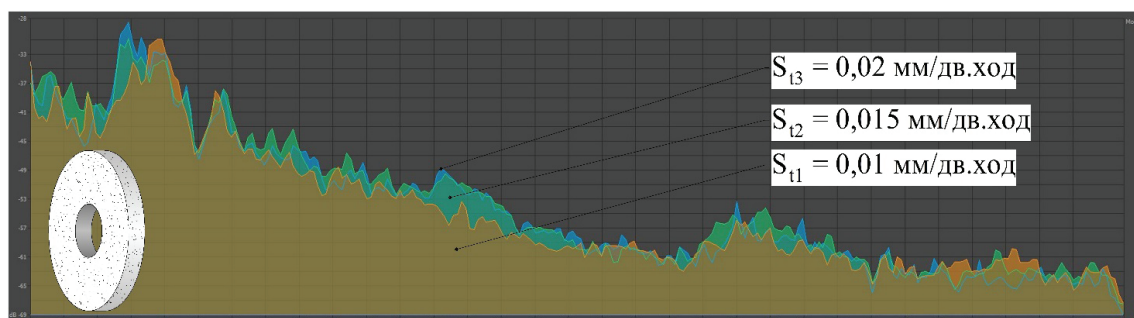


Рис. 8. Спектрограммы начального этапа обработки с применением ШК 1 и $S_{t1} = 0,01$; $S_{t2} = 0,015$; $S_{t3} = 0,02$ мм/дв.ход

Fig. 8. Spectrograms of initial processing stage with use GW 1 and $S_{t1} = 0.01$; $S_{t2} = 0.015$; $S_{t3} = 0.02$ mm/double stroke feeds

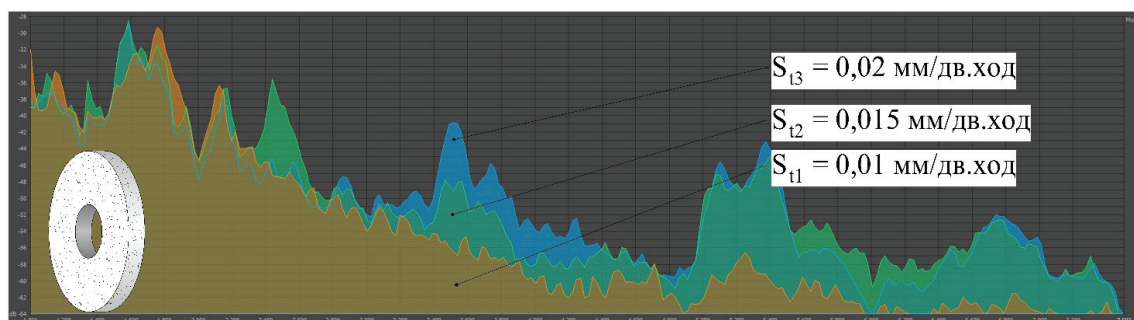


Рис. 9. Спектрограммы завершающего этапа обработки с применением ШК 1 и $S_{t1} = 0,01$ мм/дв.ход; $S_{t2} = 0,015$ мм/дв.ход; $S_{t3} = 0,02$ мм/дв.ход

Fig. 9. Spectrograms of final processing stage with use GW 1 and $S_{t1} = 0.01$; $S_{t2} = 0.015$; $S_{t3} = 0.02$ mm/double stroke

ШК 2, т. е. примененный акустический метод проявляет чувствительность к исследуемому процессу.

Начальному этапу также характерны достаточно слабые различия спектральных составов для разных значений периодической вертикальной подачи, особенно это относится к процессу с применением ШК 1. Обработка поверхностью

круга, которая сформирована алмазным карандашом в процессе правки, предполагает этап приработки. Данный этап может иметь разную продолжительность, которая зависит от величины периодической вертикальной подачи, но одинаковый механизм преобразования поверхности инструмента за счет удаления невыгодно ориентированных абразивных зерен.

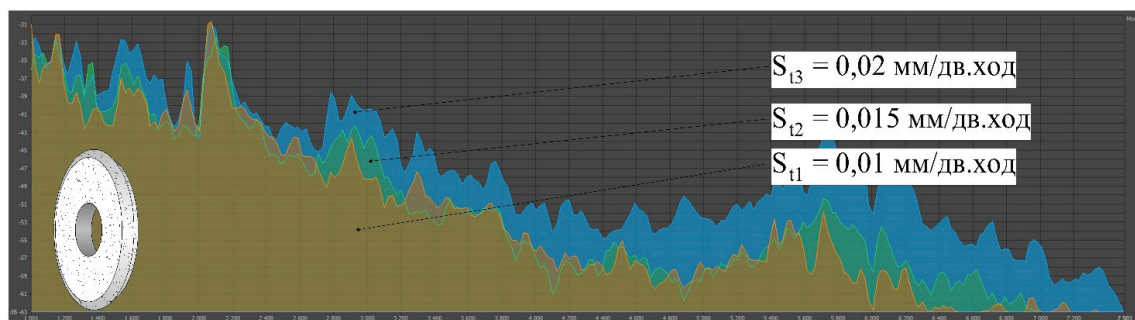


Рис. 10. Спектрограммы начального этапа обработки с применением ШК 2 и $S_{11} = 0,01$; $S_{12} = 0,015$; $S_{13} = 0,02$ мм/дв.ход

Fig. 10. Spectrograms of initial processing stage with use GW 2 and $S_{11} = 0.01$; $S_{12} = 0.015$; $S_{13} = 0.02$ mm/double stroke feeds

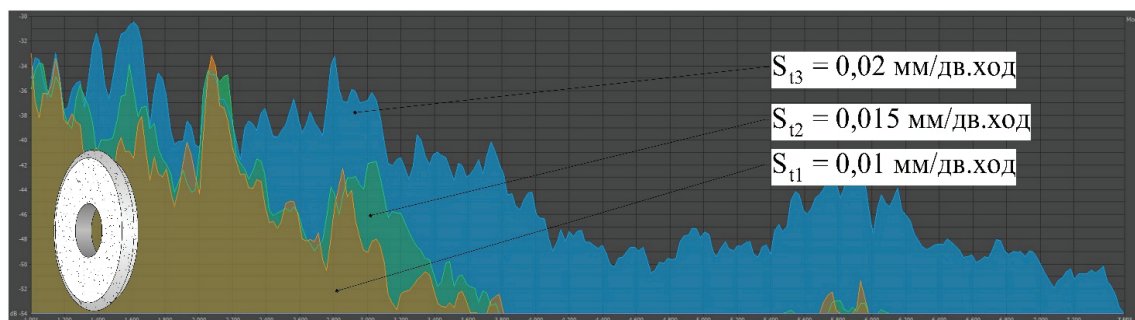


Рис. 11. Спектрограммы завершающего этапа обработки с применением ШК 2 и $S_{11} = 0,01$; $S_{12} = 0,015$; $S_{13} = 0,02$ мм/дв.ход

Fig. 11. Spectrograms of final processing stage with use GW 2 and $S_{11} = 0.01$; $S_{12} = 0.015$; $S_{13} = 0.02$ mm/double stroke

На завершающем этапе обработка осуществляется инструментом, утратившим первоначальные характеристики, со сниженной режущей способностью. Если этапу нормальной работы [27] соответствуют в основном истирание вершин абразивных зерен и поверхностное выкрашивание, то в рассматриваемый момент (аварийный этап) происходит уже объемное разрушение зерен и вырывание их из связки. Интенсивно возрастающий износ инструмента и снижение его режущей способности имеет следующие проявления на спектрограммах завершающего этапа обработки (рис. 9 и 11). Видно, что произошли значительные увеличения амплитуды уровня звука в широком диапазоне частот. Наиболее ярко это проявляется при шлифовании на более жестких режимах (S_{12} , S_{13}). Для малых значений S_i (S_{11}) рост амплитуды уровня звука также имеет место, однако проявлен значительно слабее.

Для завершающего этапа обработки с применением ШК 1 наиболее характерными диа-

пазонами частот, содержащими значительные приросты амплитуды уровня звука, являются: 2150 ± 150 Гц, 3500 ± 300 Гц, $4900 \dots 5500$ Гц и 6750 ± 200 Гц. В аналогичном отношении перечислим диапазоны частот, свойственные завершающему этапу обработки с применением ШК 2: 2070 ± 200 Гц; 2750 ± 250 Гц; $5500 \dots 6150$ Гц.

Таким образом, вследствие отличий спектральных составов акустических колебаний и отсутствия других факторов, способных внести в них значительные изменения, можно утверждать, что форма шлифовального круга значительно влияет на спектральный состав акустических колебаний, возникающих при обработке. Кроме того, изменения режущей способности инструмента, происходящие в ходе протекания процесса шлифования, также находят отражение на спектрограммах акустики процесса.

Далее предлагается сравнение распределений частот акустических сигналов, полученных при исследовании ЧСК кругов и при исследовании процесса шлифования. Для этого в одной

системе координат в упрощенном виде разместим графики ЧСК (рис. 5, 6) и спектрограммы процесса шлифования на завершающем этапе обработки (рис. 9, 11), проведем визуальное сравнение (рис. 12).

Выделим основные интервалы частот, содержащие значительные эксцессы, развивающиеся по мере обработки. При этом необходимо учитывать шумы, сопровождающие работу узлов экспериментальной установки. На рис. 12 схематично представлено сравнение ЧСК шлифовальных кругов и частот акустических сигналов, записанных в процессе шлифования.

Доминирующими частотами собственных колебаний шлифовальных кругов являются 2062 и 2337 Гц соответственно для ШК 1 и ШК 2. Именно эти частоты колебаний использовались при расчете скорости распространения звуковой волны C_L и определения звукового индекса. Из схемы, рис. 12, видно, что полного совпадения собственных частот колебаний шлифовального круга с частотами акустических сигналов при шлифования, как утверждается в работе В.С. Юганова [23], не наблюдается. Однако имеются достаточно близкие значения

этих частот. Наиболее близкие значения частот наблюдаются при рассмотрении ЧСК ШК 1 и частот при шлифовании кругом прямого профиля: 2062 и 2150 Гц соответственно. При аналогичном сравнении ШК 2 разница частот более существенная: собственные колебания – 2337 Гц и процесс шлифования – 2070 Гц. Таким образом, подтверждается, что источником акустического сигнала при шлифовании выступает шлифовальный круг. Информативными частотами для процессов с использованием ШК 1 и ШК 2 являются соответственно: $f_{ШК1} = 2050...2250$ Гц; $(2150 \pm 100$ Гц); $f_{ШК2} = 1970...2170$ Гц $(2070 \pm 100$ Гц).

В результате установлено, что при исследовании взаимосвязи между акустическими характеристиками процесса шлифования и режущей способностью инструмента для различных технологических условий (профиль инструмента, значение периодической вертикальной подачи на глубину t и продолжительность обработки) целесообразно принимать во внимание значение доминирующих частот собственных колебаний используемых шлифовальных кругов, так как по ним можно определять значения информативных частот.

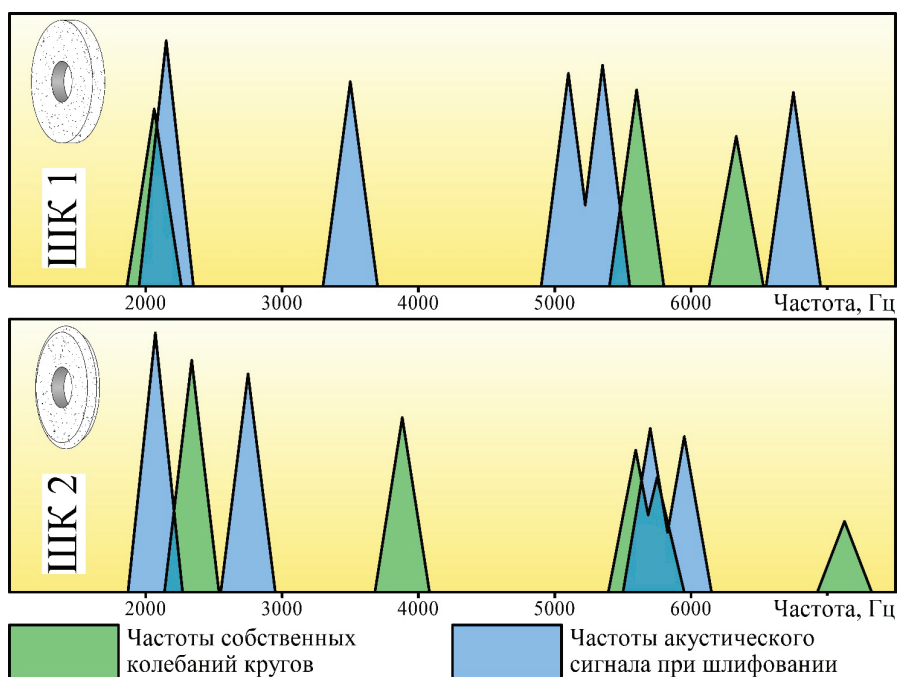


Рис. 12. Схема сравнения частот собственных колебаний шлифовальных кругов и частот акустического сигнала шлифования

Fig. 12. Comparison scheme of grinding wheels natural vibrations frequencies and frequencies of acoustic grinding signal

Математическое моделирование параметра уровня звука при шлифовании инструментом различного профиля

На основании данных о динамике акустического сигнала в процессе шлифования возможна разработка *регрессионных моделей*, описывающих зависимость уровня звука (β , дБ) от продолжительности обработки (T , мин) и значения периодической вертикальной подачи на глубину t (S_p , мм/дв.ход) для каждого из исследуемых кругов:

$$\beta_{ШК1} = -38,6 + 128,7S_p + 0,096T; \quad (2)$$

$$\beta_{ШК2} = -36,05 + 75,9S_p + 0,29T. \quad (3)$$

Статистическая значимость уравнений проверена с помощью коэффициента детерминации и критерия Фишера. Для уравнения (2) коэффициент детерминации составляет $R^2 = 0,46$; для уравнения (3) $R^2 = 0,63$. Расчетное значение критерия Фишера для уравнения (2) $F_{ШК1} = 36,5$; для уравнения (3) $F_{ШК2} = 73,4$. Табличные значения критерия для уравнений совпадают, поскольку при статистической обработке имеют равное число степеней свободы $F_{табл} = 3,07$. И поскольку в обоих случаях фактическое значение F -критерия Фишера значительно превышает критическое (табличное), то можно заключить, что коэффициенты детерминации статистически значимы и уравнения регрессии статистически надежны, коэффициенты при S_p и t совместно значимы.

Математические модели (2) и (3) описывают зависимость акустического параметра – уровня звука определенной частоты от значения периодической вертикальной подачи на глубину t и продолжительности обработки. Модели имеют как сходство, так и серьезные различия. Их анализ показал, что величина периодической вертикальной подачи на глубину t (S_p , мм/дв.ход) имеет большее влияние на показание уровня звука (аналогично с [28]) по сравнению с продолжительностью обработки (T , мин). При этом для уравнения (3) фактор продолжительности обработки имеет более серьезное значение, чем для уравнения (2). Таким образом, продолжительность обработки кругом ШК 2 в большей степени влияет на уровень звука, чем продолжительность обработки кругом ШК 1.

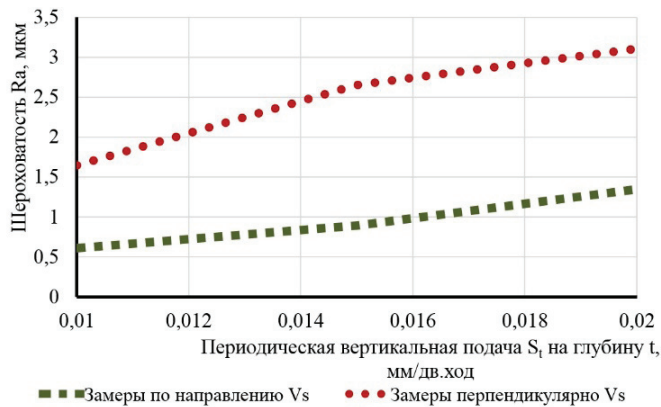
Прикладное значение разработанных моделей заключается в возможности прогнозирования уровня звука для мониторинга текущего состояния режущей способности инструмента в диапазонах S_p от 0,01 до 0,02 мм/дв.ход и продолжительности обработки от 0 до 15 мин. Корректное использование полученных математических моделей для определения акустических параметров (амплитуды уровня звука) возможно лишь в случае соответствия информативных частот, для которых данные модели были разработаны.

Исследование шероховатости. Исследование шероховатости заготовок проводилось в конце цикла обработки продолжительностью 15 мин. Полученные результаты измерений представлены на графиках, изображенных на рис. 13. Установлена зависимость значений среднего арифметического отклонения профиля образцов (R_a , мкм) от фактора периодической вертикальной подачи на глубину t (S_p , мм/дв.ход).

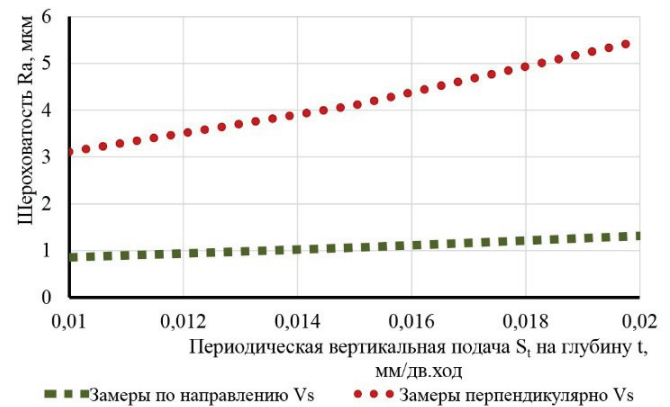
Из графиков видно, что шероховатость поверхности, сформированной профильным кругом ШК 2, всегда значительно грубее по сравнению с обработкой с применением ШК 1. Так, замеры по направлению продольной подачи V_s отличаются на 20 %; замеры, проведенные перпендикулярно направлению V_s отличаются на 70 %. Заметен также тренд к увеличению значений шероховатости по мере увеличения периодической вертикальной подачи на глубину t . При этом для замеров, проведенных по направлению V_s , значения для ШК 2 хоть и превышают значения для ШК 1, но возрастают медленнее (меньше зависят от S_p). Значение шероховатости, полученное для $S_{p1} = 0,01$ мм/дв.ход, отличается от значения, полученного для $S_{p3} = 0,02$ мм/дв.ход, в 2,3 раза для ШК 1 и в 1,6 раза для ШК 2.

Поскольку с применением ШК 2 площадь пятна контакта инструмента с заготовкой увеличивается (на 35 %), поэтому процесс обработки требует большего расхода мощности, что согласуется с выводами Ермолаева В.К. [29]. Более жесткие условия обработки, реализуемые на том же оборудовании, в результате привели к ухудшению качества обработанной поверхности.

Направление для дальнейших исследований. Акустический метод, положительно зарекомендовавший себя на многих видах обработки, потенциально способен обеспечить качественную информационную поддержку при достаточном



а



б

Рис. 13. Зависимость шероховатости от значения периодической вертикальной подачи S_t на глубину t :

а – для ШК 1; б – для ШК 2

Fig. 13. Dependence of roughness on the value of periodic vertical feed S_t at depth t :

а – for the GW 1; б – for the GW 2

его исследовании. Следовательно, выявление особенностей акустических характеристик, свойственных процессу профильного шлифования, установление зависимости между ними и степенью износа ШК сделает возможным определение текущего состояния инструмента и откроет пути для корректировки режимов шлифования в соответствии с требованиями к качеству продукции.

Основным направлением дальнейших исследований в рамках обозначенной темы является модернизация полученных математических моделей, расширение области их практической применимости.

Для установления достоверной связи между косвенными акустическими параметрами процесса профильного шлифования и характеристиками качества обрабатываемой поверхности необходимо проведение дополнительных исследований динамики изменения микро- и макро-топографии поверхности шлифуемых заготовок во времени. Степень прикладной значимости зависит от разнообразия факторов эксперимента и соответственно возможности использования моделей в более широком диапазоне технологических условий. Среди таких условий прежде всего необходимо уделить внимание технологическим схемам и режимам шлифования; геометрическим параметрам профилей ШК и характеристикам ШК; материалу обрабатываемых заготовок. При выборе факторов, влияющих на исследуемые акустические параметры и харак-

теристики качества, необходимо исходить из существующих производственных потребностей.

Важным этапом настоящей работы является определение информативных частот с использованием анализа частот собственных колебаний кругов. Поскольку примененный метод показал близкие значения ЧСК и информативных частот акустического сигнала при шлифовании, целесообразно будет продолжить исследования в данном направлении применительно к шлифовальным кругам другой геометрии.

Итоговый результат планируемого исследования будет состоять в разработке методических рекомендаций по выбору рациональной технологии обработки партии деталей в зависимости от объема и требований к качеству на основе характеристик акустического сигнала.

Выводы

В рамках работы проведено исследование профильного шлифования акустическим методом. Определен информативный акустический диапазон, связанный с изменением состояния шлифовального круга по мере протекания процесса обработки. Из этого следует, что цель работы достигнута. Приведем основные выводы исследования.

1. Характер спектрального состава частот собственных колебаний шлифовального круга зависит от его формы. Имеют место значительные различия в спектрограммах ЧСК для объ-

ектов разной формы. В свою очередь, звуковой индекс, определенный эмпирическим способом, показал отсутствие зависимости от формы объектов, так как является показателем физико-механических свойств.

2. Исследование акустического сигнала, сопровождающего работу экспериментальной установки на холостом ходу, показал, что наиболее значительный вклад в акустическую картину вносит вращение шпинделя с шлифовальным кругом. Кроме того, установлено влияние гидравлической системы на акустический сигнал в низкочастотном акустическом диапазоне (< 1000 Гц). Вследствие этого установлена целесообразность исследования спектрограмм акустического сигнала шлифования в диапазоне от 1 до 8 кГц.

3. Выявлены частотные диапазоны, в рамках которых происходит рост амплитуды уровня звука при шлифовании с применением ШК 1 и ШК 2. Такими диапазонами являются:

– для ШК 1 – 2000...2300 Гц; 3200...3800 Гц; 4900...5500 Гц; 6550...6950 Гц;

– для ШК 2 – 1870...2270 Гц; 2500...3000 Гц; 5500...6150 Гц.

Выявлены информативные частотные диапазоны: $f_{ШК1} = 2050...2250$ Гц; (2150 ± 100) Гц; $f_{ШК2} = 1970...2170$ Гц (2070 ± 100 Гц). Показана зависимость ЧСК и акустических сигналов при шлифовании. Предварительная оценка ЧСК позволяет определять информативные частоты акустического сигнала шлифования с применением кругов разного профиля.

4. С помощью регрессионного анализа акустических данных разработаны математические модели зависимости уровня звука (β , дБ) от значения периодической вертикальной подачи на глубину t (S_p , мм/дв.ход) и продолжительности обработки (T , мин) для рассмотренных инструментов:

$$\beta_{ШК1} = -38,6 + 128,7S_p + 0,096T;$$

$$\beta_{ШК2} = -36,05 + 75,9S_p + 0,29T.$$

Установлено, что уровень звука может выступать косвенным критерием для определения текущего состояния шлифовального круга в процессе обработки, позволяющим поддерживать заданные требования качества обрабатываемых деталей.

Список литературы

1. Zhou C., Guo K., Sun J. Sound singularity analysis for milling tool condition monitoring towards sustainable manufacturing // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2021. – Vol. 157. – P. 1–17. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2021.107738.
2. Boaron A., Weingaertner W.L. Dynamic in-process characterization method based on acoustic emission for topographic assessment of conventional grinding wheels // *Wear*. – 2018. – Vol. 406–407. – P. 218–229. – DOI: 10.1016/j.wear.2018.04.009.
3. Gholizadeh S., Leman Z., Baharudin B.T.H.T. A review of the application of acoustic emission technique in engineering // *Structural Engineering and Mechanics*. – 2015. – Vol. 54, iss. 6. – P. 1075–1095. – DOI: 10.12989/sem.2015.54.6.1075.
4. Lu Z.-J., Xiang Q., Xu L. An application case study on multi-sensor data fusion system for intelligent process monitoring // *Procedia CIRP*. – 2014. – Vol. 17. – P. 721–725. – DOI: 10.1016/j.procir.2014.01.122.
5. Grinding burn detection based on cross wavelet and wavelet coherence analysis by acoustic emission signal / Z. Gao, J. Lin, X. Wang, Y. Liao // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2019. – Vol. 32, iss. 68. – P. 1–10. – DOI: 10.1186/s10033-019-0384-0.
6. An intelligent system for grinding wheel condition monitoring based on machining sound and deep learning / C.H. Lee, J.S. Jwo, H.Y. Hsieh, C.S. Lin // *IEEE Access*. – 2020. – Vol. 8. – P. 58279–58289. – DOI: 10.1109/ACCESS.2020.2982800.
7. Evaluation of grinding wheel surface by means of grinding sound discrimination / A. Hosokawa, K. Mashimo, K. Yamada, T. Ueda // *JSME International Journal. Series C, Mechanical Systems, Machine Elements and Manufacturing*. – 2004. – Vol. 47, iss. 1. – P. 52–58.
8. Comprehensive investigation on sound generation mechanisms during machining for monitoring purpose / R. Nourizadeh, S.M. Rezaei, M. Zareinejad, H. Adibi // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Vol. 121, iss. 1. – P. 1598–1610. – DOI: 10.1007/s00170-022-09333-7.
9. Li X. A brief review: acoustic emission method for tool wear monitoring during turning // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2002. – Vol. 42. – P. 157–165.
10. The use of wavelet transform to evaluate the sensitivity of AE attributes to variation of cutting parameters in milling aluminium alloys / R. Asadi, M.J. Anahid, H. Heydarnia, H. Mehmanparast, S.A. Niknam // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – Vol. 1. – P. 1–14. – DOI: 10.21203/rs.3.rs-1054589/v1.

11. Tool wear monitoring in micromilling using support vector machine with vibration and sound sensors / M.C. Gomes, L.C. Brito, M.B. da Silva, M.A.V. Duarte // *Precision Engineering*. – 2021. – Vol. 67. – P. 137–151. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2020.09.025.
12. Acoustic emission signal source separation for a flank wear estimation of drilling tools / F. Klocke, B. Döbeler, T. Pullen, T. Bergs // *Procedia CIRP*. – 2019. – Vol. 79. – P. 57–62. – DOI: 10.1016/j.procir.2019.02.011.
13. Liu C.S., Ou Y.J. Grinding wheel loading evaluation by using acoustic emission signals and digital image processing // *Sensors*. – 2020. – Vol. 20. – P. 1–13. – DOI: 10.3390/s20154092.
14. Deep convolutional neural network-based in-process tool condition monitoring in abrasive belt grinding / C. Cheng, J. Li, Y. Liu, M. Nie, W. Wang // *Computers in Industry*. – 2019. – Vol. 106. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.compind.2018.12.002.
15. Correlation between surface roughness and AE signals in ceramic grinding based on spectral analysis / M.A.A. Viera, F.A. Alexandre, P.R. Aguiar, R.B. Silva, E.C. Bianchi // *MATEC Web of Conferences*. – 2018. – Vol. 249. – P. 1–5. – DOI: 10.1051/mateconf/2018249030.
16. Diamond wheel grinding characteristics of 3D-orthogonal quartz fiber reinforced silica ceramic matrix composite / B. Lin, H. Wang, J. Wei, T. Sui // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2020. – Vol. 34, iss. 5. – P. 404–414. – DOI: 10.1016/j.cja.2020.12.026.
17. Tool wear monitoring by ensemble learning and sensor fusion using power, sound, vibration, and AE signals / V. Nasir, S. Dibaji, K. Alaswad, J. Cool // *Manufacturing Letters*. – 2021. – Vol. 30. – P. 32–38. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2021.10.002.
18. Tool wear behavior of vitrified microcrystalline alu-mina wheels in creep feed profile grinding of turbine blade root of single crystal nickel-based superalloy / Q. Miao, W. Ding, W. Kuang, J. Xu // *Tribology International*. – 2020. – Vol. 145. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.triboint.2019.106144.
19. Methodology for the immediate detection and treatment of wheel wear in contour grinding / L. Xu, M. Niu, D. Zhao, N. Xing, F. Fan // *Precision Engineering*. – 2019. – Vol. 60. – P. 405–412. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2019.09.006.
20. Agnard S., Liu Z., Hazel B. Material removal and wheel wear models for robotic grinding wheel profiling // *Procedia Manufacturing*. – 2015. – Vol. 2. – P. 35–40. – DOI: 10.1016/j.promfg.2015.07.007.
21. Гурьянихин В.Ф. Разработка средств текущего контроля и управления процессами шлифования и правки по интенсивности звукового излучения // *Вопросы технологии машиностроения: материалы выездного заседания Головного совета «Машиностроение» МО РФ*. – Ульяновск, 2003. – С. 67–72.
22. Глаговский Б.А. Низкочастотные акустические методы контроля в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1977. – 203 с.
23. Юганов В.С. Использование низкочастотных акустических колебаний для текущего контроля процесса шлифования: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. – Ульяновск, 1999. – 198 с.
24. Агафонов В.В. Повышение эффективности круглого наружного врезного шлифования путем управления скоростью подачи по интенсивности звукового сигнала: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. – Ульяновск, 2010. – 181 с.
25. Глаговский Б.А., Московенко И.Б. Звуковой индекс – критерий оценки характеристик абразивных инструментов // *Труды конференции “Intergrind 88”*. – Будапешт, 1988. – Т. 1. – С. 45–52.
26. Коварская Е.З., Московенко И.Б., Павлов И.В. Контроль качества и физико-механических свойств твердых и сверхтвердых материалов по звуковому индексу // *Современные методы и приборы контроля качества и диагностики состояния объектов: сборник статей 7-й Международной научно-технической конференции*. – Могилев, 2020. – С. 82–92.
27. Носенко В.А., Носенко С.В. Технология шлифования металлов: монография. – Старый Оскол: ТНТ, 2013. – 616 с.
28. Ардашев Д.В., Жуков А.С. Экспериментальное исследование взаимосвязи виброакустических параметров процесса шлифования с показателями макронеровности обработанной поверхности // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 6–19. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-6-19.
29. Ермолаев В.К. Развитие профильного шлифования // *Ритм машиностроения*. – 2019. – № 4. – С. 40–48.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Investigation of the relationship between the cutting ability of the tool and the acoustic signal parameters during profile grinding

Dmitrii Ardashev ^a, Alexander Zhukov ^{b, *}

South Ural State University, 76 Prospekt Lenina, Chelyabinsk, 454080, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>, ardashevdy@susu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-9328-7148>, zhukovas@susu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 August 2022

Revised: 06 September 2022

Accepted: 21 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Profile grinding,
 Profiled grinding wheel
 Actual cutting ability
 Acoustic signal analysis
 Spectral composition
 Natural frequency
 Informative frequency
 Sound index

Funding

The research was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (grant No. FENU-2020-0020).

ABSTRACT

Introduction. Modern mechanical engineering is closely connected with digital production management technologies, for which an important aspect is the collection of reliable information about the current state of the systems. Acoustic methods of current control of the tool cutting ability possess significant potential due to the possibility of continuously obtaining up-to-date data on the parameters of machining process. Profile grinding is one of the widespread methods of machining surfaces of complex configuration. The high importance of this method lies in the high degree of responsibility of shaped parts obtained with it. The wear parameter of profiled grinding wheels needs current control to the same extent as other types of cutting tools. At the same time, acoustic methods of research have not found wide application in relation to profile grinding. In view of this, the present work is aimed at studying the influence of the tool wear rate on the acoustic characteristics of grinding when using grinding wheels of different profiles. **Purpose of work** is to determine the acoustic parameters of profile grinding with application of planar grinding scheme as it wears out in comparison with analogical process with application of straight profile grinding wheel. As the basic **methods of research** an experiment is used to study the acoustic phenomena accompanying grinding with application of wheels of different profile. An analysis of the acoustic signal of grinding is carried out, as well as an analysis of the spectrum of its frequency composition. The frequencies of natural vibrations of grinding wheels of different profiles are investigated, its sound index is determined as a criterion for evaluating its characteristics. Acoustic characteristics of the grinding process with the use of grinding wheels of different profiles are compared. Regression analysis of acoustic data obtained as a result of the experiment is also used. **Results and discussion.** Spectrograms of frequencies of natural vibrations of the wheels under research, as well as a number of spectrograms of the acoustic signal accompanying the processing process for various technological conditions are received. As a result of comparing the obtained spectrograms, the informative frequencies of the grinding processes are determined. Mathematical models of sound level dependence on the value of periodic vertical feed S_z at depth t and processing time T are developed. It is established that the value of periodic vertical feed S_z at depth t has a greater influence on the acoustic index in comparison with the machining duration T . Practical significance and prospects of the results of the work lies in the possibility of increasing the efficiency of profile grinding processes due to the rational use of the tool availability.

For citation: Ardashev D.V., Zhukov A.S. Investigation of the relationship between the cutting ability of the tool and the acoustic signal parameters during profile grinding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 64–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-64-83. (In Russian).

References

1. Zhou C., Guo K., Sun J. Sound singularity analysis for milling tool condition monitoring towards sustainable manufacturing. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2021, vol. 157, pp. 1–17. DOI: 10.1016/j.ymssp.2021.107738.
2. Boaron A., Weingaertner W.L. Dynamic in-process characterization method based on acoustic emission for topographic assessment of conventional grinding wheels. *Wear*, 2018, vol. 406–407, pp. 218–229. DOI: 10.1016/j.wear.2018.04.009.

* Corresponding author

Zhukov Alexander S., Post-graduate student
 South Ural State University,
 76 Prospekt Lenina,
 454080, Chelyabinsk, Russian Federation

Tel.: 8 (351) 272-32-94, e-mail: zhukovas@susu.ru

3. Gholizadeh S., Leman Z., Baharudin B.T.H.T. A review of the application of acoustic emission technique in engineering. *Structural Engineering and Mechanics*, 2015, vol. 54, iss. 6, pp. 1075–1095. DOI: 10.12989/sem.2015.54.6.1075.
4. Lu Z.-J., Xiang Q., Xu L. An application case study on multi-sensor data fusion system for intelligent process monitoring. *Procedia CIRP*, 2014, vol. 17, pp. 721–725. DOI: 10.1016/j.procir.2014.01.122.
5. Gao Z., Lin J., Wang X., Liao Y. Grinding burn detection based on cross wavelet and wavelet coherence analysis by acoustic emission signal. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2019, vol. 32, iss. 68, pp. 1–10. DOI: 10.1186/s10033-019-0384-0.
6. Lee C.H., Jwo J.S., Hsieh H.Y., Lin C.S. An intelligent system for grinding wheel condition monitoring based on machining sound and deep learning. *IEEE Access*, 2020, vol. 8, pp. 58279–58289. DOI: 10.1109/ACCESS.2020.2982800.
7. Hosokawa A., Mashimo K., Yamada K., Ueda T. Evaluation of grinding wheel surface by means of grinding sound discrimination. *JSME International Journal. Series C, Mechanical Systems, Machine Elements and Manufacturing*, 2004, vol. 47, iss. 1, pp. 52–58.
8. Nourizadeh R., Rezaei S.M., Zareinejad M., Adibi H. Comprehensive investigation on sound generation mechanisms during machining for monitoring purpose. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121, iss. 1, pp. 1598–1610. DOI: 10.1007/s00170-022-09333-7.
9. Li X. A brief review: acoustic emission method for tool wear monitoring during turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2002, vol. 42, pp. 157–165.
10. Asadi R., Anahid M.J., Heydarnia H., Mehmanparast H., Niknam S.A. The use of wavelet transform to evaluate the sensitivity of AE attributes to variation of cutting parameters in milling aluminium alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 1, pp. 1–14. DOI: 10.21203/rs.3.rs-1054589/v1.
11. Gomes M.C., Brito L.C., Silva M. B. da, Duarte M.A.V. Tool wear monitoring in micromilling using support vector machine with vibration and sound sensors. *Precision Engineering*, 2021, vol. 67, pp. 137–151. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2020.09.025.
12. Klocke F., Dobbeler B., Pullen T., Bergs T. Acoustic emission signal source separation for a flank wear estimation of drilling tools. *Procedia CIRP*, 2019, vol. 79, pp. 57–62. DOI: 10.1016/j.procir.2019.02.011.
13. Liu C.S., Ou Y.J. Grinding wheel loading evaluation by using acoustic emission signals and digital image processing. *Sensors*, 2020, vol. 20, pp. 1–13. DOI: 10.3390/s20154092.
14. Cheng C., Li J., Liu Y., Nie M., Wang W. Deep convolutional neural network-based in-process tool condition monitoring in abrasive belt grinding. *Computers in Industry*, 2019, vol. 106, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.compind.2018.12.002.
15. Viera M.A.A., Alexandre F.A., Aguiar P.R., Silva R.B., Bianchi E.C. Correlation between surface roughness and AE signals in ceramic grinding based on spectral analysis. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 249, pp. 1–5. DOI: 10.1051/mateconf/2018249030.
16. Lin B., Wang H., Wei J., Sui T. Diamond wheel grinding characteristics of 3D-orthogonal quartz fiber reinforced silica ceramic matrix composite. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2020, vol. 34, iss. 5, pp. 404–414. DOI: 10.1016/j.cja.2020.12.026.
17. Nasir V., Dibaji S., Alaswad K., Cool J. Tool wear monitoring by ensemble learning and sensor fusion using power, sound, vibration, and AE signals. *Manufacturing Letters*, 2021, vol. 30, pp. 32–38. DOI: 10.1016/j.mfglet.2021.10.002.
18. Miao Q., Ding W., Kuang W., Xu J. Tool wear behavior of vitrified microcrystalline alumina wheels in creep feed profile grinding of turbine blade root of single crystal nickel-based superalloy. *Tribology International*, 2020, vol. 145, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.triboint.2019.106144.
19. Xu L., Niu M., Zhao D., Xing N., Fan F. Methodology for the immediate detection and treatment of wheel wear in contour grinding. *Precision Engineering*, 2019, vol. 60, pp. 405–412. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2019.09.006.
20. Agnard S., Liu Z., Hazel B. Material removal and wheel wear models for robotic grinding wheel profiling. *Procedia Manufacturing*, 2015, vol. 2, pp. 35–40. DOI: 10.1016/j.promfg.2015.07.007.
21. Gur'yanykhin V.F. [Development of tools for current monitoring and control of grinding and dressing processes by the intensity of sound emission]. *Voprosy tekhnologii mashinostroeniya* [Problems of Mechanical Engineering Technology]. Proceedings of a visiting meeting of the Head Council “Mechanical Engineering” of the Ministry of Education of the Russian Federation. Ulyanovsk, 2003, pp. 67–72. (In Russian).
22. Glagovskii B.A. *Nizkochastotnye akusticheskie metody kontrolya v mashinostroenii* [Low-frequency acoustic control methods in mechanical engineering]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1977. 203 p.



23. Yuganov V.S. *Ispol'zovanie nizkochastotnykh akusticheskikh kolebaniy dlya tekushchego kontrolya protsessy shlifovaniya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Use of low-frequency acoustic oscillations for current control of the grinding process. PhD eng. sci. diss.]. Ulyanovsk, 1999. 198 p.

24. Agafonov V.V. *Povyshenie effektivnosti kruglogo naruzhnogo vreznogo shlifovaniya putem upravleniya skorost'yu podachi po intensivnosti zvukovogo signala*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving the efficiency of circular external plunge grinding by controlling the feed rate by the intensity of the sound signal. PhD eng. sci. diss.]. Ulyanovsk, 2010. 181 p.

25. Glagovskii B.A., Moskovenko I.B. [Sound index as a criterion for evaluation of abrasive tools characteristics]. *Trudy konferentsii "Intergrind 88"* [Conference proceedings "Intergrind 88"]. Budapest, 1988, pp. 45–52. (In Russian).

26. Kovarskaya E.Z., Moskovenko I.B., Pavlov I.V. [Quality control and control of physical and mechanical properties of solid and supersolid materials by sound index]. *Sovremennye metody i pribory kontrolya kachestva i diagnostiki sostoyaniya ob'ektov* [Modern methods and devices for quality control and diagnostics of the state of objects]. Collection of articles of the 7th International Scientific and Technical Conference. Mogilev, 2020, pp. 367–372. (In Russian).

27. Nosenko V.A., Nosenko S.V. *Tekhnologiya shlifovaniya metallov* [Technology of metal grinding]. Staryi Oskol, TNT Publ., 2013. 616 p.

28. Ardashev D.V., Zhukov A.S. Eksperimental'noe issledovanie vzaimosvyazi vibroakusticheskikh parametrov protsessy shlifovaniya s pokazatelyami makronerovnosti obrabotannoi poverkhnosti [Experimental study of the relationship between the vibro-acoustic parameters of the grinding process and the macro-roughness of the treated surface]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 9–19. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-6-19.

29. Ermolaev V.K. Razvitie profil'nogo shlifovaniya [Development of profile grinding]. *Ritm mashinostroeniya = Rhythm of Machinery*, 2019, no. 4, pp. 40–48.

Conflicts of Interest

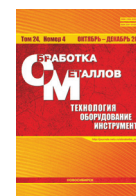
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Исследования износостойкости и антифрикционных свойств металлополимерных пар, работающих в имитаторе морской воды

Дена Батаев^{1, а, *}, Руслан Гойтемиров^{1, 2, б}, Петимат Батаева^{1, с}

¹ Комплексный научно-исследовательский институт им. Х.И. Ибрагимова Российской академии наук, Старопромысловское шоссе, 21а, г. Грозный, 364051, Чеченская Республика, Россия

² Чеченский государственный педагогический университет, ул. С. Кишиева, 33, г. Грозный, 364037, Чеченская Республика, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-4141-9353>, denabataev61@mail.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0003-0088-4603>, groznymuh@mail.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0002-9628-0742>, bataeva_ggntu@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22 620.178.16

История статьи:

Поступила: 09 сентября 2022

Рецензирование: 06 октября 2022

Принята к печати: 25 октября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Полимерный
Композиционный
«Масляниты»
Износостойкий
Коэффициент трения
Имитатор морской воды
Усталостный износ

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Морская вода – агрессивная среда, вызывающая коррозию, эрозию, а также кавитацию при движении с высокими скоростями стальных, чугунных, бронзовых или баббитовых деталей, работающих удовлетворительно только при наличии смазки. При этом нередко происходит выброс масляных пятен в воду, что приводит к загрязнению водного бассейна. **Методы исследования.** Для исследования изнашивания и коэффициента трения выбраны: чистый полиамид П-610 и антифрикционные материалы на его основе – Маслянит Д и Маслянит 12. В качестве материала контртела использовались металлы: нержавеющая сталь Х18Н9Т, бронза БрАМЦ-9-2 и сплав титана ВТ-3. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что материалы группы «маслянит» имеют значительно лучшие показатели по износостойкости и антифрикционным свойствам, чем чистый полиамид П-610. Показано, что причиной таких свойств Маслянита Д и Маслянита 12 является наличие в их составах твердых и консистентных смазок, выполняющих одновременно еще и роль пластификатора. Мелкодисперсные металлические наполнители благоприятно влияют на отвод температуры из зоны трения и рост кристаллической фазы полимера. Выявлено положительное влияние железного сурика на трение Маслянита 12, обуславливающего генерирование на рабочих поверхностях пары трения защитной антифрикционной пленки. Обнаружено снижение износа и коэффициента трения по мере повышения класса чистоты металлической поверхности. Подтвержден преимущественно усталостный механизм износа полимерных материалов при трении в имитаторе морской воды. Приведенные результаты испытания Маслянита 12 в реальной морской среде подтвердили его положительные характеристики.

Для цитирования: Батаев Д.К.-С., Гойтемиров Р.У., Батаева П.Д. Исследования износостойкости и антифрикционных свойств металлополимерных пар, работающих в имитаторе морской воды // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 84–97. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-84-97.

Введение

В изделиях современных строительных, судостроительных, судоремонтных и других отраслей (портовые и палубные механизмы, технологическое оборудование, плавсредства,

скоростные пассажирские суда на подводных крыльях, винтодейдвудные и рулевые устройства, судовые центробежные погружные насосы, оборудование платформ нефтедобычи, ферм по разведению морских рыб, опреснительных станций и др.), которые контактируют с пресной или морской водой, все чаще применяют полимерные материалы. Морская вода – сильный электролит, имеет высокую электропроводность и аэрацию. Высокая агрессивность данной среды, содержащей в своем составе сульфаты натрия, хлориды натрия, магния, кальция и другие соли,

*Адрес для переписки

Батаев Дена Карим-Султанович, д.т.н., профессор, директор Комплексный научно-исследовательский институт им. Х.И. Ибрагимова Российской академии наук, Старопромысловское шоссе, 21а, 364051, г. Грозный, Чеченская Республика, Россия
Тел.: +7 (871) 222-26-28, e-mail: denabataev61@mail.ru

и окружающей атмосферы вызывают коррозию, эрозию, а также кавитацию от движения при высоких скоростях стальных, чугунных, бронзовых или баббитовых деталей и узлов, работающих удовлетворительно только при наличии смазки, которая при этом нередко попадает в воду и пагубно влияет на фауну и флору. В экстремальных условиях работают подшипники судовых валов (дейдвудные подшипники). Решение проблемы их надежности и работоспособности в среде воды, особенно при больших давлениях глубоководной морской среды, является одной из трудных задач материаловедения [1–3].

Полиамиды и композиции на их основе обладают высокой износостойкостью и стабильным коэффициентом трения на воздухе без смазки, в воде и в других средах, они позволяют свести к минимуму вибрационные нагрузки и шумы и обеспечивают экологическую безопасность водного бассейна. В то же время наличие жидкой среды, в том числе воды, приводит к набуханию полимерных материалов. Установлено, что при экспозиции в воде происходит стабилизация их размеров и улучшение триботехнических свойств [4, 5].

Вместе с тем в работах школы Ребиндера и других исследователей [6–9] широкое распространение получило представление об адсорбционном влиянии воды и других жидкостей на прочность твердых тел разной природы за счет понижения поверхностной энергии и «расклинивающего» воздействия жидкости на стенки трещины. В этих работах предполагается, что уменьшение прочности полимеров вызвано изменением поверхностной энергии, что приводит к уменьшению критического напряжения в вершине трещин. При таком подходе разрушение представляет собой критическое явление, которое наступает, когда напряжение в вершине наиболее опасной трещины достигает прочности материала. Подход, основанный на кинетической концепции прочности, был развит в работах Берштейна [10–12]. Он исходил из основного положения, в соответствии с которым разрушение происходит в результате накопления разрывов химических связей под действием тепловых флуктуаций, т. е. процессы зарождения и развития разрушения в присутствии молекул воды представляют собой реакцию механически стимулированного гидролиза.

В исследованиях по изучению триботехнических свойств полимерных композиционных материалов нами было установлено [13, 14], что в условиях сухого трения при осциллирующем движении рабочей поверхности, при одностороннем линейном перемещении, при наличии динамического нагружения, абразива или химически агрессивных сред ведущим механизмом при установившемся режиме трения износа является усталостное разрушение рабочего слоя. Состояние поверхностей трения пары характеризуется наличием определенного состава поверхностных пленок. В реальных условиях на воздухе все микровыступы и микротрещины почти мгновенно покрываются оксидными пленками и слоями адсорбированных молекул полимерного образца и наполнителей, которые прочно связываются с металлом. Обычно над ювенильной (чистой) поверхностью находятся слои оксидов. Эти пленки экранируют рабочие поверхности трибосистемы и способствуют граничному механизму трения при отсутствии смазки и «самоорганизации» процесса установившегося трения [15, 16].

Материалы, используемые для изготовления трущихся деталей, должны обладать низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью, т. е. оптимальными основными информативными триботехническими характеристиками. Кроме того, при разработке композиционных материалов триботехнического назначения в качестве модификаторов используют материалы, способные при трении формировать на сопряженной поверхности пленки фрикционного переноса (графит, углерод, политетрафторэтилен, диоксид кремния, дисульфид молибдена и др.) и обеспечивать режим самосмазывания. Соответствовать этим требованиям можно путем использования полимерных композиционных материалов (ПКМ). Большинство полиамидов характеризуются хорошим сочетанием этих параметров, сохраняют свои свойства при воздействии на них агрессивных сред [3, 17–19].

Анализ исследований различных авторов показывает необходимость экспериментальной проверки поведения полимерных материалов при наличии в рабочем контакте морской воды.

Целью данной работы является исследование триботехнических свойств материалов на основе полиамида в среде имитатора морской

воды, проведение сравнительной оценки чистого и наполненных полиамидов с точки зрения их антифрикционных свойств и сопротивления усталостному изнашиванию при различных режимах испытаний.

Для достижения поставленной цели требуется решить следующие задачи:

- 1) на основе теоретических изысканий выбрать материалы, подлежащие испытаниям;
- 2) разработать методику испытаний и экспериментальное оборудование;
- 3) провести лабораторные испытания выбранных материалов;
- 4) верифицировать методы лабораторных испытаний в условиях, моделирующих реальные режимы эксплуатации изделия.

Для обеспечения высокой надежности узлов трения, работающих в морской воде, большое значение имеет правильный выбор пары трения. Повышенный износ, наблюдаемый при работе функциональных узлов, привел к необходимости создания ряда новых антифрикционных материалов на полимерной основе, одним из представителей которых является группа материалов под названием группы «маслянит». Благодаря своим уникальным характеристикам при работе в водных средах материалы «маслянит» получили широкое применение в гидротехнических сооружениях, портовых и судовых механизмах взамен подшипников качения, антифрикционных бронз, баббитов, капролона. На большинстве высоконапорных гидростанций России и стран СНГ используются материалы этого типа.

Материалы и методики исследований

Для испытания выбраны: ненаполненный чистый полиамид П-610 и антифрикционные материалы на полимерной (полиамидной) основе – Маслянит Д и Маслянит 12. В качестве материала контртела использовались металлы: нержавеющая сталь 12Х18Н9Т, бронза БрАМц-9-2 и сплав титана ВТ-3.

Испытания проводились на торцевой машине трения (рис. 1). Верхняя головка 4 с испытуемым образцом 3 вставляется в шпindelь 8 машины трения. Узел трения представляет собой чашку 2 на самоустанавливающейся опоре 11, в которую помещается фиксируемое штифтом от проворачивания металлическое контртело 9.

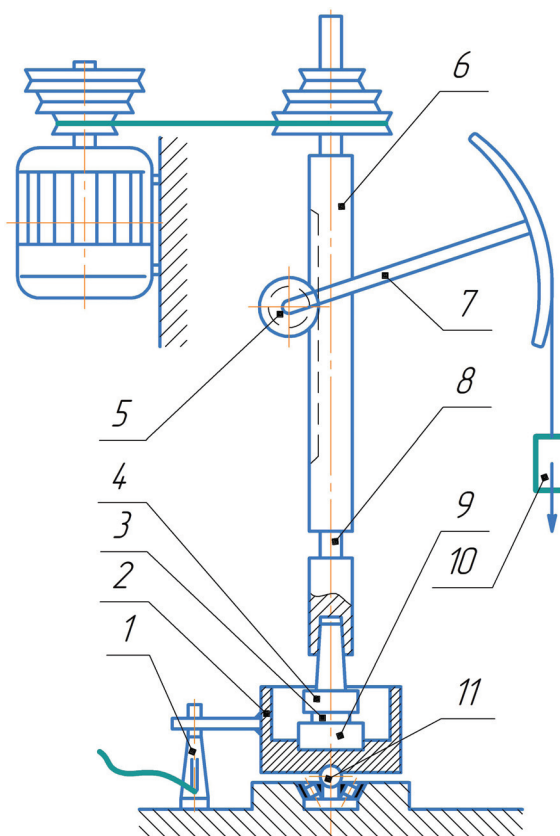


Рис. 1. Торцевая машина трения

Fig. 1. End friction machine

Сила трения определялась при помощи тензобалочки 1. Нагружение производилось рычажной системой 5, 6, 7 и грузом 10.

В чашку на 25...30 мм выше плоскости трения заливается имитатор морской воды, приготовленный в следующем процентном соотношении (к рабочей среде) основных компонентов: (NaCl – 2,42 %; CaCl₂ – 0,12 %; NaSO₄ – 0,4 %; Mg Cl₂ – 1,1 %) 6Н₂O. Узел охлаждался от перегрева воздушным потоком при помощи вентилятора.

Образцы испытуемого материала представляют собой втулки кольцевого сечения с прорезями в виде секторов для обеспечения непрерывного доступа рабочей среды (имитатора морской воды) в зону трения. Коэффициент перекрытия $K = 1/3$ (отношение площади контакта к полной поверхности кольцевого сечения). Форма и размеры образца показаны на рис. 2. Образцы изготавливались методом литья под давлением с последующей термо- и механической обработкой. Чистота поверхностей трения всех испытуемых образцов и контртел соответствовала 7-му классу ($Ra = 0,8$ мкм).

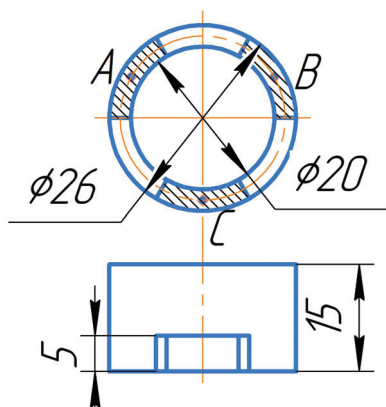


Рис. 2. Форма и размеры образца

Fig. 2. Sample shape and dimensions

Методика испытаний. Перед началом эксперимента образцы выдерживались в течение 24 часов в имитаторе морской воды для исключения влияния на показания замеров фактора набухания полимерной матрицы в жидкой среде, затем обезжиривались бензином и ацетоном. Для всех вариантов пар трения сравнительные испытания проводились при следующих режимах:

- удельной нагрузке $P_{уд} = 4,5$ МПа;
- линейной скорости по среднему радиусу образца $V = 0,14$ м/с.

Длительность одного эксперимента составляла 11 часов. Текущие замеры производились через каждый час во время приработки образцов с целью определения точки перехода режима приработки в режим стационарного (установившегося) износа и через 6 часов – после стабилизации процесса. Перед замером образцы обезжи-

ривались. Линейный износ материала замерялся по результатам трех опытов на вертикальном оптиметре с точностью 0,001 мм на трех площадках трения (A, B, C) отдельно и усреднялся. Все опыты проводились трижды, результаты усреднялись.

Результаты и обсуждение

Полученные результаты износа во времени представлены в табл. 1 и по усредненным значениям трех испытаний (опытов) выполнено их графическое изображение в виде гистограмм (рис. 3).

Из табл. 1 и гистограмм (рис. 3) видно, что материалы группы «маслянит» с наполнителями имеют значительно лучшие показатели по износостойкости, чем чистый полиамид П-610. Надо полагать, что причиной высокой износостойкости Маслянита Д и Маслянита 12, имеющих одну и ту же полиамидную основу (матрицу), является наличие в их составах как твердых, так и консистентных смазок, выполняющих одновременно и роль пластификатора. Наполнителями этих композиций также являются мелкодисперсные металлические порошки, повышающие теплопроводность материала и снижающие локальные температуры в зоне трения [18]. Кроме того, частицы указанных порошков, являясь центрами кристаллообразования, повышают кристаллическую фазу материала, положительно влияющую на его износостойкость [18, 19].

Сравнивая «масляниты» между собой, следует отметить, что у Маслянита Д скорость

Таблица 1

Table 1

Результаты исследования износостойкости металлополимерных пар трения в имитаторе морской воды (скорость изнашивания, мкм/ч)

The results of wear resistance of metal-polymer friction pair in the sea water simulator (wear rate, μm/h)

Материал образца	Эксперимент	Сталь 12X18H9T	Бронза БрАМц-9-2	Сплав титана ВТ-3
Полиамид П-610	Опыт 1	25	11,6	90,3
	Опыт 2	69	35,6	210
	Опыт 3	21,4	5,9	223
Маслянит Д	Опыт 1	5,2	9,6	26,5
	Опыт 2	5,2	1,5	10,2
	Опыт 3	0,5	3,1	8,8
Маслянит 12	Опыт 1	0	0,72	8,0
	Опыт 2	3,3	17,2	42,4
	Опыт 3	174	0,055	3,7

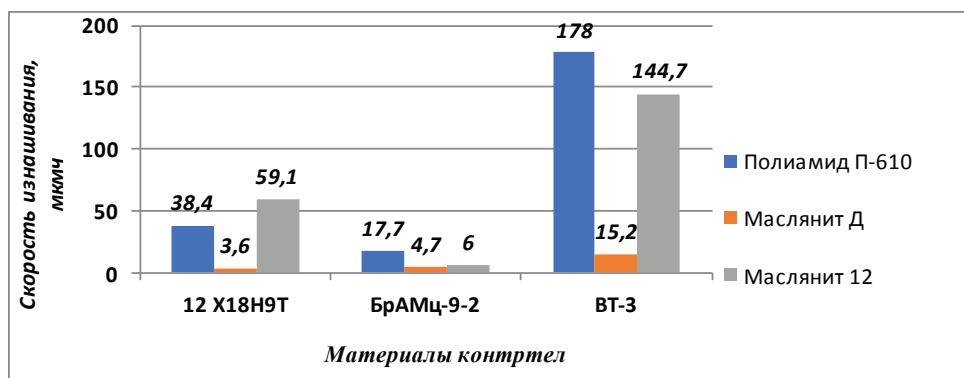


Рис. 3. Скорости изнашивания металлополимерных пар в имитаторе морской воды, мм³/ч

Fig. 3. Wear rates of metal-polymer friction pairs in a sea water simulator, μm/h

изнашивания после приработки поверхностей стабилизируется, в то время как у Маслянита 12 даже по истечении принятого экспериментального времени (11 часов) наблюдается достаточно большой разброс этого параметра оценки: нулевой износ при работе в паре со сталью в одном из опытов и высокий (174 мм³/ч) – в другом. Объяснить эту «ложную безызносность» можно наличием в его составе железного сурика. Как известно, железный сурик – окись железа Fe_2O_3 – используется для создания антикоррозионного и влагонепроницаемого покрытия конструкций. В случае трения в соленой воде на трущейся рабочей поверхности генерируется тонкая антизадириная пленка.

Следует полагать, что в процессе формирования пленки фрикционного переноса в поверхностном слое полимерного тела происходят сложные физико-химические изменения, свя-

занные с развитием конкурирующих процессов деструкции и структурирования. С позиций термодинамики и структурно-энергетической самоорганизации начальный этап трения (приработка) характеризуется интенсивным разрушением исходных структур и формированием новых, так называемых трибоструктур, обладающих более высокими антифрикционными свойствами. При этом происходит своего рода самоорганизация трибосистемы [18–22].

Все три испытываемых материала (рис. 3) имеют значительно худшие результаты при трении с титаном, чем при трении со сталью и бронзой, что характерно для титановых сплавов [21, 23]. Антифрикционные свойства у «маслянитов» при трении со всеми металлическими контртелами значительно выше, чем у полиамида П-610 (рис. 4–6), причем у последнего в пределах всего ресурса экспериментального времени (11 часов)

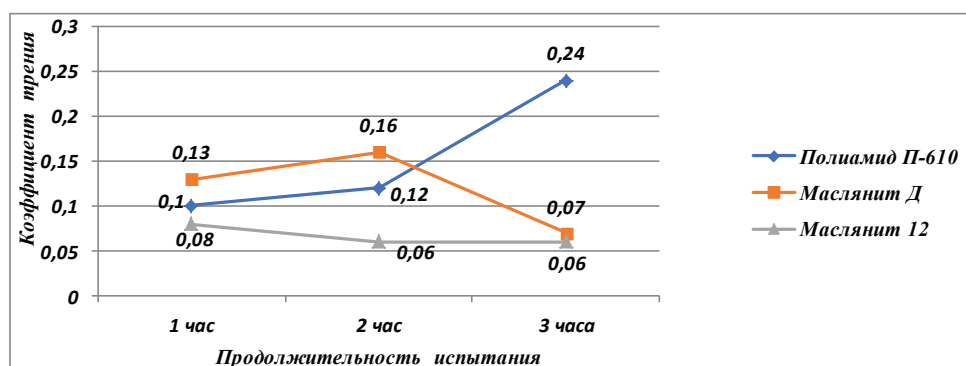


Рис. 4. Динамика значений коэффициентов трения пары: нержавеющая сталь 12X18H9T – полимерный материал в период завершения процесса приработки

Fig. 4. Dynamics of friction coefficients values of a pair: stainless steel 12Cr18Ni9Ti and polymeric material during the completion of the running-in process

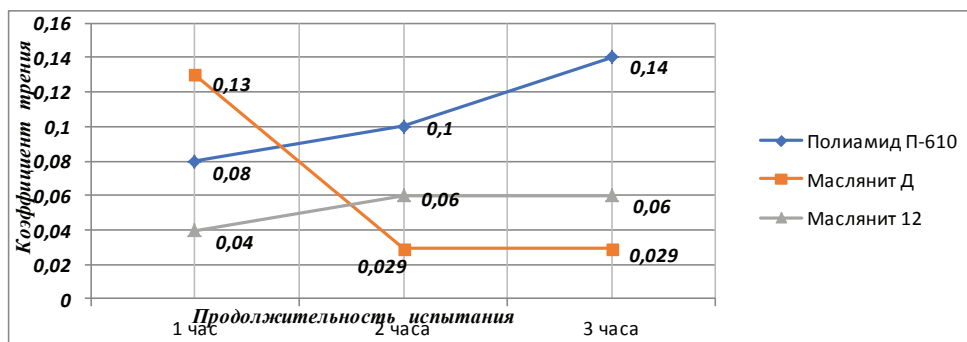


Рис. 5. Динамика значений коэффициентов трения пары: бронза БрАМц-9-2 – полимерный материал в период завершения процесса приработки

Fig. 5. Dynamics of friction coefficients values of a pair: bronze (9 % Al; 2 % Mn) and polymeric material during the completion of the running-in process

при испытании в паре со сталью и бронзой вместо стабилизации коэффициента трения наблюдалось его постоянное увеличение (рис. 4, 5).

Наличие грубого «пика» коэффициента трения полиамида П-610 (рис. 6) при работе в паре с титановым контртелом, повышающегося до значения 0,7, вполне коррелируется с результатами испытаний этих материалов на износ (см. рис. 3), показывающими предельное значение скорости изнашивания (178 мкм/ч) за все проведенные в данной работе эксперименты. Резкое снижение коэффициента трения этого материала можно объяснить деструктивными процессами полимера, происходящими в зоне трения при его катастрофическом износе.

Характер процесса приработки металлополимерной пары трения, во многом определяющего дальнейший ресурс рабочего узла механизма,

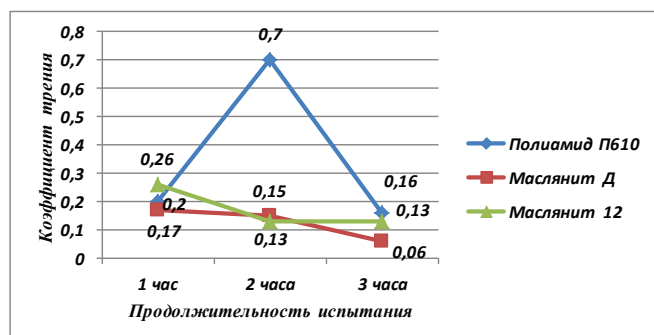


Рис. 6. Динамика значений коэффициентов трения пары: сплав титана ВТ-3 – полимерный материал в период завершения процесса приработки

Fig. 6. Dynamics of friction coefficients values of a pair: titanium alloy VT-3 and polymeric material during the completion of the running-in process

в свою очередь, зависит от класса чистоты наиболее твердой поверхности – металлической [24, 25]. Для исследования влияния указанного фактора (шероховатости) на триботехнические свойства металлополимерной пары были выбраны бронза БрАМц-9-2 и Маслянит 12, вышеуказанные «безыносные» свойства которого представляли определенный интерес для дальнейшего исследования. Бронзовые контртела изготавливались с пятью классами чистоты поверхности. Каждое испытание проводилось по вышеуказанной методике в течение одного часа. Результаты испытаний представлены в табл. 2 и изображены графически (рис. 7–9).

Вода, в том числе и морская, отрицательно сказывающаяся на трение металлических пар трения, благоприятно влияет на процесс трения маслянитов, что объясняется возникающим при ее наличии в зоне контакта, помимо вышеуказанной разделительной оксидной пленки, еще и гидродинамическим эффектом.

Следует отметить, что в узлах с частыми остановками или с возможностью попадания в них абразива трение происходит с перманентными микроприработками, связанными с переходом гидродинамического трения в граничное, износ при котором в 3–4 раза выше жидкостного трения [23].

Графики влияния чистоты поверхности контртела на среднечасовой износ и износ на километр пройденного пути скольжения (рис. 7 и 8) идентичны и имеют тенденцию к снижению износа по мере снижения шероховатости металлической поверхности.

**Результаты исследования влияния шероховатости металлической поверхности на работу
металлополимерной пары трения в имитаторе морской воды**

**Results of the effect of metal surface roughness on a metal-polymer friction pair operation
in a sea water simulator**

Номер п/п	Параметр шероховатости контртела, Ra , мкм	Средний часовой износ Маслянита 12, мкм/ч	Средний износ Маслянита 12 на 1 км пути, мкм/км	Коэффициент трения
1	3,2	30,6	9,05	0,0450
2	1,6	22,0	6,5	0,0391
3	0,8	20,3	6,0	0,0309
4	0,4	10,0	2,96	0,0236
5	0,2	8,6	2,62	0,0200

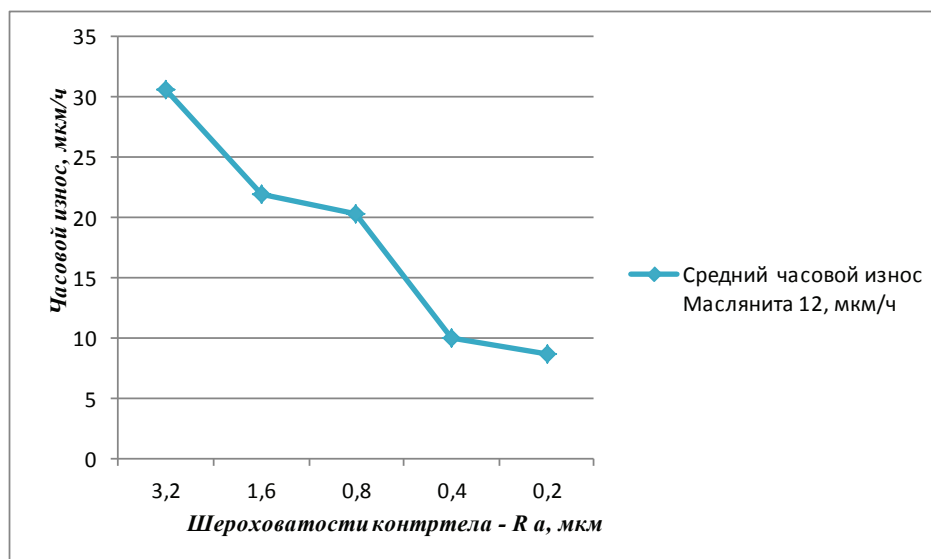


Рис. 7. Влияние шероховатости контртела на средний часовой износ
Маслянита 12

Fig. 7. Influence of the counterbody roughness on the average hourly wear
of Maslyanite 12

Следовало бы ожидать, что поскольку поверхность с большей шероховатостью подобно лопастям лучше захватывает и затягивает смазочную среду (в нашем случае – имитатора морской воды) в зазор контакта, то такая грубая поверхность должна благоприятствовать созданию в контакте избыточного давления и гидроклина, обеспечивающего «всплывание» вала.

Однако на реализацию эффекта гидродинамического трения влияет много факторов: удельное давление, скорость скольжения, вяз-

кость среды и другие, оптимум которых трудно обеспечить не только в реальной практике, но и на стадии изучения, что подтверждается данными исследованиями. В результате преобладает повышенный износ полимерной композиции в период приработки и микроприработки из-за режущего действия микровыступов бронзовой поверхности. В поверхностных деформируемых слоях композита и на рабочей поверхности контртела сохраняются сформированными в начальном периоде трения в результате трибоде-

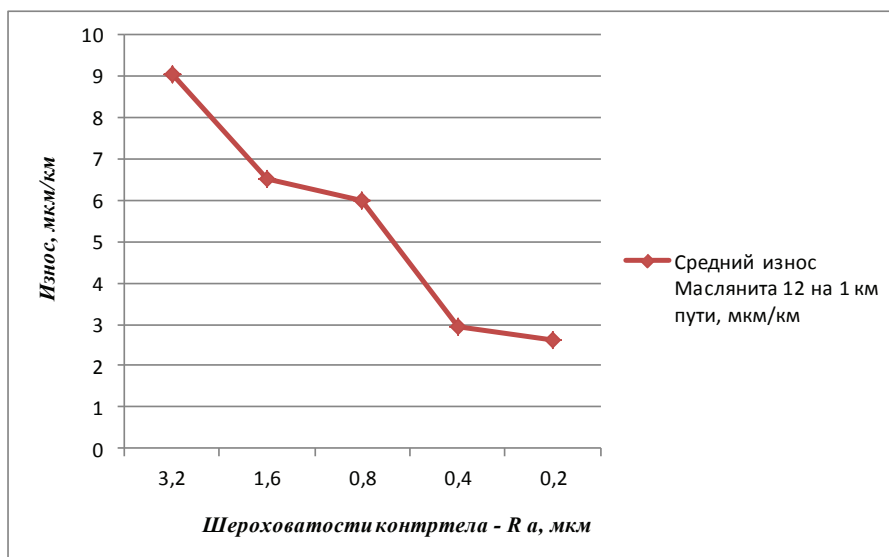


Рис. 8. Влияние шероховатости контртела на износ Маслянита 12 на 1 км пути трения

Fig. 8. Influence of the counterbody roughness on the wear of Maslyanite 12 per 1 km of the friction path

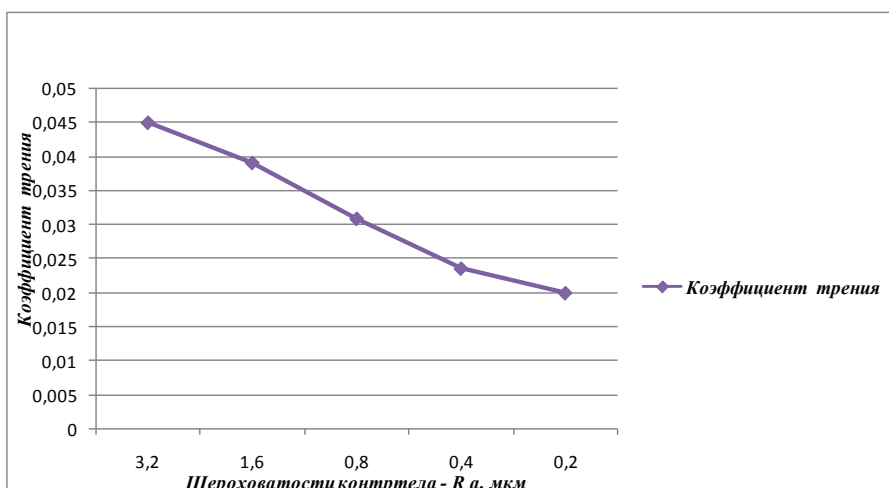


Рис. 9. Влияние шероховатости контртела на коэффициент трения Маслянита 12

Fig. 9. Influence of the counterbody roughness on the coefficient of friction of Maslyanite 12

струкции пленки из макромолекул полиамида, разложений бронзы и железного сурика. Положительная тенденция снижения износа и трения с повышением чистоты поверхностей можно объяснить более мягким сглаживанием мало выступающих неровностей контртела, более быстрой приработкой, притиркой рабочих поверхностей и, следовательно, ранним наступлением процесса установившегося износа и «самоорганизация» трибосистемы.

Стендовые испытания в морской воде

Испытания проводились вблизи г. Сочи (Лазаревское).

В связи с тем, что при трении может происходить значительный разогрев материала, обусловленный малой теплопроводностью пластмасс и теплоотводом из зоны трения преимущественно только через металлическое контртелo, а также с учетом того, что узлы реальных морских судов и глубоководного оборудования помимо нагрузок

от передаваемого рабочего усилия испытывают еще и давление воды, требовалось провести испытания, максимально приближенные к реальным – эксплуатационным. Для проведения этих исследований был создан стенд глубоководных натуральных испытаний, представляющий собой камеру, в которую при помощи насоса высокого давления (до 200 атм) подавалась морская вода. В качестве материалов пары трения для сопоставления лабораторных и стендовых результатов были выбраны бронза БрАМц-9-2 и Маслянит 12. Испытываемые образцы имели форму полувкладышей размером $\varnothing 80 \times 50 \times 26$ с внутренними проточками для обеспечения непрерывного доступа в зону трения смазывающей среды – морской воды (рис. 10). Для снятия внутренних напряжений изготовленные методом литья под давлением образцы подвергались термообработке в масле марки «Вапор». Перед испытанием образцы в течение 24 часов выдерживались в морской воде. Испытания проводились при удельной нагрузке 2,5 МПа и скорости скольжения 0,3 м/с. Замеры осуществлялись через каждые 3 часа во время приработки и через 50 часов при установившемся износе. Общая продолжительность испытания составляла 670 часов. Места замеров метились по шаблону.

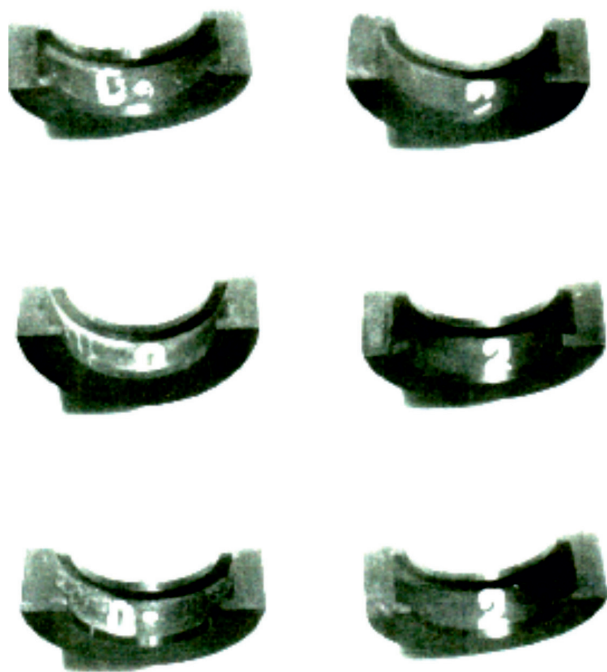


Рис. 10. Образцы из Маслянита 12, прошедшие стендовые испытания в морской воде

Fig. 10. Samples of Maslyanit 12 after bench tests in sea water

Период приработки пар трения длился 72 часа, после которого скорость изнашивания установилась на уровне 0,5...0,8 мкм/ч. В результате визуального осмотра и проведенных в конце испытаний замеров образцов (средний износ менее 0,5 мм) было установлено, что на поверхностях трения отсутствуют следы задиров, катастрофического износа, подплавлений и других аномальных процессов. При этом износ работавшего в паре с Маслянитом 12 бронзового вала обнаружен не был.

Заключение

В результате проведенных исследований триботехнических свойств материалов на основе полиамида в среде имитатора морской воды:

1) выбраны материалы, подлежащие испытаниям;

2) разработана методика испытаний и экспериментальное оборудование;

3) проведены лабораторные испытания выбранных материалов, при этом выявлено, что пара трения бронза БрАМц-9-2 и Маслянит 12 имеют высокие показатели антифрикционных свойств и износостойкости при работе в имитаторе морской воды; износ и коэффициент трения рассмотренной пары трения тем меньше, чем выше класс чистоты металлической поверхности;

4) осуществлена верификация методов лабораторных испытаний в условиях, моделирующих реальные режимы эксплуатации изделия. Установлено, что результаты лабораторных и стендовых испытаний коррелируются между собой и позволяют в дальнейшем применять использованную методику лабораторных испытаний для предварительного отбора оптимальных пар трения, работающих в морской воде;

5) подтверждено, что износ наполненных полиамидных композиционных материалов из группы «маслянит» в рассматриваемых средах после завершения процесса приработки трущихся пар происходит преимущественно по усталостному механизму, чему способствует адсорбируемая на рабочих поверхностях защитная пленка;

6) подобранная и исследованная пара трения может быть использована в различных вариантах («вал-втулка», «скользящие направ-



ляющие» и др.) для подшипников, подпятников, подвижных опор и направляющих строительных, судостроительных, судоремонтных отраслей (портовые и палубные механизмы, технологическое оборудование, плавсредства, скоростные пассажирские суда на подводных крыльях, винтодейдвудные и рулевые устройства, судовые центробежные погружные насосы, оборудование платформ нефтедобычи, ферм по разведению морских рыб, опреснительных станций и др.), которые контактируют с пресной или морской водой.

Список литературы

1. Бинарные опоры из модифицированных углепластиков для подшипников судовых валопроводов / А.В. Анисимов, В.Е. Бахарева, И.В. Лобынцева, Л.В. Петрова, А.А. Чурикова // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 2 (46). – С. 22–26.
2. Бахарева В.Е., Конторовская И.А., Петрова Л.В. Полимеры в судовом машиностроении. – Л.: Судостроение, 1975. – 236 с.
3. Кулик В.П., Хомов С.Н. Испытания графитобаббита откорректированного состава для торцевых уплотнений гребных валов // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 2 (46). – С. 181–185.
4. Трение термопластичных углепластиков в воде / И.А. Рашкован, А.П. Краснов, М.Е. Казаков, О.В. Афоничева, О.Б. Кулачинская // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 2 (46). – С. 100–104.
5. Основы трибологии (Трение, износ, смазка) / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А. Буше и др.; под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – 2-е изд. перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 2001. – 664 с. – ISBN 5-217-03053-4.
6. Volynskii A.L., Bakeev N.F. Solvent crazing of polymers. – 1st ed. – Amsterdam: Elsevier, 1995. – 423 p. – ISBN 978-0-444-81848-5.
7. Волинский А.Л. Эффект Ребиндера в полимерах // Природа. – 2006. – № 11. – С. 11–18.
8. Бартнев Г.М. Прочность и механизм разрушения полимеров. – М.: Химия, 1984. – 280 с.
9. Полимерные композиционные материалы в триботехнике / Ю.К. Машков, З.Н. Овчар, М.Ю. Байбарацкая, О.А. Мамаев. – М.: Недра, 2004. – 262 с.
10. Берштейн В.А. Механогидролитические процессы и прочность твердых тел. – Л.: Наука, 1987. – 318 с.
11. Берштейн В.А., Егорова Л.М., Соловьев В.В. О разрушении полимеров по гидролитическому механизму // Физика твердого тела. – 1977. – Т. 19, № 3. – С. 791–794.
12. Vettegren V.I., Novak I.I., Kulik V.B. Thermal and fluctuation-induced deformations of chemical bonds in surface and boundary layers of polymers // Physics of the Solid State. – 2005. – Vol. 47 (5). – P. 920–926. – DOI: 10.1134/1.1924856.
13. Evaluation of fatigue wear and the nature of the destruction of polymeric materials / D.K.-S. Bataev, Kh.N. Mazhiev, P.U. Goitemirov, M.U. Umarov, M.A. Gaziev // Advances in Engineering Research. – Atlantis Press, 2018. – Vol. 177: Proceedings of the International Symposium on Engineering and Earth Sciences (ISEES 2018). – P. 218–222. – DOI: 10.2991/isees-18.2018.42.
14. Bataev D.K.-S., Goitemirov R.U., Dzhamaaldinova M.A. The study of application of maslyanites in pumps designed for pumping aggressive media // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 905. – P. 012007. – DOI: 10.1088/1757-899X/905/1/012007.
15. Самоорганизация и структурное модифицирование в металлополимерных трибосистемах / Ю.К. Машков, О.В. Кропотин, С.В. Шилько, Ю.М. Плескачевский. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2013. – 232 с.
16. Myshkin N.K., Petrokovets M.I., Kovalev A.V. Tribology of polymers: Adhesion, friction, wear, and mass-transfer // Tribology International. – 2005. – Vol. 38, iss. 11–12. – P. 910–921. – DOI: 10.1016/j.triboint.2005.07.016.
17. Kumlutas D., Tavman I.H. A numerical and experimental study on thermal conductivity of particle filled polymer composites // Journal of Thermoplastic Composite Materials. – 2006. – Vol. 19, iss. 4. – P. 441–445. – DOI: 10.1177/0892705706062203.
18. Полимерные композиционные материалы в триботехнике / Ю.К. Машков, З.Н. Овчаров, М.Ю. Байбарацкая, О.А. Мамаев. – М.: Недра, 2004. – 262 с.
19. Полимерные композиционные материалы: свойства, структура, технологии / под общ. ред. А.А. Берлина. – СПб.: Профессия, 2008. – 560 с.
20. Tribological properties of poly(para-phenylene sulfide) and its carbon fiber composites with water lubrication / B.M. Ginzburg, D.G. Tochil'nikov, A.I. Lyashkov, V.L. Ugolkov, V.K. Lavrent'ev, P.A. Shijan, V.P. Ponimatkin // Journal of Macromolecular Science, Part B: Physics. – 2011. – Vol. 50, iss. 6. – P. 1047–1061. – DOI: 10.1080/00222348.2010.497446.
21. Carrying capacity of polymers and polymeric composites in water-lubricated friction against metals / B.M. Ginzburg, D.G. Tochil'nikov, P.A. Shijan, A.O. Pozdnyakov // Journal of Friction and Wear. – 2011. – Vol. 32. – P. 150–163. – DOI: 10.3103/S1068366611030044.

22. Зуев Ю.С. Разрушение полимеров под действием агрессивных сред. – М.: Химия, 1972. – 232 с.
23. Цветков Ю.Н., Крылов Д.А., Татулян А.А. Соотношение потерь, приходящихся на граничный и гидродинамический режим смазки в ДВС // Двигателестроение. – 2010. – № 1. – С. 13–19.
24. Influence of non-smooth surface on tribological properties of glass fiber-epoxy resin composite sliding against stainless steel under natural seawater lubrication / S. Wu, D. Gao, Y. Liang, B. Chen // Chinese Journal of Mechanical Engineering. – 2015. – Vol. 28, N 6. – P. 1171–1176. – DOI: 10.3901/CJME.2015.0928.117.
25. Zhao S., Wang X. The effects of surface texture on the wear properties of mechanical seals made of metal and polymers // Tribology. – 2015. – Vol. 35, N 6. – P. 761–767. – DOI: 10.16078/j.tribology.2015.06.016.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Studies of wear resistance and antifriction properties of metal-polymer pairs operating in a sea water simulator

Dena Bataev^{1, a, *}, Ruslan Goitemirov^{1, 2, b}, Petimat Bataeva^{1, c}

1 Kh.I. Ibragimov Complex Institute of the Russian Academy of Sciences, 21a Staropromyslovskoe highway, Grozny, 364051, Chechen Republic, Russian Federation

2 Chechen State Pedagogical University, 33 Subry Kishiyeva St., Grozny, 364037, Chechen Republic, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-4141-9353>,  denabataev61@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0088-4603>,  groznyumh@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9628-0742>,  bataeva_ggntu@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 September 2022

Revised: 06 October 2022

Accepted: 25 October 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Polymeric
Composite
Maslyanit
Wear resistant
Coefficient of friction
Sea water simulator
Fatigue wear

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. Sea water is an aggressive environment that causes corrosion, erosion, and cavitation when moving at high speeds of steel, cast iron, bronze, or babbit parts that work satisfactorily only with lubrication. In this case, oil stains are often released into the water, which leads to pollution of the water basin. **Materials and methods.** To study the wear and friction coefficient, the following materials were chosen: pure polyamide *P-610* and antifriction materials based on it *Maslyanit D* and *Maslyanit 12*. The following metals were used as the material of the counterbody: stainless steel *Cr18Ni9Ti*, bronze (9 % *Al*; 2 % *Mn*), and titanium alloy *VT-3*. **Results and discussion.** It is established that the materials of the "maslyanit" group have significantly better wear resistance and antifriction properties than pure polyamide *P-610*. It is shown that the reason for such properties of *Maslyanit D* and *Maslyanit 12* is the presence of solid and grease lubricants in its compositions, which simultaneously also play the role of a plasticizer. Finely dispersed metal fillers favorably affect the heat rejection from the friction zone and the growth of the crystalline phase of the polymer. A positive effect of iron minium on the friction of *Maslyanit 12*, which causes the generation of a protective anti-friction film on the working surfaces of the friction pair, is revealed. A decrease in wear and friction coefficient is found as the purity class of the metal surface increased. The predominantly fatigue mechanism of wear of polymeric materials during friction in a sea water simulator is confirmed. The results of testing *Maslyanite 12* in a real marine environment confirmed the positive characteristics of *Maslyanit 12*.

For citation: Bataev D.K-S., Goitemirov R.U., Bataeva P.D. Studies of wear resistance and antifriction properties of metal-polymer pairs operating in a sea water simulator. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 84–97. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-84-97. (In Russian).

References

1. Anisimov A.V., Bakhareva V.E., Lobytseva I.V., Petrova L.V., Churikova A.A. Binarne opory iz modifitsirovannykh ugleplastikov dlya podshipnikov sudovykh valoprovodov [Binary support from modified carbon fiber-reinforced plastics for bearings of ship shaftings]. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 2 (46), pp. 22–26. (In Russian).
2. Bakhareva V.E., Kontorovskaya I.A., Petrova L.V. *Polimery v sudovom mashinostroenii* [Polymers in ship engineering]. Leningrad, Sudostroenie Publ., 1975. 236 p.

* Corresponding author

Bataev Dena Karim-Sultanovich, D.Sc. (Engineering), Professor, Director
 Kh.I. Ibragimov Complex Institute of the Russian Academy of Sciences,
 21a Staropromyslovskoe highway,
 364051, Grozny, Chechen Republic, Russian Federation
 Tel.: +7 (871) 222-26-28, e-mail: denabataev61@mail.ru

3. Kulik V.P., Khomov S.N. Ispytaniya grafitobabbita otkorrektirovannogo sostava dlya tortsevykh uplotnenii grebnykh valov [Tests of graphite-babbit of corrected composition for end-face seals of propeller shafts]. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 2 (46), pp. 181–185. (In Russian).
4. Rushkovan I.A., Krasnov A.P., Kazakov M.E., Afonicheva O.V., Kulachinskaya O.B. Trenie termoplastichnykh ugleplastikov v vode [Friction of carbon fiber filled thermoplastics in water medium]. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 2 (46), pp. 100–104. (In Russian).
5. Chichinadze A.V., ed. *Osnovy tribologii (Trenie, iznos, smazka)* [Fundamentals of tribology (Friction, wear, lubrication)]. 2nd ed. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. 664 p. ISBN 5-217-03053-4.
6. Volynskii A.L., Bakeev N.F. *Solvent crazing of polymers*. 1st ed. Amsterdam, Elsevier, 1995. 423 p. ISBN 978-0-444-81848-5.
7. Volynskii A.L. Effekt Rebintera v polimerakh [Rebinders effect in polymers]. *Priroda = Nature*, 2006, no. 11, pp. 11–18.
8. Bartenev G.M. *Prochnost' i mekhanizm razrusheniya polimerov* [Strength and possibility of destruction of polymers]. Moscow, Khimiya Publ., 1984. 280 p.
9. Mashkov Yu.K., Ovchar Z.N., Baibaratskaya M.Yu., Mamaev O.A. *Polimernye kompozitsionnye materialy v tribotekhnike* [Polymer composite materials in tribotechnics]. Moscow, Nedra Publ., 2004. 262 p.
10. Bershtein V.A. *Mekhanogidroliticheskie protsessy i prochnost' tverdykh tel* [Mechanohydrolytic processes and strength of strong bodies]. Leningrad, Nauka Publ., 1987. 318 p.
11. Bershtein V.A., Egorova L.M., Solov'ev V.V. O razrushenii polimerov po gidroliticheskomu mekhanizmu [On the destruction of polymers by the hydrolytic mechanism]. *Fizika tverdogo tela = Physics of the Solid State*, 1977, vol. 19, no. 3, pp. 791–794.
12. Vettegren V.I., Novak I.I., Kulik V.B. Thermal and fluctuation-induced deformations of chemical bonds in surface and boundary layers of polymers. *Physics of the Solid State*, 2005, vol. 47 (5), pp. 920–926. DOI: 10.1134/1.1924856.
13. Bataev D.K.-S., Mazhiev Kh.N., Goitemirov P.U., Umarov M.U., Gaziev M.A. Evaluation of fatigue wear and the nature of the destruction of polymeric materials. *Advances in Engineering Research. Atlantis Press*, 2018, vol. 177: *Proceedings of the International Symposium on Engineering and Earth Sciences (ISEES 2018)*, pp. 218–222. DOI: 10.2991/isees-18.2018.42.
14. Bataev D.K.-S., Goitemirov R.U., Dzhamaaldinova M.A. The study of application of maslyanites in pumps designed for pumping aggressive media. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 905, p. 012007. DOI: 10.1088/1757-899X/905/1/012007.
15. Mashkov Yu.K., Kropotin O.V., Shil'ko S.V., Pleskachevskii Yu.M. *Samoorganizatsiya i strukturnoe modifitsirovanie v metallopolimernykh tribosistemakh* [Self-organization and structural modification in metal-polymer tribosystems]. Omsk, OmSTU Publ., 2013. 232 p.
16. Myshkin N.K., Petrokovets M.I., Kovalev A.V. Tribology of polymers: Adhesion, friction, wear, and mass-transfer. *Tribology International*, 2005, vol. 38, iss. 11–12., pp. 910–921. DOI: 10.1016/j.triboint.2005.07.016.
17. Kumlutas D., Tavman I.H. A numerical and experimental study on thermal conductivity of particle filled polymer composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2006, vol. 19, iss. 4, pp. 441–445. DOI: 10.1177/0892705706062203.
18. Mashkov Yu.K., Ovcharov Z.N., Baibaratskaya M.Yu., Mamaev O.A. *Polimernye kompozitsionnye materialy v tribotekhnike* [Polymeric compound materials in tribotechnique]. Moscow, Nedra Publ., 2004. 262 p.
19. Berlin A.A., ed. *Polimernye kompozitsionnye materialy: svoistva, struktura, tekhnologii* [Polymer composite materials: Properties. Structure. Technology]. St. Petersburg, Professiya Publ., 2008. 560 p.
20. Ginzburg B.M., Tochil'nikov D.G., Lyashkov A.I., Ugolkov V.L., Lavrent'ev V.K., Shijan P.A., Ponimatkin V.P. Tribological properties of poly(para-phenylene sulfide) and its carbon fiber composites with water lubrication. *Journal of Macromolecular Science, Part B: Physics*, 2011, vol. 50, iss. 6, pp. 1047–1061. DOI: 10.1080/00222348.2010.497446.
21. Ginzburg B.M., Tochil'nikov D.G., Shijan P.A., Pozdnyakov A.O. Carrying capacity of polymers and polymeric composites in water-lubricated friction against metals. *Journal of Friction and Wear*, 2011, vol. 32, pp. 150–163. DOI: 10.3103/S1068366611030044.
22. Zuev Yu.S. *Razrushenie polimerov pod deistviem agressivnykh sred* [Destruction of polymers under the action of aggressive media]. Moscow, Khimiya Publ., 1972. 232 p.

23. Tsvetkov Yu.N., Krylov D.A., Tatulyan A.A. Sootnoshenie poter', prikhodyashchikhsya na granichnyi i gidrodinamicheskii rezhim smazki v DVS [Comparison of friction losses in hydrodynamic and interfacial regimes of lubrication in internal combustion engines]. *Dvigatelsestroyeniye*, 2010, no. 1, pp. 13–19. (In Russian).

24. Wu S., Gao D., Liang Y., Chen B. Influence of non-smooth surface on tribological properties of glass fiber-epoxy resin composite sliding against stainless steel under natural seawater lubrication. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2015, vol. 28, no. 6, pp. 1171–1176. DOI: 10.3901/CJME.2015.0928.117.

25. Zhao S., Wang X. The effects of surface texture on the wear properties of mechanical seals made of metal and polymers. *Tribology*, 2015, vol. 35, no. 6, pp. 761–767. DOI: 10.16078/j.tribology.2015.06.016.

Conflicts of Interest

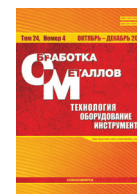
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Использование синергетической концепции при определении программы ЧПУ при токарной обработке

Вилор Заковоротный^а, Валерия Гвинджилия^{б, *}, Элина Фесенко^с

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  sinedden@yandex.ru,
^с  <https://orcid.org/0000-0003-0833-2758>,  ellinocha@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06

История статьи:

Поступила: 08 сентября 2022
 Рецензирование: 03 октября 2022
 Принята к печати: 28 октября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Управляемая система резания
 Синергетика механической обработки
 Динамика процесса резания

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Одно из динамично развивающихся направлений повышения эффективности станков с ЧПУ связано с использованием синергетической концепции при определении программы ЧПУ. При этом используется принцип расширения-сжатия размерности пространства состояния. **Предмет.** В статье на примере обработки детали, параметры жесткости которой являются функцией траектории движения инструмента, излагаются все этапы синтеза управления, при котором обеспечивается взаимосоогласованность динамических подсистем, в том числе с процессом резания. **Цель работы.** Определение асимптотически устойчивой траектории движения исполнительных элементов станка, задаваемой параметрами программы ЧПУ, из множества траекторий, для которых выполняется условие минимума интенсивности изнашивания. **Метод и методология.** Приводится математическое моделирование управляемой системы резания, в основе которого лежит принцип расширения-сжатия пространства состояния. При расширении размерности пространства состояния в модель динамической системы резания включаются все элементы от системы ЧПУ, программирующей движения исполнительных элементов, до упругих деформаций инструмента, который взаимодействует с заготовкой через связь, формируемую процессом резания. Динамическая связь объединяет подсистемы в единую связанную систему управления. В этом пространстве конструируется желаемая траектория формообразующих движений вершины инструмента относительно заготовки, которая должна быть аттрактором всего пространства состояния. Преобразование желаемой траектории в аттрактор характеризует процедуру сжатия размерности пространства состояния. При этом полагается возможность управления траекториями движения исполнительными элементами в пределах полос пропускания серводвигателей. **Результаты и обсуждения.** Выполнен анализ устойчивости процесса резания, приводится пример эффективности построения программы ЧПУ на основе синергетической парадигмы. Показано, что при согласовании внешнего управления с внутренней динамикой системы можно повысить производительность изготовления детали до двух раз по машинному времени.

Для цитирования: Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е., Фесенко Э.О. Использование синергетической концепции при определении программы ЧПУ при токарной обработке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 98–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-98-112.

Введение

Постановка задачи. После опубликования работ Г. Хакена и И. Пригожина [1, 2] многие проблемы динамики технических систем стали рассматриваться с учетом их системно-синергетического анализа [3–7]. Системно-синергетический подход стал использоваться и при объяснении многих явлений при обработке резанием и

при трении [8–10]. Одновременно в последнее десятилетие научной общественностью уделяется большое внимание разработке виртуальной модели процессов обработки на металлорежущих станках [11–30]. Эти модели предназначены прежде всего для использования их на стадии технологической подготовки производства деталей сложного геометрического профиля. Под деталями сложного профиля понимаются такие, при изготовлении которых приходится одновременно изменять траектории продольного и поперечного суппортов, а также детали, которые изменяют свойства вдоль траекторий исполнительных элементов станка (ТИЭС).

*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Энвериевна, аспирант
 Донской государственный технический университет,
 пл. Гагарина, 1
 344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
 Тел.: +7 (918) 583-23-33, e-mail: sinedden@yandex.ru

деформационных смещений инструмента – вектор $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathbb{R}^{(3)}$ и заготовки – вектор $\mathbf{Y} = \{Y_1, Y_2, Y_3\}^T \in \mathbb{R}^{(3)}$. Следовательно, $\mathbf{L}^{(\Phi)} = \mathbf{L} - \mathbf{X} - \mathbf{Y}$. Траектории $\mathbf{L}$, а также $\mathbf{V} = d\mathbf{L} / dt = \{V_1, V_2, V_3\}^T \in \mathbb{R}^{(3)}$ определяются программой ЧПУ. Деформационные смещения $\mathbf{X}$ и $\mathbf{Y}$ рассматриваются в подвижной системе координат, задаваемой ТИЭС. Если $\mathbf{X} = 0$, $\mathbf{Y} = 0$, то $\mathbf{L}^{(\Phi)} = \mathbf{L}$. Рассматриваются также скорости $\mathbf{v}^{(X)} = d\mathbf{X} / dt = \{v_{X_1}, v_{X_2}, v_{X_3}\}^T$ и $\mathbf{v}^{(Y)} = d\mathbf{Y} / dt = \{v_{Y_1}, v_{Y_2}, v_{Y_3}\}^T$. Обеспечивается такое согласование терминальной траектории $\mathbf{L}_0^{(\Phi)}$ с траекториями пространства состояния, при котором $\mathbf{L}$, $\mathbf{X}$, $\mathbf{Y}$ являются асимптотически устойчивыми. Тогда $\mathbf{L}_0^{(\Phi)}$ есть аттрактор. Отличием синергетической парадигмы синтеза программы ЧПУ от традиционной является ее определение на основе взаимосогласования всех подсистем и обеспечение $\mathbf{L}^{(\Phi)} = \mathbf{L}_0^{(\Phi)}$ свойством притяжения всего пространства состояния. Кроме этого должны выполняться условия $\mathbf{L}^{(\Phi)} \in \mathbb{N}$, диктуемые требованиями к качеству деталей. При этом учитывается динамика всей системы в целом.

Поэтому при разработке синергетического подхода к управлению процессами обработки на станках мы опираемся на исследования в области динамики процесса резания [24–43]. Здесь дан далеко не полный перечень работ по динамике резания. Несмотря на множество работ по динамике резания, в них рассматриваются некоторые частные модели представления сил резания в координатах упругой системы. Анализируются: условия потери устойчивости, формирование различных притягивающих множеств деформационных смещений инструмента и заготовки. При решении же проблемы синергетического синтеза, в том числе для определения желаемой траектории $\mathbf{L}_0^{(\Phi)} \in \mathbb{N}^{(\Phi)}$ и соответствующих ей траекторий $\mathbf{L}^{(\Phi)}$, $\mathbf{X}$ и $\mathbf{Y}$, необходимо анализировать динамическую систему в целом. Здесь $\mathbb{N}^{(\Phi)}$ – множество допустимых вариаций $\mathbf{L}^{(\Phi)}$. В статье рассматриваются все

этапы синергетического управления токарной обработкой деталей, параметры жесткости которых изменяются вдоль траектории инструмента: методика построения $\mathbf{L}_0^{(\Phi)}$, ее асимптотическая устойчивость. Приводится анализ эффективности синергетического управления на конкретном примере изготовления «базовой» детали, эскиз которой изображен на рис. 1, б.

Методика исследований

Определение желаемой траектории формообразующих движений. При анализе системы целесообразно использовать принцип разделения движений на «медленные», лежащие в пределах полосы пропускания двигателей исполнительных элементов станка, и «быстрые», определяемые динамическими свойствами подсистем инструмента и заготовки. Его использование базируется на асимптотических свойствах нелинейных дифференциальных уравнений, имеющих малые параметры при производных [44, 45]. Причем подсистема «быстрых» движений рассматривается в вариациях относительно траекторий «медленных» движений. При условии асимптотической устойчивости подсистем траектория «медленных» движений становится аттрактором. Типичным для практики является случай, когда ТИЭС являются заданными и управляемыми в пределах полос пропускания серводвигателей. Тогда имеем следующее уравнение динамики [40]:

$$\begin{cases} m \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + h \frac{d\mathbf{X}}{dt} + c\mathbf{X} = \mathbf{F}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{Y}), \\ m^{(Y)} \frac{d^2 Y_1}{dt^2} + h^{(Y)} \frac{dY_1}{dt} + c^{(Y)} Y_1 = \\ = F^{(0)}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{Y}) \chi_1, \end{cases} \quad (1)$$

где $\mathbf{m} = [m_s]$, $m_s = m$, $s = 1, 2, 3$, в кгс²/мм, $\mathbf{h} = [h_{s,l}]$, в кгс/мм, $\mathbf{c} = [c_{s,l}]$, в кг/мм; $s, l = 1, 2, 3$ – матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов подсистемы инструмента. Они симметричны и положительно определены, т. е. потенциальны. Подсистема заготовки имеет жесткость в направлении оси ее вращения на порядок большую, чем в остальных направлениях. В плоскости $Y_1 - Y_3$ она обладает полной

симметрией. Поэтому в этой плоскости любая ортогональная система координат является главной. Тогда силе F_1 соответствуют деформации только по направлению Y_1 [48]. Сила $\mathbf{F}$ [4] представлена в виде $\mathbf{F} = \{F_1, F_2, F_3\} = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}$, причем $(\chi_1)^2 + (\chi_2)^2 + (\chi_3)^2 = 1$. Удобно рассмотреть следующее представление о режимах (подаче $S_P(t)$, глубине $t_P(t)$ и скорости $V_P(t)$ резания):

$$\begin{aligned} S_P(t) &= \int_{t-T}^t [V_2(\xi) - v_{X_2}(\xi) - v_{Y_2}(\xi)] d\xi; \\ V_P(t) &= \pi D \Omega - v_{X_3}(t) - v_{Y_2}(t); \\ t_P(t) &= D / 2 - (L_1 - X_1 - Y_1), \end{aligned} \quad (2)$$

где $T = (\Omega)^{-1}$ время оборота заготовки в [с]; D – ее диаметр в [м]. Если $\mathbf{X} = 0$, $\mathbf{Y} = 0$, то мы имеем традиционные режимы: $S_P^{(0)}$, $t_P^{(0)}$ и $V_P^{(0)} = V_3 = \pi D \Omega$. Тогда модель связи силы $F^{(0)}$ с координатами системы имеет уравнение [46, 47]

$$\begin{aligned} T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} &= \\ &= \rho \left\{ 1 + \mu \exp \left[-\varsigma (V_3 - v_{X_3}) \right] \right\} \times \\ &\times \left[t_P^{(0)} - X_1 - Y_1 \right] \int_{t-T}^t \{V_2(\xi) - v_{X_2}(\xi)\} d\xi, \end{aligned} \quad (3)$$

где ρ – давление стружки на переднюю грань инструмента в [кг/мм²]; μ – безразмерный параметр; ς – коэффициент наклона в [с/м⁻¹]; $T^{(0)}$ – постоянная времени стружкообразования в [с]. Системы (1)–(3) позволяют при заданных $\mathbf{L}, \mathbf{V}$ определить $\mathbf{X}, \mathbf{Y}$ и $\mathbf{L}^{(\Phi)}$. Если $\mathbf{L}^{(\Phi)} \in \mathcal{N}^{(\Phi)}$, то $\mathbf{L}, \mathbf{V}$ определяют программу ЧПУ. В противном случае необходимо подобрать $\mathbf{L}, \mathbf{V}$ или доступные вариациям параметры так, чтобы выполнялось условие $\mathbf{L}^{(\Phi)} \in \mathcal{N}^{(\Phi)}$ или $\mathbf{L}^{(\Phi)} = \mathbf{L}_0^{(\Phi)}$, и обеспечить асимптотическую устойчивость полученной траектории.

Для вычисления $\mathbf{L}, \mathbf{V}$, при которых обеспечивается $\mathbf{L}^{(\Phi)} \in \mathcal{N}^{(\Phi)}$, воспользуемся принципом разделения движений. Вначале определим множество траекторий $\mathbf{L}^{(\Phi)} \in \mathcal{N}^{(\Phi)}$ в «медлен-

ном» времени, затем в этом множестве выберем те, для которых траектории «быстрых» движений являются асимптотически устойчивыми, и из них те, для которых интенсивность изнашивания минимальна. Для определения желаемой траектории «медленных» движений рассмотрим усредненные по периоду вращения заготовки значения $\mathbf{L}, \mathbf{V}$. Для этого рассмотрим (1) и (3) в медленном дискретном времени $T = (\Omega)^{-1}$:

$$\mathbf{C}(iT)\mathbf{Z}(iT) = \mathbf{F}(iT), \quad (4)$$

где $\mathbf{Z}(iT) = \{X_1(iT), X_2(iT), X_3(iT), Y_1(iT)\}^T$;
 $\mathbf{F}(iT) = \rho_0 t_P^{(0)} S_P^{(0)}(iT) \{\chi_1, \chi_2, \chi_3, \chi_1\}^T$;

$$\mathbf{C}(iT) = \begin{bmatrix} c_{1,1} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & c_{2,1} & c_{3,1} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \\ c_{1,2} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 & c_{2,2} & c_{3,2} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 \\ c_{1,3} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 & c_{2,3} & c_{3,3} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 \\ \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & 0 & 0 & c^{(Y)} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \end{bmatrix},$$

$$\rho_0 = \rho [1 + \mu \exp(-\varsigma V_3)].$$

В (4) $\sum_{i=1}^{i=s} iT = L_0$ (см. рис. 1). Из (4) вычисляем $0,5\Delta D(iT) = X_1(iT) + Y_1(iT)$. При обработке требуется обеспечить условие $\Delta D(iT) = \text{const}$ [51–55]. Определим $\Delta D(iT)$ из (4):

$$\Delta D(iT) = 2t_P^{(0)} S_P^{(0)} \frac{\Delta X + \Delta Y}{\Delta}, \quad (5)$$

где

$$\Delta(iT) = \begin{bmatrix} c_{1,1} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & c_{2,1} & c_{3,1} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \\ c_{1,2} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 & c_{2,2} & c_{3,2} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 \\ c_{1,3} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 & c_{2,3} & c_{3,3} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 \\ \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & 0 & 0 & c^{(Y)} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \end{bmatrix};$$

$$\Delta_X(iT) = \begin{bmatrix} \chi_1 & c_{2,1} & c_{3,1} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \\ \chi_2 & c_{2,2} & c_{3,2} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 \\ \chi_3 & c_{2,3} & c_{3,3} & \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 \\ \chi_1 & 0 & 0 & c^{(Y)} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 \end{bmatrix};$$

$$\Delta_Y(iT) = \begin{bmatrix} c_{1,1} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & c_{2,1} & c_{3,1} & \chi_1 \\ c_{1,2} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_2 & c_{2,2} & c_{3,2} & \chi_2 \\ c_{1,3} + \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_3 & c_{2,3} & c_{3,3} & \chi_3 \\ \rho_0 S_P^{(0)}(iT)\chi_1 & 0 & 0 & \chi_1 \end{bmatrix}.$$

Анализ (5) показывает, что в зависимости от $\Delta D(iT)$ имеет место ветвление решений $S_P^{(0)}(iT)$. Причем существуют области, в которых вещественных решений нет. Все зависит от соотношения жесткости подсистемы заготовки $c^{(Y)}$, элементов матрицы $\mathbf{c}$ и допустимых значений $\Delta D(iT)$ при заданных значениях припуска $t_P^{(0)}$. В том случае, если $\mathbf{c} \rightarrow \infty$ и $\Delta D(iT) = \Delta D_0 = \text{const}$, то (5) вырождается в выражение

$$\Delta D_0 = 2t_P^{(0)} \frac{\rho_0(V_P)S_P^{(0)}(iT)\chi_1}{c^{(Y)}(iT) + \rho_0(V_P)S_P^{(0)}(iT)\chi_1}, \quad (6)$$

из которого определяем множество траекторий $S_P^{(0)}(iT, V_P)$, каждая из которых зависит от скорости резания $V_P = \text{const}$. Очевидно,

$$S_P^{(0)}(iT, V_P) = \frac{\Delta D_0 c^{(Y)}(iT)}{\rho_0(V_P)\chi_1[t_P^{(0)} - \Delta D_0]}, \quad (7)$$

$S_P^{(0)}(iT, V_P)$ – траектория оборотной подачи по перемещению суппорта, при которой $\Delta D_0 = \text{const}$.

Анализ (5) и (6) позволяет сделать некоторые также известные из практики выводы о выборе параметров инструмента и режимов резания для уменьшения влияния упругих деформаций на диаметр детали.

1. При уменьшении глубины резания снижаются вариации диаметра, обусловленные изменениями жесткости. В связи с этим обработка детали, жесткость которой изменяется вдоль траектории инструмента, выполняется в несколько проходов с последовательным уменьшением величины припуска.

2. На величину $\Delta D(iT)$ оказывает влияние угловой коэффициент χ_1 . Угловые коэффициенты зависят от геометрии инструмента, прежде всего от переднего угла и угла наклона режущей кромки [56].

3. Для уменьшения неопределенности $\Delta D(iT)$ при вариациях $\mathbf{c}$ целесообразно вести обработку с малыми подачами. Однако при малых подачах, соизмеримых с радиусом инструмента при его вершине, стабилизирующее влияние сформированного на заготовке направления

движения нивелируется. Поэтому величина подачи снизу также ограничена [57]. Эти методы не устраняют необходимости в согласовании программы ЧПУ с законом изменения жесткости.

Если вычислено множество траекторий $S_P^{(0)}(iT, V_P)$, то дополнительно необходимо из этого множества выбрать те, для которых выполняется условие минимума интенсивности изнашивания. Решение этой проблемы достаточно полно изложено в работе [58]. Траектории (7) вычислены в предположении, что подсистема «быстрых» движений является асимптотически устойчивой. При этом условии (7) есть аттрактор, обладающий свойством притяжения во всем пространстве состояния. В связи с этим дополнительно необходимо проанализировать подсистему «быстрых» движений на асимптотическую устойчивость.

Пример согласования программы ЧПУ с изменением жесткости детали. Проблема согласования ТИЭС с изменяющимися свойствами системы имеет большой спектр применений: согласование ТИЭС с эволюционными изменениями свойств системы, обусловленными работой сил в зоне резания; согласование ТИЭС с априорно заданным законом изменения жесткости заготовки; согласование ТИЭС с развитием износа инструмента и пр. Для примера рассмотрим продольное точение штуцера форсунки топливного насоса дизельного двигателя (длина $L_0 = 144$ мм (рис. 1, б), диаметр $D = 18$ мм, материал – горячекатаный прутки из стали 45 (ГОСТ 2590–2006) диаметром $D = 25$ мм. В качестве инструмента использовались инструментальные системы со сменными четырехгранными пластинами из T15K6 с державками MR TNR 2020 K11. Геометрия инструмента: передний угол $\gamma = 15^\circ$, угол в плане $\phi = 90^\circ$, задний угол $\alpha = 6^\circ$. Параметры упругой системы инструмента и динамической связи приведены в табл. 1 и 2. Обобщенная масса – $m = 0,5 \cdot 10^{-3}$ кг · с²/мм. Для определения закона изменения радиальной жесткости вдоль оси заготовки можно воспользоваться законами изгибных колебаний стержней [59]. Такую информацию проще и точнее получать экспериментально (см. рис. 1, а). Закон $c^{(Y)}(L_2)$ необходимо дополнить его согласованием с изменением приведенной массы

Таблица 1

Table 1

Матрицы скоростных коэффициентов и упругости подсистемы инструмента

Matrices of velocity coefficients and elasticity of the tool subsystem

$c_{1,1}$, КГ/ММ	$c_{2,2}$, КГ/ММ	$c_{3,3}$, КГ/ММ	$h_{1,1}$, КГ · С/ММ	$h_{2,2}$, КГ · С/ММ	$h_{3,3}$, КГ · С/ММ
2000	1000	1000	1,3	1,1	0,8
$c_{1,2} = c_{2,1}$, КГ/ММ	$c_{1,3} = c_{3,1}$, КГ/ММ	$c_{2,3} = c_{3,2}$, КГ/ММ	$h_{1,2} = h_{2,1}$, КГ · С/ММ	$h_{1,3} = h_{3,1}$, КГ · С/ММ	$h_{2,3} = h_{3,2}$, КГ · С/ММ
100	150	80	0,6	0,5	0,4

Таблица 2

Table 2

Параметры динамической связи

Dynamic link options

ρ , КГ/ММ ²	γ , (ММ/С)	$T^{(0)}$, С	μ	χ_1	χ_2	χ_3
300,0	0,1	0,0001...0,0005	0,5	0,7	0,5	0,5

вдоль L_2 . Это связано с тем, что собственные частоты изгибных колебаний вала остаются неизменными при всех значениях L_2 [4–6, 46].

Траектории $S_p^{(0)}(L_2)$ на рис. 2, б соответствуют скорости продольных перемещений суппорта $V_2(L_2) = S_p^{(0)}(L_2)(T)^{-1}$. Приведенные на рис. 2, в траектории характеризуют притягивающее множество деформационных смещений на всем пути движения инструмента в том случае, если подсистема «быстрых» движений является асимптотически устойчивой. Траектории на рис. 2 получены в предположении, что $V_3 = 1,5$ м/с = $V_P = \text{const}$. Если варьировать V_3 и $t_p^{(0)}$, то будут смещаться траектории на рис. 2.

Рассмотрим проблему асимптотической устойчивости деформационных смещений для подсистемы «быстрых» движений. Кривым (см. рис. 2) соответствуют квазипостоянные траектории деформационных смещений $X_s^{(*)}(iT)$, $s = 1, 2, 3$, $Y^{(*)}(iT)$, сил $F^{(0,*)}(iT)$ и скоростей

$V_2^{(*)}(iT)$. Причем $X_s^{(*)}(iT)$, $Y^{(*)}(iT)$ и $F^{(0,*)}(iT)$ являются медленно изменяющимися координатами состояния. После замены $X_s(t) - X_s^{(*)}(iT) = x_s(t)$, $Y(t) - Y^{(*)}(iT) = y(t)$ и $F^{(0)}(t) - F^{(0,*)}(iT) = f(t)$ получаем уравнение в вариациях относительно траекторий медленных движений.

Его линеаризация в окрестности $X_s^{(*)}(iT)$, $s = 1, 2, 3$, $Y^{(*)}(iT)$ и сил $F^{(0,*)}(iT)$ приводит к системе линейных уравнений с запаздывающими аргументами. Анализ устойчивости таких систем на основе алгебраических критериев, а также критерия Михайлова не является справедливым [47, 48]. Моделирование сил в координатах состояния позволяют интерпретировать силы как обратные связи в системе. Поэтому воспользуемся критерием устойчивости Найквиста, для чего из (1) с учетом (3) получим передаточную функцию системы $W_P(p)$ в разомкнутом состоянии для линеаризованной системы в вариациях:

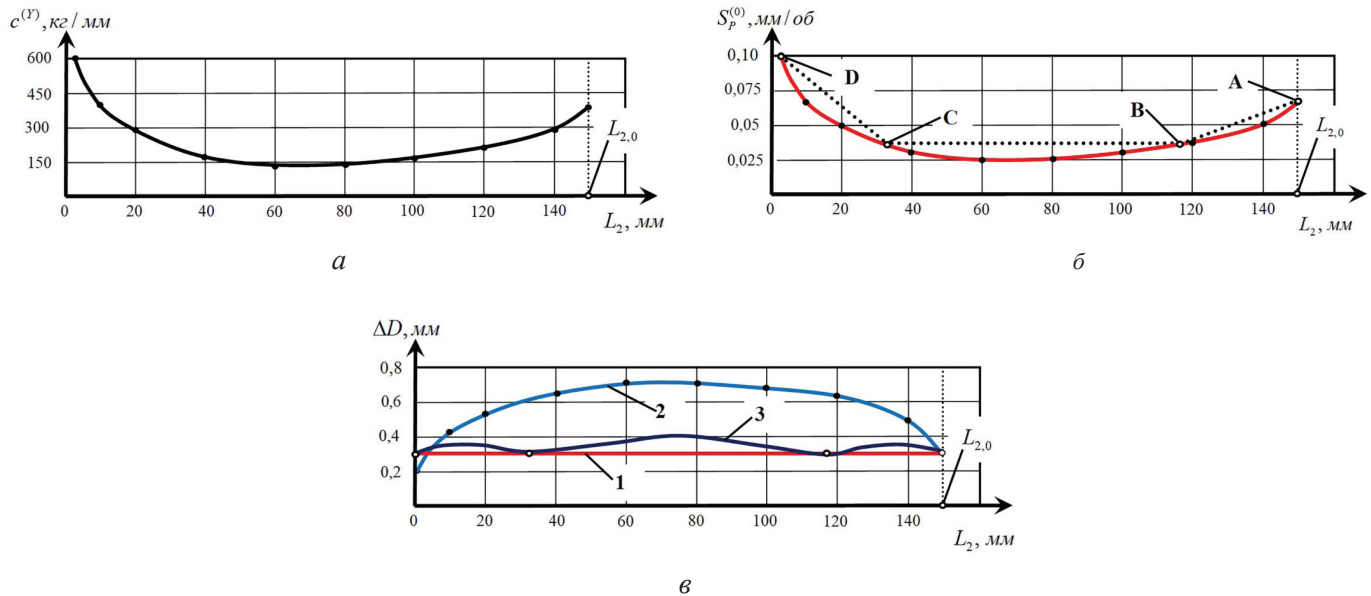


Рис. 2. Пример согласования траектории изменения радиальной жесткости заготовки (а) с величиной оборотной подачи (б), изменяющих вариации диаметра (в):

1 – полное согласование вдоль траектории; 2 – обработка с постоянной подачей; 3 – линейная интерполяция изменения подачи по четырем узловым точкам (A-B-C-D)

Fig. 2. An example of matching the path of changing the radial stiffness of the workpiece (a) with the value of the feed per revolution (б), changing the diameter variations (в):

1 – complete matching along the path; 2 – processing with a constant feed; 3 – linear interpolation of feed change over four nodal points (A-B-C-D)

$$W_P(p) = \frac{P_0}{T^{(0)}_{p+1}} \left\{ S_P^{(0)} g_{FX_1}(p) [1 - \exp(-Tp)] + \right. \\ \left. + t_P^{(0)} g_{FX_2}(p) [1 - \exp(-Tp)] + \right. \\ \left. + S_P^{(0)} g_{FY}(p) [1 - \exp(-Tp)] \right\}, \quad (8)$$

где

$$g_{FX_1}(p) = \Delta_{X_1} / \Delta; \quad g_{FX_2}(p) = \Delta_{X_2} / \Delta; \\ g_{FY}(p) = \Delta_Y / \Delta;$$

$$\Delta = \begin{bmatrix} c_{1,1} & c_{2,1} & c_{3,1} & 0 \\ c_{1,2} & c_{2,2} & c_{3,2} & 0 \\ c_{1,3} & c_{2,3} & c_{3,3} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c^{(Y)} \end{bmatrix};$$

$$\Delta_{X_1} = \begin{bmatrix} \chi_1 & c_{2,1} & c_{3,1} & 0 \\ \chi_2 & c_{2,2} & c_{3,2} & 0 \\ \chi_3 & c_{2,3} & c_{3,3} & 0 \\ \chi_1 & 0 & 0 & c^{(Y)} \end{bmatrix};$$

$$\Delta_{X_2} = \begin{bmatrix} c_{1,1} & \chi_1 & c_{3,1} & 0 \\ c_{1,2} & \chi_2 & c_{3,2} & 0 \\ c_{1,3} & \chi_3 & c_{3,3} & 0 \\ 0 & \chi_1 & 0 & c^{(Y)} \end{bmatrix};$$

$$\Delta = \begin{bmatrix} c_{1,1} & c_{2,1} & c_{3,1} & \chi_1 \\ c_{1,2} & c_{2,2} & c_{3,2} & \chi_2 \\ c_{1,3} & c_{2,3} & c_{3,3} & \chi_3 \\ 0 & 0 & 0 & \chi_1 \end{bmatrix}.$$

В систему (8) входят технологические параметры $t_P^{(0)}$ и $S_P^{(0)}$, а также косвенно V_P , так как $T^{(0)}$ в основном зависит от скорости резания, и частота вращения шпинделя $\Omega = (T)^{-1}$. Параметры $t_P^{(0)}$, $S_P^{(0)}$ и Ω определяются программой ЧПУ. Приведем пример изменения области устойчивости в плоскости двух варьируемых параметров « $V_P - \rho$ » (рис. 3). Выше приведенных фигуративных линий система неустойчива. Кривые являются типичными при

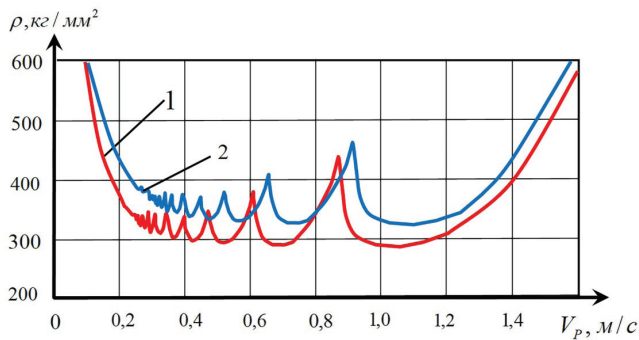


Рис. 3. Пример изменения области устойчивости в плоскости « $V_p - p$ »:

1 – $c^{(Y)} = 400$ кг/мм ; 2 – $c^{(Y)} = 150$ кг/мм

Fig. 3. An example of changing the region of stability in a plane « $V_p - p$ »:

1 – $c^{(Y)} = 400$ кг/мм ; 2 – $c^{(Y)} = 150$ кг/мм

оценивании влияния частоты вращения шпинделя на устойчивость упругих деформационных смещений инструмента и заготовки. Периодические всплески допустимых значений p объясняются регенеративным эффектом интегрального оператора формирования подачи. Если анализировать свойства при $t < T$, то скорость резания изменяет прежде всего параметр $T^{(0)}$. Его увеличение вызывает две противоположные тенденции. С одной стороны, увеличение $T^{(0)}$ приводит к дополнительным фазовым сдвигам между силами и деформациями, что способствует потере устойчивости, с другой – увеличение $T^{(0)}$ способствует возрастанию демпфирующего влияния процесса резания на колебания, что стабилизирует равновесие. Поэтому при увеличении V_p существует минимум.

Если следовать работам [58], то по мере увеличения скорости резания наблюдается перераспределение физических взаимодействий в областях сопряжения инструмента и зоны резания (адгезионные, усталостные, абразивные, трибохимические, диффузионные и пр.). Переход от преобладающего адгезионного к диффузионному взаимодействию соответствует минимуму интенсивности изнашивания. Этому диапазону соответствует минимум мощности необратимых преобразований подводимой к резанию энергии [56]. При обработке стали 45 область этого перехода расположена в диапазоне (1,0...2,0) м/с.

Кроме этого при возрастании Ω существует критическое значение Ω , с которого начинают

проявляться параметрические эффекты, в том числе, параметрическое самовозбуждение [45]. Поэтому существует критическое значение Ω , превышение которого недопустимо, и необходимо учитывать ограничения, накладываемые на систему особенностями ее динамики.

Результаты и их обсуждение

Одним из развивающихся в настоящее время путей увеличения эффективности обработки деталей, жесткость которых изменяется вдоль траектории движения инструмента, является согласование внешнего управления (от системы ЧПУ) с внутренним регулированием упругих деформаций, определяемым зависимостью сил от деформационных смещений и ТИЭС. Синергетическая проблема взаимодействия внешнего управления с внутренним [3–7], формируемым зависимостью сил резания от деформационных смещений и ТИЭС, задаваемых системой ЧПУ, решается на основе согласования внешнего управления с внутренней динамикой резания. Для этого, во-первых, при определении программы ЧПУ строится множество желаемых траекторий формообразующих движений, которые включают как ТИЭС, так и деформации вершины инструмента относительно заготовки. Желаемые траектории определяются исходя из требований к качеству деталей. Этим траекториям подчиняются все промежуточные траектории динамической системы вплоть до программы ЧПУ. Таким образом, существующий в настоящее время принцип подчинения заменяется принципом взаимодействия подсистем по направлению достижения цели. Во-вторых, из полученного множества траекторий, полученных при различных технологических режимах, выбирается траектория, при которой интенсивность изнашивания инструмента является минимальной. Глубина резания обычно задается априорно, поэтому при выборе режимов необходимо из условий физической оптимальности определить скорость резания, при которой желаемая траектория формообразующих движений является асимптотически устойчивой. Выполненная проверка эффективности метода при продольном точении штуцера форсунки топливного насоса показала, что за счет уменьшения количества проходов можно повысить произво-

длительность изготовления детали до двух раз по машинному времени. Повышение производительности достигнуто, во-первых, за счет уменьшения числа проходов. По базовой технологии после сверления центрального отверстия $D = 2,5$ мм, которое выполняется на специализированном станке, заготовка устанавливается в центрах и выполняется продольное точение вала вначале на всю длину до $D = 27$ мм. Затем в три прохода с глубинами резания $t_p^{(0)} = 1,5$ мм, $t_p^{(0)} = 0,7$ мм и $t_p^{(0)} = 0,3$ мм осуществляется точение основной поверхности вала. Такие переходы обеспечивают требуемую точность диаметра до достижения износа по задней грани 0,6 мм. Режимы резания остаются неизменными. При использовании синергетической концепции за счет согласования ТИЭС с изменяющимися параметрами жесткости заготовки вдоль координат перемещения инструмента, согласования ТИЭС с эволюционными изменениями свойств формируемой резанием динамической связи, а также определения оптимальных координат переключения (переналадки) циклов обработки удастся уменьшить число проходов с четырех до двух. Кроме этого появляется возможность увеличить партию деталей до переналадки инструментальной системы в 1,5 раза. Оптимальные координаты переключений определялись по методике, изложенной нами ранее [59]. Важно подчеркнуть, что увеличение производительности достигнуто программными методами без дополнительных материальных затрат.

Выводы

Одним из перспективных направлений изготовления партии деталей заданного качества при минимизации приведенных затрат является использование синергетического принципа согласования внешнего управления (программы ЧПУ) с внутренней динамикой системы. Приведенный пример изготовления детали, жесткость которой явно зависит от траектории инструмента, позволяет до двух раз повысить производительность по машинному времени. Разработанный подход и приведенные алгоритмы определения желаемой траектории формообразующих движений и соответствующей ей программы ЧПУ на основе синергетического взаимосогласования внешнего

управления с изменяющимися динамическими характеристиками заготовки можно распространить на большой класс деталей сложной геометрической формы.

Список литературы

1. Пригожин И., Стенгерс И. Порядок из хаоса. – М.: Прогресс, 1986. – 432 с.
2. Хакен Г. Синергетика: иерархии неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. – М.: Мир, 1985. – 424 с.
3. Синергетика и проблемы теории управления / под ред. А.А. Колесникова. – М.: Физматлит, 2004. – 504 с. – ISBN 5-9221-0336-9.
4. Заковоротный В.Л., Флек М.Б. Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Терра, 2005. – 880 с.
5. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Синергетическая концепция при программном управлении процессами обработки на металлорежущих станках // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2021. – № 5 (734). – С. 24–36. – DOI: 10.18698/0536-1044-2021-5-24-36.
6. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Синергетический подход к повышению эффективности управления процессами обработки на металлорежущих станках // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 84–99. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-84-99.
7. Zakovorotny V., Gvindjiliya V. Process control synergetics for metal-cutting machines // Journal of Vibroengineering. – 2022. – Vol. 24 (1). – P. 177–189. – DOI: 10.21595/jve.2021.22087.
8. Заковоротный В.Л. Нелинейная трибомеханика. – Ростов н/Д.: Изд-во ДГТУ, 2000. – 293 с.
9. Рыжский А.А. Синергетика изнашивания инструментальных материалов при лезвийной обработке. – Ростов н/Д.: Донской гос. техн. ун-т, 2019. – 289 с. – ISBN 978-5-7890-1669-5.
10. Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А. Искусственный интеллект и киберфизические механообрабатывающие системы в цифровом производстве // Вестник машиностроения. – 2020. – № 1. – С. 21–25.
11. Virtual process systems for part machining operations / Y. Altintas, P. Kersting, D. Biermann, E. Budak, B. Denkena // CIRP Annals. – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 585–605. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
12. Recent advances in modelling of metal machining processes / P. Arrazola, T. Ozel, D. Umbrello, M. Davies, I. Jawahir // CIRP Annals. – 2013. – Vol. 62 (2). – P. 695–718. – DOI: 10.1016/j.cirp.2013.05.006.
13. Пантюхин О.В., Васин С.А. Цифровой двойник технологического процесса изготовления изделий специального назначения // Станкоинструмент. –

2021. – № 1 (22). – С. 56–59. – DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58.

14. Virtual machine tool / Y. Altintas, C. Brecher, M. Weck, S. Witt // *CIRP Annals*. – 2005. – Vol. 54 (2). – P. 115–138. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.

15. *Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C-H.* Virtual computer numerical control system // *CIRP Annals*. – 2006. – Vol. 55 (1). – P. 399–402. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.

16. Complexity-based analysis of the influence of machining parameters on the surface finish of drilled holes in drilling operation / As. Ahamed, At. Ahamed, D. Katuwawala, T.T. Ee, Z.H. Tan, I.S. Bajaj, Th. Wickramasurendra, H. Namazi // *Fractals*. – 2019. – Vol. 27 (6). – P. 1950087. – DOI: 10.1142/S0218348X19500877.

17. *Kilic Z.M., Altintas Y.* Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified simulations // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2016. – Vol. 104. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.

18. Development of machining strategies for aerospace components, using virtual machining tools / L. Estman, D. Merdol, K.-G. Brask, V. Kalhori, Y. Altintas // *New Production Technologies in Aerospace Industry*. – Cham: Springer, 2014. – P. 63–68. – (Lecture Notes in Production Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2_9.

19. Influence of cutting and geometrical parameters on the cutting force in milling / H. Yangu, B. Zghal, A. Kessentini, G. Chevallier, A. Rivière, M. Haddar, Ch. Karra // *Engineering*. – 2010. – Vol. 2 (10). – P. 751–761. – DOI: 10.4236/eng.2010.210097.

20. *Thasana W., Chianrabutra S.* A comparison between simulation and experiment of virtual machining in CNC turning machine considering kinematic motion deviations, tool wear and workpiece deflection errors // *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems and Manufacturing*. – 2019. – Vol. 13 (1). – P. 18-00250. – DOI: 10.1299/jamdsm.2019jamdsm0009.

21. A study on estimation of three-dimensional tolerances based on simulation of virtual machining in turning processes including kinematic motion deviations / W. Thasana, N. Sugimura, K. Iwamura, Y. Tanimizu // *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*. – 2015. – Vol. 9 (1). – P. 14-00507. – DOI: 10.1299/jamdsm.2015jamdsm0012.

22. *Studiyaniti L.* Workstation and posture improvement in cutting machine process using virtual modeling // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2021. – Vol. 1072. – P. 012032. – DOI: 10.1088/1757-899X/1072/1/012032.

23. *Soori M., Arezoo B.* Virtual machining systems for CNC milling and turning machine tools: a review // *International Journal of Engineering and Technology*. – 2020. – Vol. 18. – P. 56–104.

24. The state of the art for numerical simulations of the effect of the microstructure and its evolution in the metal-cutting processes / H. Liu, X. Xu, J. Zhang, Z. Liu, Y. He, W. Zhao, Z.-q. Liu // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2022. – Vol. 177. – P. 103890. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103890.

25. Nonlinearities of hardware-in-the-loop environment affecting turning process emulation / B. Beri, A. Miklos, D. Takacs, G. Stepan // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2020. – Vol. 157. – P. 103611. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103611.

26. *Soori M., Arezoo B., Habibi M.* Virtual machining considering dimensional, geometrical and tool deflection errors in three-axis CNC milling machines // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2014. – Vol. 33 (4). – P. 498–507. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2014.04.007.

27. A multipoint method for 5-axis machining of triangulated surface models / R.K. Duvedi, S. Bedi, A. Batish, S. Mann // *Computer-Aided Design*. – 2014. – Vol. 52. – P. 17–26. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.008.

28. Five-axis tool path generation in CNC machining of T-spline surfaces / W.F. Gan, J.Z. Fu, H.Y. Shen, Z.Y. Chen, Z.W. Lin // *Computer-Aided Design*. – 2014. – Vol. 52. – P. 51–63. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.013.

29. *Kiswanto G., Hendriko H., Duc E.* An analytical method for obtaining cutter workpiece engagement during a semi-finish in five-axis milling // *Computer-Aided Design*. – 2014. – Vol. 55. – P. 81–93. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.05.003.

30. Cloud-based design and manufacturing: a new paradigm in digital manufacturing and design innovation / D. Wu, D.W. Rosen, L. Wang, D. Schaefer // *Computer-Aided Design*. – 2015. – Vol. 59. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.07.006.

31. *Кудинов В.А.* Динамика станков. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.

32. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen* / J. Tlustý, A. Poláček, C. Danek, J. Spacek. – Berlin: Verlag Technik, 1962. – 320 p.

33. *Merritt H.E.* Theory of self-excited machine-tool chatter-contribution to machine tool chatter research // *ASME Journal of Engineering for Industry*. – 1965. – Vol. 87 (4). – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.

34. *Altintas Y.* Analytical prediction of three dimensional chatter stability in milling // *JSME International Journal. Mechanical Systems, Machine Elements and Manufacturing*. – 2001. – Vol. 44 (3). – P. 717–723. – DOI: 10.1299/jsmec.44.717.

35. *Stépán G., Insperger T., Szalai R.* Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes // *International Journal of Bifurcation and Chaos*. – 2005. – Vol. 15 (9). – P. 2783–2798. – DOI: 10.1142/S0218127405013642.

36. *Stépán G.* Modelling nonlinear regenerative effects in metal cutting // *Philosophical Transactions of*

the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 739–757. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0753.

37. Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G. Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics // *Machining Science and Technology*. – 2016. – Vol. 20 (3). – P. 440–459. – DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.

38. Воронов С.А., Киселев И.А. Нелинейные задачи динамики процессов резания // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2017. – № 2 (51). – С. 9–23.

39. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process // *International Journal of Bifurcation and Chaos*. – 2014. – Vol. 24 (9). – P. 189–201. – DOI: 10.1142/S0218127414501156.

40. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modeling of frictional chatter in metal cutting // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2014. – Vol. 89. – P. 167–176. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.

41. Influence of the clearance face on the condition of chatter self-excitation during turning / A. Gousskov, M. Gousskov, Ph. Lorong, G. Panovko // *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. – 2017. – Vol. 19 (1). – P. 17–39. – DOI: 10.1504/IJM-MM.2017.10002088.

42. Моделирование и исследование устойчивости процесса многолезцового резания «по следу» / М. Гуськов, Т. Динь Дык, Г. Пановко, А.М. Гуськов // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2018. – № 3. – С. 19–27. – DOI: 10.31857/S023571190000533-7.

43. Понтрягин Л.С. Избранные научные труды. Т. 2. – М.: Наука, 1988. – С. 95–154.

44. Тихонов А.Н. Системы дифференциальных уравнений, содержащие малые параметры при производных // *Математический сборник*. – 1952. – Т. 31, № 3. – С. 575–586.

45. Моделирование динамической связи, формируемой процессом точения, в задачах динамики процесса резания (позиционная связь) / В.Л. Заковоротный, Д.Т. Фам, С.Т. Нгуен, М.Н. Рыжкин // *Вестник Донского государственного технического университета*. – 2011. – Т. 11, № 3 (54). – С. 301–311.

46. Лойцянский Л.Г. Курс теоретической механики. – М.: Наука, 1982. – 640 с.

47. Ляпунов А.М. Общая задача об устойчивости движения. – Л.: Гостехиздат, 1950. – 472 с.

48. Меркин Д.Р. Введение в теорию устойчивости движения. – М.: Наука, 1971. – 312 с.

49. Бржозовский Б.М., Янкин И.Н., Хайров Д.А. Обеспечение качества резания неоднородных материалов на основе оптимальной динамической настройки формообразующих подсистем станка // *Прогресивні технології і системи машинобудування*. – 2012. – № 1 (43). – С. 71–77.

50. Адаптивное управление станками / под ред. Б.С. Балакшина. – М.: Машиностроение, 1973. – 688 с.

51. Базров Б.М. Технологические основы проектирования самоподнастраивающихся станков. – М.: Машиностроение, 1978. – 216 с.

52. Тверской М.М. Автоматическое управление режимами обработки на станках. – М.: Машиностроение, 1982. – 208 с.

53. Вейц В.Л., Васильков Д.В. Задачи динамики, моделирования и обеспечения качества при механической обработке маложестких заготовок // *СТИН*. – 1999. – № 6. – С. 9–13.

54. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е., Минаков В.С. Влияние геометрии режущего инструмента на динамику процесса точения // *Вестник ДГТУ*. – 2018. – Т. 18, № 2. – С. 201–213. – DOI: 10.23947/1992-5980-2018-18-2-201-213.

55. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Свойства притягивающих множеств деформационных смещений инструмента в траекториях формообразующих движений при точении изделий // *Известия вузов. Машиностроение*. – 2022. – № 3 (744). – С. 15–30. – DOI: 10.18698/0536-1044-2022-3-15-30.

56. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Влияние динамики резания на выбор технологических режимов, обеспечивающих минимальное изнашивание режущих инструментов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 54–70. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-54-70.

57. Бидерман В.Л. Прикладная теория механических колебаний. – М.: Высшая школа, 1972. – 416 с.

58. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.

59. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Определение оптимальных координат переключения циклов обработки на металлорежущих станках // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 1. – С. 56–67. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.1-56-67.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Application of the synergistic concept in determining the CNC program for turning

Vilor Zakovorotny^a, Valery Gvindjiliya^{b, *}, Ellina Fesenko^c

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  sinedden@yandex.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0833-2758>,  ellinoochaa@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 September 2022

Revised: 03 October 2022

Accepted: 28 October 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Controlled cutting system

Synergetics of machining

Dynamic of the cutting process.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. One of the dynamically developing areas of increasing the efficiency of CNC machines is associated with the use of the synergetic concept in determining the CNC program. The principle of compression-expansion of the dimensionality of the state space is used. **Subject.** On the example of the workpiece machining, the stiffness parameters of which are a function of the toolpath, all stages of control synthesis, which ensures the mutual consistency of dynamic subsystems, including the cutting process, are described in the paper. **The aim of the work is to determine asymptotically stable machine actuator toolpath, given by CNC program parameters, from the set of paths, for which the condition of minimum wear intensity is fulfilled. Method and methodology.** Mathematical modeling of the controlled cutting system, which is based on the principle of compression-expansion state space, is presented. When the dimension of the state space is expanded, the model of the dynamic cutting system includes all elements from the CNC system that programs the motion of the actuating elements to the elastic deformations of the tool, which interacts with the workpiece through the connection formed by the cutting process. The dynamic coupling integrates the subsystems into a single coupled control system. In this space, the desired shaping motion path of the tool tip relative to the workpiece is constructed, which should be the attractor of the entire state space. The transformation of the desired motion path into an attractor characterizes the procedure of compressing the dimensionality of the state space. It is supposed that it is possible to control the motion trajectories of the actuators within the bandwidths of the servomotors. **Results and Discussion.** The analysis of the stability of the cutting process is performed; the example of the efficiency of a NC program on the basis of the synergetic paradigm is presented. It is shown that by coordinating the external control with the internal dynamics of the system it is possible to increase the efficiency of a part production up to two times in machine time.

For citation: Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Fesenko E.O. Application of the synergistic concept in determining the CNC program for turning. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 98–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-98-112. (In Russian).

References

1. Prigogine I., Stengers I. *Order out of chaos*. London, Heinemann, 1984 (Russ. ed.: Prigozhin I., Stengers I. *Poryadok iz khaosa*. Moscow, Progress Publ., 1986. 432 p.).
2. Haken H. *Advanced synergetics: instability hierarchies of self-organizing systems and devices*. Berlin, New York, Springer, 1983 (Russ. ed.: Khaken G. *Sinergetika: ierarkhii neustoichivostei v samoorganizuyushchikhsya sistemakh i ustroistvakh*. Moscow, Mir Publ., 1985. 424 p.).
3. Kolesnikov A.A., ed. *Sinergetika i problemy teorii upravleniya* [Synergetics and problems in control theory]. Moscow, Fizmatlit, 2004. 504 p. ISBN 5-9221-0336-9.
4. Zakovorotny V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [The dynamics of the cutting process. Synergistic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2005. 880 p.
5. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. *Sinergeticheskaya kontseptsiya pri programmnom upravlenii protsessami obrabotki na metallovezhushchikh stankakh* [Synergetic concept of software control of machining processes on

* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Post-graduate Student

Don State Technical University,

1 Gagarin square,

344000, Rostov-on-Don, Russian Federation

Tel.: +7 (918) 583-23-33, e-mail: sinedden@yandex.ru

metal-cutting machines]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroyeniye* = *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2021, no. 5 (734), pp. 24–36. DOI: 10.18698/0536-1044-2021-5-24-36.

6. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Sinergeticheskii podkhod k povysheniyu effektivnosti upravleniya protsessami obrabotki na metallorezhushchikh stankakh [Synergetic approach to improve the efficiency of machining process control on metal-cutting machines]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 84–99. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-84-99.

7. Zakovorotny V., Gvindjiliya V. Process control synergetics for metal-cutting machines. *Journal of Vibration Engineering*, 2022, vol. 24 (1), pp. 177–189. DOI: 10.21595/jve.2021.22087.

8. Zakovorotny V.L. *Nelineinaya tribomekhanika* [Nonlinear tribomechanics]. Rostov-on-Don, Don State Technical University Publ., 2000. 293 p.

9. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh materialov pri lezviinoy obrabotke* [Synergetics of tool wear in cutting edge treatment]. Rostov-on-Don, Don State Technical University Publ., 2019. 289 p. ISBN 978-5-7890-1669-5.

10. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A. Artificial intelligence and cyberphysical machining systems in digital production. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, no. 4, pp. 292–296. DOI: 10.3103/S1068798X20040115. Translated from *Vestnik mashinostroyeniya*, 2020, no. 1, pp. 21–25.

11. Altintas Y., Kersting P., Biermann D., Budak E., Denkena B. Virtual technological systems for parts processing operations. *CIRP Annals*, 2014, vol. 63 (2), pp. 585–605. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.

12. Arrazola P., Ozel T., Umbrello D., Davies M., Jawahir I. Recent advances in modelling of metal machining processes. *CIRP Annals*, 2013, vol. 62 (2), pp. 695–718. DOI: 10.1016/j.cirp.2013.05.006.

13. Pantyukhin O.V., Vasin S.A. Tsifrovoy dvoynik tekhnologicheskogo protsessa izgotovleniya izdelii spetsial'nogo naznacheniya [Digital double of the technological process of manufacturing special-purpose products]. *Stankoinstrument*, 2021, no. 1 (22), pp. 56–59. DOI: 10.1016/j.cirp.2013.05.006. (In Russian).

14. Altintas Y., Brecher C., Weck M., Witt S. Virtual machine tool. *CIRP Annals*, 2005, vol. 54 (2), pp. 115–138. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.

15. Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C.-H. Virtual computer numerical control system. *CIRP Annals*, 2006, vol. 55 (1), pp. 399–402. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.

16. Ahamed As., Ahamed At., Katuwawala D., Ee T.T., Tan Z.H., Bajaj I.S., Wickramasurendra Th., Namazi H. Complexity-based analysis of the influence of machining parameters on the surface finish of drilled holes in drilling operation. *Fractals*, 2019, vol. 27 (6), p. 1950087. DOI: 10.1142/S0218348X19500877.

17. Kilic Z.M., Altintas Y. Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified modeling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2016, vol. 104, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.

18. Estman L., Merdol D., Brask K.-G., Kalhori V., Altintas Y. Developing strategies for machining aerospace components using virtual machining tools. *New Production Technologies in Aerospace Industry*. Cham, Springer, 2014, pp. 63–68. DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2_9.

19. Yangui H., Zghal B., Kessentini A., Chevallier G., Riviere A., Haddar M., Karra Ch. Influence of cutting and geometrical parameters on the cutting force in milling. *Engineering*, 2010, vol. 2 (10), pp. 751–761. DOI: 10.4236/eng.2010.210097.

20. Thasana W., Chianrabutra S. A comparison between simulation and experiment of virtual machining in CNC turning machine considering kinematic motion deviations, tool wear and workpiece deflection errors. *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems and Manufacturing*, 2019, vol. 13 (1), p. 18-00250. DOI: 10.1299/jamdsm.2019jamdsm0009.

21. Thasana W., Sugimura N., Iwamura K., Tanimizu Y. A study on estimation of three-dimensional tolerances based on simulation of virtual machining in turning processes including kinematic motion deviations. *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*, 2015, vol. 9 (1), p. 14-00507. DOI: 10.1299/jamdsm.2015jamdsm0012.

22. Studiyanti L. Workstation and posture improvement in cutting machine process using virtual modeling. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1072, p. 012032. DOI: 10.1088/1757-899X/1072/1/012032.

23. Soori M., Arezoo B. Virtual machining systems for CNC milling and turning machine tools: a review. *International Journal of Engineering and Technology*, 2020, vol. 18, pp. 56–104.

24. Liu H., Xu X., Zhang J., Liu Z., He Y., Zhao W., Liu Z.-q. The state of the art for numerical simulations of the effect of the microstructure and its evolution in the metal-cutting processes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 177, p. 103890. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103890.

25. Beri B., Miklos A., Takacs D., Stepan G. Nonlinearities of hardware-in-the-loop environment affecting turning process emulation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, vol. 157, p. 103611. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103611.
26. Soori M., Arezoo B., Habibi M. Virtual machining with dimensional, geometric and tool deflection errors on three-axis CNC milling machines. *Journal of Manufacturing Systems*, 2014, vol. 33 (4), pp. 498–507. DOI: 10.1016/j.jmsy.2014.04.007.
27. Duvedi R.K., Bedi S., Batish A., Mann S. Multi-point method for 5-axis processing of triangular surface models. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 52, pp. 17–26. DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.008.
28. Gan V.F., Fu J.Z., Shen H.Yu., Chen Z.Yu., Lin Z.V. Creating a 5-axis toolpath in CNC machining T-spline surfaces. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 52, pp. 51–63. DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.013.
29. Kiswanto G., Hendrikoh H., Duk E. An analytical method for obtaining cutter engagement with the workpiece during semi-finishing in five-axis milling. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 55, pp. 81–93. DOI: 10.1016/j.cad.2014.05.003.
30. Wu D., Rosen D.W., Wang L., Schaefer D. Cloud design and manufacturing: a new paradigm in digital manufacturing and design innovation. *Computer-Aided Design*, 2015, vol. 59, pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.cad.2014.07.006.
31. Kudinov V.A. *Dinamika stankov* [Dynamics of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 359 p.
32. Tlustý J., Poláček A., Danek C., Spacek J. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen*. Berlin, Verlag Technik, 1962. 320 p.
33. Merritt H.E. The theory of the contribution of self-excited chatter of machine tools to the study of vibrations of machine tools. *ASME Journal of Engineering for Industry*, 1965, vol. 87 (4), pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
34. Altintas Y. Analytical prediction of 3D vibration in milling. *JSME International Journal. Mechanical Systems, Machine Elements and Manufacturing*, 2001, vol. 44 (3), pp. 717–723. DOI: 10.1299/jsmec.44.717.
35. Stépán G., Insperger T., Salai R. Delay, parametric excitation and nonlinear dynamics of cutting processes. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2005, vol. 15 (9), pp. 2783–2798. DOI: 10.1142/S0218127405013642.
36. Stépán G. Modeling of non-linear regenerative effects in metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 739–757. DOI: 10.1098/rsta.2000.0753.
37. Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G. Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics. *Machining Science and Technology*, 2016, vol. 20 (3), pp. 440–459. DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.
38. Voronov S.A., Kiselev I.A. Nelineinye zadachi dinamiki protsessov rezaniya [Nonlinear problems of cutting process dynamics]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie = Mechanical Engineering and Engineering Education*, 2017, no. 2 (51), pp. 9–23.
39. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2014, vol. 24 (9), pp. 189–201. DOI: 10.1142/S0218127414501156.
40. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modeling of frictional chatter in metal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, vol. 89, pp. 167–176. DOI: /10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.
41. Gousskov A., Gousskov M., Lorong Ph., Panovko G. Influence of the clearance face on the condition of chatter self-excitation during turning. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2017, vol. 19 (1), pp. 17–39. DOI: 10.1504/IJMMM.2017.10002088.
42. Gousskov M., Dyn Dyk T., Panovko G., Gousskov A.M. Modelirovanie i issledovanie ustoichivosti protsessa mnogoreztsovogo rezaniya «po sledu» [Modeling and investigation of the stability of the process of multi-cutting cutting “on the trail”]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*, 2018, no. 3, pp. 19–27. DOI: 10.31857/S023571190000533-7. (In Russian).
43. Pontryagin L.S. *Izbrannye nauchnye trudy*. T 2 [Selected works. Vol. 2]. Moscow, Nauka Publ., 1988, pp. 95–154.
44. Tikhonov A.N. Sistemy differentsial’nykh uravnenii, soderzhashchie malye parametry pri proizvodnykh [Systems of differential equations containing small parameters with derivatives]. *Matematicheskii sbornik*, 1952, vol. 31, no. 3, pp. 575–586. (In Russian).
45. Zakovorotniy V.L., Pham D.T., Nguyen X.C., Ryzhkin M.N. Modelirovanie dinamicheskoi svyazi, formiruemoi protsessom tocheniya, v zadachakh dinamiki protsessa rezaniya (pozitsionnaya svyaz’) [Dynamic coupling modeling formed by turning in cutting dynamics problems (positional coupling)]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2011, vol. 11, no. 3 (54), pp. 301–311.

46. Loitsyanskii L.G. *Kurs teoreticheskoi mekhaniki* [The course of theoretical mechanics]. Moscow, Nauka Publ., 1982. 640 p.
47. Lyapunov A.M. *Obshchaya zadacha ob ustoychivosti dvizheniya* [The general problem of motion stability]. St. Petersburg, Gostekhizdat Publ., 1950. 472 p.
48. Merkin D.R. *Vvedenie v teoriyu ustoychivosti dvizheniya* [Introduction to the theory of motion stability]. Moscow, Nauka Publ., 1971. 312 p.
49. Brzhozovskiy B.M., Yankin I.N., Khayrov D.A. Obespechenie kachestva rezaniya neodnorodnykh materialov na osnove optimal'noi dinamicheskoi nastroyki formoobrazuyushchikh podsystem stanka [Providing of quality of cutting of heterogeneous materials on basis of optimum dynamic tuning of shape-generating subsystems of machine-tool]. *Progresivni tekhnologii i sistemi mashinobuduvannya = Progressive Technologies and Machine-Building Systems*, 2012, no. 1 (43), pp. 71–77.
50. Balakshin B.S., ed. *Adaptivnoe upravlenie stankami* [Adaptive control of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973. 688 p.
51. Bazrov B.M. *Tekhnologicheskie osnovy proektirovaniya samopodnastroyayushchikhsya stankov* [Technological bases for designing self-adjusting machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 216 p.
52. Tverskoi M.M. *Avtomaticheskoe upravlenie rezhimami obrabotki na stankakh* [Automatic control of processing modes on machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1982. 208 p.
53. Veits V.L., Vasil'kov D.V. Zadachi dinamiki, modelirovaniya i obespecheniya kachestva pri mekhanicheskoi obrabotke malozhestkikh zagotovok [Dynamics, modeling, and quality maintenance at the machine treatment of low-rigidity billets]. *Stanki i instrument = Machines and Tools*, 1999, no. 6, pp. 9–13.
54. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E., Minakov V.S. Vliyanie geometrii rezhushchego instrumenta na dinamiku protsessa tocheniya [Cutting-tool geometry effect on turning process dynamics]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2018, vol. 18, no. 2, pp. 201–213. DOI: 10.23947/1992-5980-2018-18-2-201-213.
55. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Svoystva prityagivayushchikh mnozhestv deformatsionnykh smeshchenii instrumenta v traektoriyakh formoobrazuyushchikh dvizhenii pri tochenii izdelii [The properties of attracting sets of tool deformation displacements in the trajectories of the shape-generating movements in turning]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 3 (744), pp. 15–30. DOI: 10.18698/0536-1044-2022-3-15-30.
56. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Vliyanie dinamiki rezaniya na vybor tekhnologicheskikh rezhimov, obespechivayushchikh minimal'noe iznashivanie rezhushchikh instrumentov [Influence of cutting dynamic on the selection of the technological regimes to ensure minimal wear of cutting tools]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 54–70. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-54-70. (In Russian).
57. Biderman V.L. *Prikladnaya teoriya mekhanicheskikh kolebanii* [Applied theory of mechanical oscillations]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1972. 416 p.
58. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278p.
59. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Opredelenie optimal'nykh koordinat pereklyucheniya tsiklov obrabotki na metallovezhushchikh stankakh [Determination of optimal coordinates for switching processing cycles on metal-cutting machines]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 1, pp. 56–67. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.1-56-67.

Conflicts of Interest

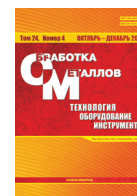
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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 термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С

Роман Соколов ^{a,*}, Виталий Новиков ^b, Илья Ковенский ^c, Камиль Муратов ^d,
 Анатолий Венедиктов ^e, Лариса Чаугарова ^f

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

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>,  falcon.rs@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>,  vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-3241-8084>,  kovenskijim@tyuiu.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>,  muratows@mail.ru,
^e  <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>,  annatoliy@gmail.com, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-6376-2868>,  chaugarovalz@tyuiu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.24

История статьи:

Поступила: 20 июня 2022
 Рецензирование: 11 июля 2022
 Принята к печати: 08 сентября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

РЭМ
 Микроструктура
 Соединение MnS
 Конструкционная сталь
 Неметаллические включения
 Размер зерна

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Свойства сталей определяются многими факторами, в том числе и процессом изготовления и последующей обработкой. Некоторые особенности данных процессов приводят к тому, что в стали кроме легирующих элементов, вводимых для получения определенного уровня физико-механических свойств, присутствуют и посторонние примеси, попадающие в нее на различных этапах. Посторонние элементы могут растворяться как в матрице основного материала, так и участвовать в образовании частиц неметаллических включений, выступающих в роли дефектов. Их наличие существенным образом сказывается на эксплуатационных характеристиках материала. Именно потому необходимо понимание процессов, приводящих к появлению неметаллических включений и влияющих на их форму. **Цель работы:** рассмотреть влияние термической обработки, приводящей к появлению ферритно-мартенситной структуры, на форму и размеры неметаллических включений; определить их влияние на физико-механические свойства материала. **В работе исследованы** образцы стали 09Г2С после термической обработки, изготовленные из листового проката. **Методы исследования.** Для исследования свойств и структуры стали 09Г2С в работе применялись: растровый электронный микроскоп – для изучения структуры материала, химического состава в локальной области и исследуемой площадке и определения скопления примесей элементов; программно-аппаратный комплекс SIAMS 800 – для сопоставления структуры материала с атласом микроструктур, определения балла зеренной структуры, различий в структурно-фазовом составе, возникающих при термической обработке; портативный рентгенофлуоресцентный анализатор металлов и сплавов X-MET 7000 – для определения химического состава исследуемых образцов в процентном отношении; твердомер по Виккерсу с предварительной нагрузкой 20 кг – для измерения твердости исследуемых образцов. **Результаты и обсуждения.** Обнаружено, что в низколегированной малоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С в большинстве случаев присутствуют неметаллические включения типа сульфид марганца, образующегося при процессе производства этой стали. При нагреве стали до температур межкритического перехода данное соединение образуется в области зеренных границ в виде сферических включений. Наличие включений существенным образом отражается на прочностных и коррозионных свойствах. Сульфид марганца выступает в роли точки зарождения процесса коррозии.

Для цитирования: Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, И.М. Ковенский, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов, Л.З. Чаугарова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.

Введение

Процессы термической обработки во многом определяют итоговые свойства сталей. Известно, что для определенных марок стали в общем

понимании не характерно применение некоторых процессов термической обработки ввиду их малого влияния на свойства стали. Например, для низкоуглеродистых сталей в обыденной практике не используют процесс закалки. Однако известны работы [1–5], в которых показано, что применение процесса закалки по температурному диапазону, соответствующему межкритическому интервалу, приводит к образованию двухфазных ферритно-мартенситных структур,

*Адрес для переписки

Соколов Роман Александрович, аспирант, ассистент
 Тюменский индустриальный университет,
 ул. Володарского, 38,
 625000, г. Тюмень, Россия
 Тел.: 8 (919) 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

положительно сказывающихся на механических и коррозионных свойствах материала [5].

Однако кроме термической обработки на свойства материала влияет дефектность его структуры [6]. В работе [6] указывается на то, что в сталях помимо легирующих элементов, вводимых в их состав для получения определенного уровня свойств, присутствуют и посторонние примеси, попадающие в них на различных этапах металлургических процессов. При этом многие примеси (чаще всего это сера, кислород, марганец, кремний, кальций и др.) могут не только растворяться в матрице основного материала, но и участвовать в образовании частиц неметаллических включений [7].

Наличие включений в стали приводит к образованию мест, в которых действуют локальные внутренние напряжения. В работе [8] авторы считают, что внутренние напряжения, возникающие вблизи дефектов структуры, стимулируют миграцию в данную область точечных дефектов, что приводит к появлению скоплений точечных дефектов вокруг включения, а также их последующее разрастание и появление дискообразных скоплений вакансий. Этот процесс характерен для быстрого охлаждения материала. Например, при процессе закалки точечные и линейные дефекты структуры не успевают мигрировать к стокам, в качестве которых выступают поверхности тела, границы зерен. В результате происходит пересыщение матрицы дефектами. Таким образом, ввиду этого неметаллические включения существенным образом снижают механические свойства материала.

Кроме этого в работах [9–12] указывается на то, что наличие в стали неметаллических включений различного состава напрямую влияет на скорость коррозии в локальных областях. Однако авторы в работе [9] отмечают, что при оцен-

ке содержания неметаллических включений стандартным методом [13] между процентным содержанием включений и коррозией в локальной области отсутствует корреляционная зависимость. В работах [11, 12] основной причиной аномально высоких скоростей коррозии нефтепромысловых трубопроводов называется загрязненность стали неметаллическими коррозионно-активными включениями [14], в качестве которых выступают включения на основе сульфида марганца.

Наиболее распространенными марками сталей, из которых изготавливаются нефтепромысловые трубопроводы, являются 09Г2С и 15ХСНД. В таких сталях встречаются ситуации, когда на поверхности наблюдаются появления локальных очагов коррозии, которые часто имеют сферическую форму, что связано с наличием включений [14].

На основании вышеизложенного в данной работе было рассмотрено влияние термической обработки, приводящей к появлению ферритно-мартенситной структуры, на форму и размеры неметаллических включений, определяющих физико-механические свойства низколегированной малоуглеродистой стали 09Г2С.

Методика исследований

В работе исследовались образцы, изготовленные из листового проката, стали марки 09Г2С (C – 0,11 %, Si – 0,15 %, P – 0,05 %; S – <0,028; Cr – 0,07 %; Mn – 1,91 %; Ni – 0,11 %; Cu – 0,22 %). Изготовленные образцы имели следующие линейные размеры: 4,0×70,0×25,0 мм. Процесс термической обработки исследуемых образцов приведен в табл. 1.

Измерение твердости исследуемых образцов проводилось на твердомере по Виккерсу Indentec

Таблица 1

Table 1

Термическая обработка исследуемых образцов из стали 09Г2С

Heat treatment of the 09Mn2Si steel samples

Марка стали Steel grade	Термическая обработка Heat treatment
09Г2С	Нагрев до 930±20 °С закалка в воде / Heating up to 930±20 °С; water quenching. Отпуск при 200, 350, 500, 650 °С в течение одного часа, охлаждение на воздухе / Tempering at 200, 350, 500, 650 °С for 1 hour; air cooling

6030LKV с предварительной нагрузкой 20 кг. Идентифирование в каждый образец проводилось по пять раз. Погрешность измерения твердости согласно паспортным данным не превышает 1 %.

Зеренная структура анализировалась в программном комплексе «SIAMS 700» и «SIAMS 800». Некоторые результаты отражены в работах [16, 17].

Получение микрофотографий и определение химических элементов в локальной области производилось при помощи растрового электронного микроскопа JEOL 6008A. Для выявления микроструктуры образцы были обработаны 3 %-м раствором азотной кислоты.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура исследуемых образцов после различной термической обработки представлена на рис. 1, где слева представлены ми-

крофотографии, полученные на исследуемых образцах; справа – микрофотографии из атласа микроструктур, характеризующие опорное изображение для идентификации. Буквами Ф обозначена ферритная фаза; П – перлит; М – мартенсит.

Одним из основных показателей механических свойств стали является ее твердость, которая имеет корреляционную зависимость с пределом прочности [15]. Стоит отметить, что хотя по литературным данным рассматриваемая сталь не подвергается процессу закалки, получаемые на такой стали свойства значительно отличаются от изначальных. Величина твердости, приведенная в табл. 2, полученная на исследуемых образцах, представляет собой усредненное по пяти измерениям значение.

Из данных, приведенных в табл. 2, видно, что происходит немонокотное изменение величины твердости. При среднем и низком отпуске

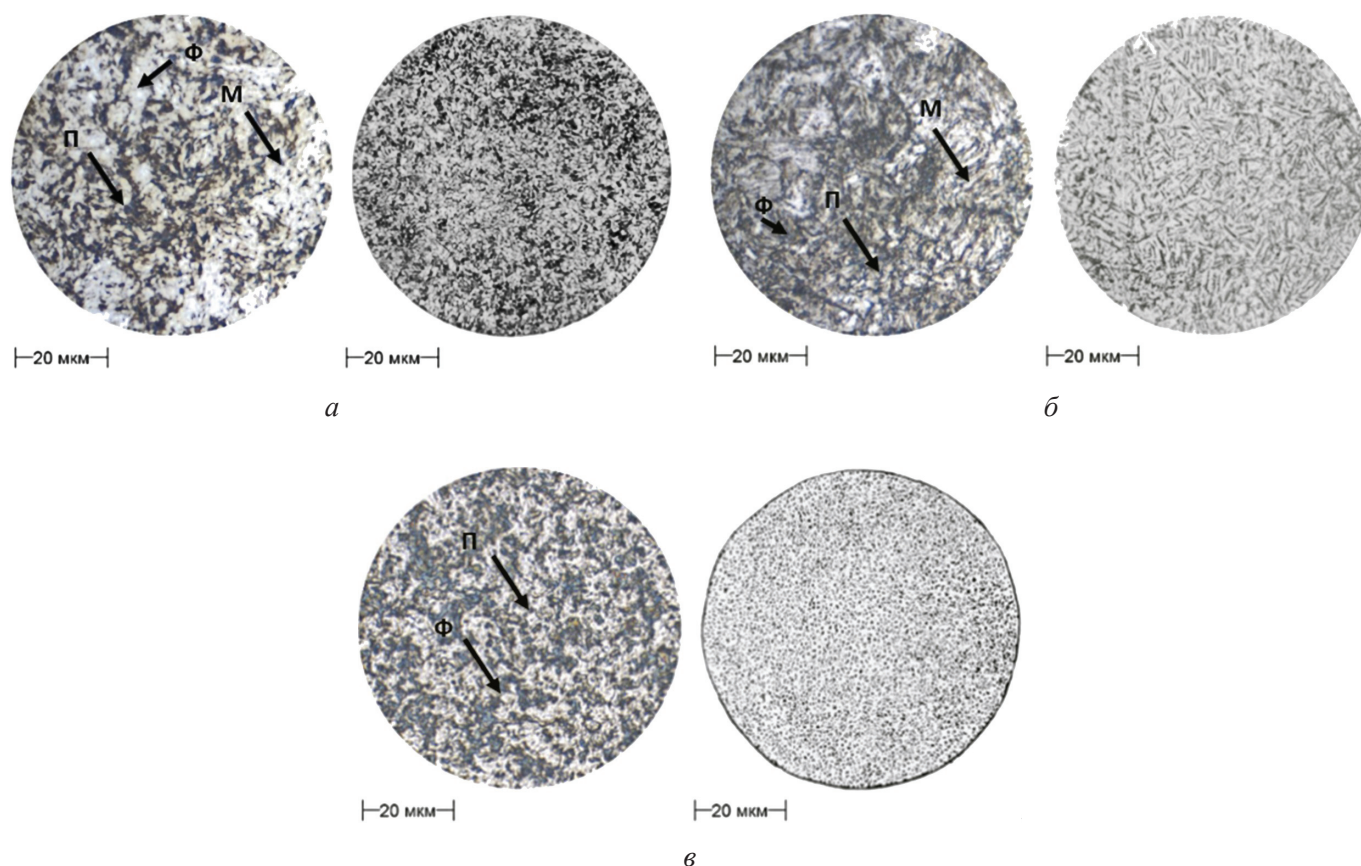


Рис. 1. Структура образцов в сравнении с микрофотографиями из атласа микроструктур, полученными при анализе в программе SIAMS 800:

а – закалка; б – отпуск при 200 °C; в – отпуск при 650 °C

Fig. 1. The structure of the samples obtained by analysis in the SIAMS 800 software and hardware complex in comparison with micrographs from the atlas of microstructures:

а – water quenching; б – tempering at 200 °C; в – tempering at 650 °C

Таблица 2

Table 2

Твердость исследуемых образцов, изготовленных из стали 09Г2С
Hardness of the 09Mn2Si steel samples

Марка стали Steel grade	Термическая обработка / Heat treatment	HV20
09Г2С	<i>Закалка в воде / Water quenching</i>	1515,86
	Отпуск при 200 °С / Tempering at 200 °С; air cooling	1761,02
	Отпуск при 350 °С / Tempering at 350 °С; air cooling	1558,48
	Отпуск при 500 °С / Tempering at 500 °С; air cooling	858,52
	Отпуск при 650 °С / Tempering at 650 °С; air cooling	516,3

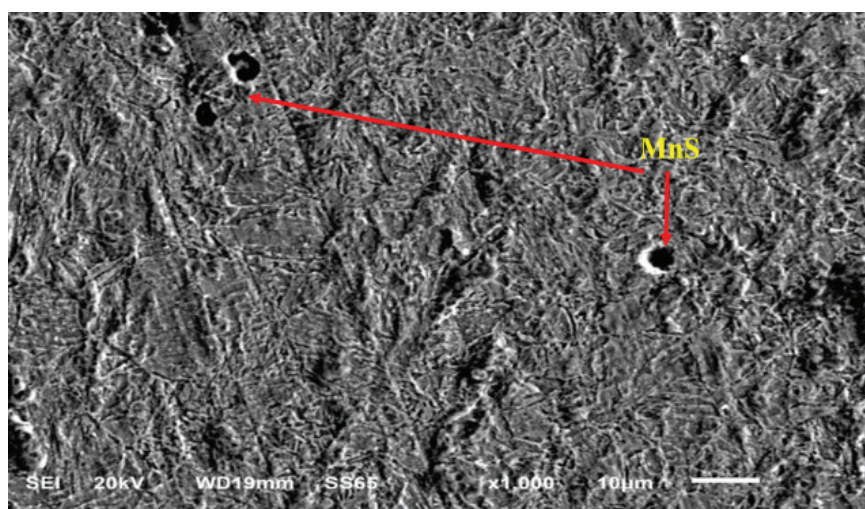
наблюдается увеличение твердости, что, по всей видимости, связано с уменьшением числа зерен и увеличением их средней величины [16, 17], обуславливающими изменения внутренних напряжений. Затем происходят фазовые переходы, приводящие к появлению зерен новых фаз из-за процесса распада мартенситной структуры на феррит и перлит. Количество зерен увеличивается, однако средний размер уменьшается.

В результате проведения микроанализа шлифа было установлено, что при закалке на исследуемых образцах, изготовленных из стали 09Г2С, наблюдается мартенситная структура с незначительным присутствием фазы феррита и перлита. В случае закалки основной исходной структурой, наблюдаемой на микрофотографиях, является мартенсит, возникающий в результате нагрева стали до межкритического интервала. Образование зародышей мартенсита происходит при охлаждении сплава из аустенитного состояния на межфазных границах исходной фазы феррит-цементит и на границах зерен феррита [30]. По мере нагрева, полученного в результате закалки неустойчивого мартенсита, происходит его распад на смесь феррита и цементита. При этом Mn концентрируется главным образом в карбидной фазе [29], в качестве которой в рассматриваемой структуре выступает цементит.

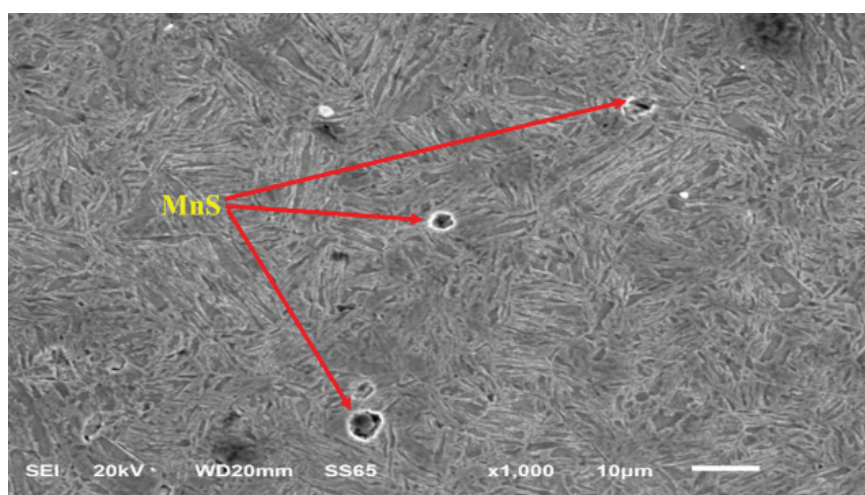
Образующийся при закалке мартенсит имеет реечное или пакетное (дислокационное) строение. Кристаллы такого мартенсита представляют собой тонкие рейки толщиной 0,2...2 мкм, вытянутые в одном направлении. Совокупность параллельных друг другу вытянутых кристаллитов мартенсита образуют пакеты. Между собой мартенсит разделен тонкими прослойками

остаточного аустенита толщиной 10...20 нм. Обе фазы имеют высокую плотность дефектов строения кристаллической решетки [25, 27, 31, 32]. В такой структуре дефекты в виде неметаллических включений сульфида марганца [14] в большинстве случаев имеют сферическую форму (рис. 2).

Формирование соединения MnS происходит при наличии марганца и серы в составе стали. Происходит данный процесс из-за того, что сера, участвуя в химическом процессе, образует с железом соединение FeS при температуре плавления 988 °С [18, 19]. Марганец, присутствующий в рассматриваемой стали (09Г2С), слабо растворим в сплавах железа и замещает его в указанном выше соединении, образуя при этом сульфид марганца. В результате диффузионных процессов и растворения крупных включений при выплавке и изготовлении проката в металле образуются полости, заполненные сульфидом марганца. В работе [25] указывается на то, что при увеличении содержания марганца в твердом растворе происходит снижение растворимости серы из-за протекания химической реакции между серой и марганцем, в результате которой образуется сульфид. При содержании серы порядка 0,023 % возрастает размер и число включений сульфида марганца [26]. Такие включения представляют собой коррозионно-активные области, способствующие росту скорости коррозии металла в локальной области. Связано это с тем, что связь между подобного рода включениями и металлической матрицей материала слаба, что приводит к удалению данного соединения и образованию полости на поверхности при внешнем воздействии. Из-за слабого диффузионного



а



б

Рис. 2. Структура образцов после закалки, полученная на растровом электронном микроскопе:

а – режим съемки 1; б – режим съемки 2

Fig. 2. The structure of the samples after water quenching, obtained using a scanning electron microscope:

а – shooting mode 1; б – shooting mode 2

отвода агрессивное действие коррозионной среды в данной области возрастает [20]. На рис. 3 представлен фрагмент трубы, изготовленный из стали 09Г2С, с наблюдаемыми коррозионными повреждениями, имеющими характерную форму питтингов.

При отпуске происходит процесс распада мартенсита, приводящий к формированию ферритно-карбидной смеси с зернистой морфологией карбидов [20]. При этом протекающие процессы приводят к изменению формы включений от округлых к пластинчатым. Приближение структуры к равновесному состоянию сопровождается перераспределением элементов, которое

происходит вследствие диффузных процессов, возникающих при нагреве исходной закаленной структуры, т. е. в условиях высокой плотности межфазных границ и малых путей диффузии через игольчатую смесь фаз [30].

При низком отпуске (200 °С) происходит увеличение балла зерна мартенсита с 2 до 5. Области с фазой феррита и перлита практически не изменяются. При отпуске атомы углерода и других примесей, имеющихся в составе стали, диффундируют из пересыщенного твердого раствора мартенсита в структурные несовершенства кристаллического строения, такие как дислокации и межзеренные границы. В резуль-

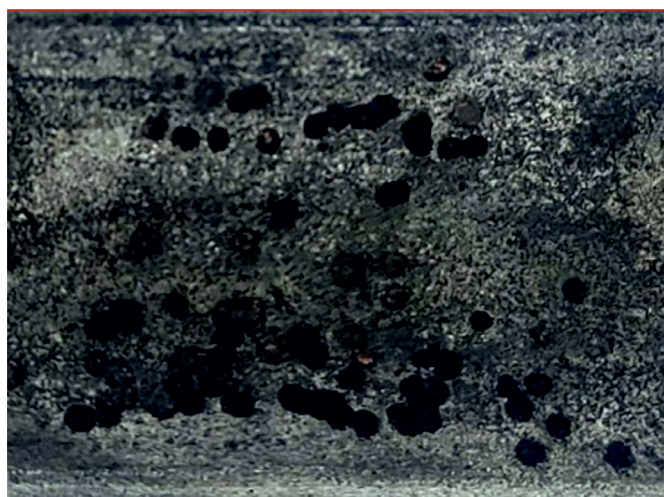
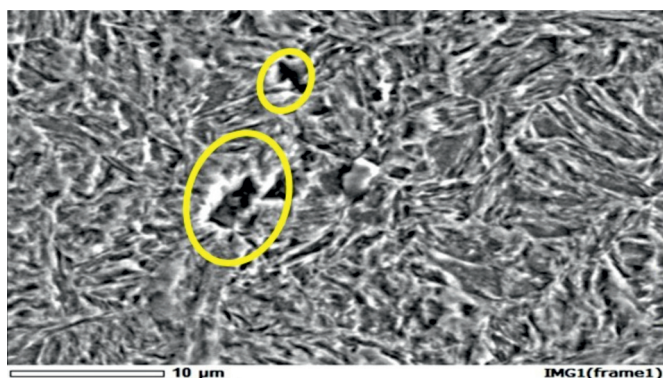


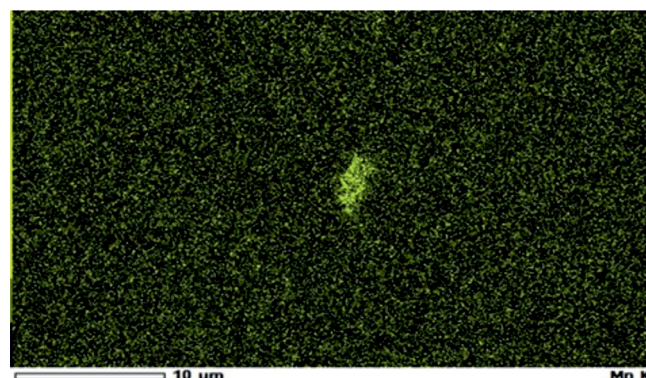
Рис. 3. Фрагмент трубы после пребывания в морской воде

Fig. 3. Fragment of a pipe after being in sea water

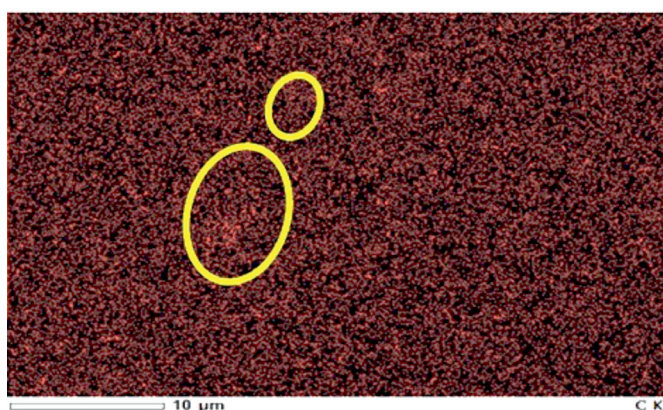
тате взаимодействия углерода и пограничного слоя, который представляет собой обедненный мартенсит или ферритную фазу, происходит образование карбидных фазовых составляющих. Возникновение областей с пониженным содержанием углерода приводит к снижению общей твердости стали. Из-за высокой плотности дефектов кристаллического строения первичной фазы (мартенсита) образующаяся перлитно-ферритная структура также будет иметь высокую плотность дефектов и сильно искажена. В такой структуре происходит искажение формы включений сульфида марганца. Они начинают приобретать эллипсоидную форму (рис. 4). Кроме того, в область нахождения сульфида начинает диффундировать углерод, образуя вокруг него облака.



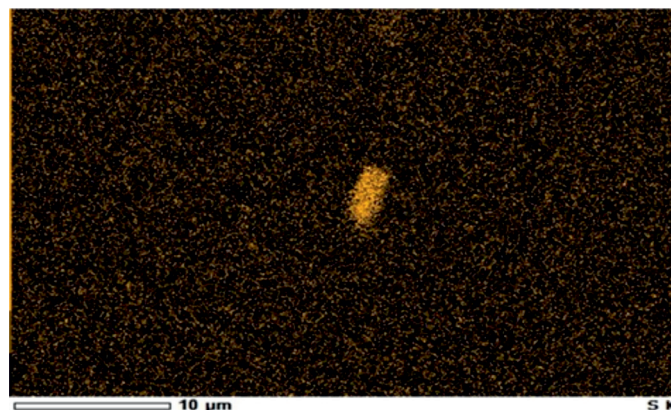
а



б



в



г

Рис. 4. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после низкого отпуска:

а – сферические включения на микрофотографиях, полученных на растровом электронном микроскопе; б – распределение марганца на микрофотографии, приведенной на рис. а; в – распределение углерода на микрофотографии, приведенной на рис. а; г – распределение серы на микрофотографии, приведенной на рис. а

Fig. 4. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample after low-temperature tempering:

а – spherical inclusions in a micrograph obtained using a scanning electron microscope; б – the distribution of manganese in the micrograph shown in а; в – the distribution of carbon in the micrograph shown in а; г – the distribution of sulfur in the micrograph shown in а

При дальнейшем увеличении температуры отпуска до 350 °C происходит увеличение балла зерна мартенсита до 7. При этом стоит отметить, что некоторая доля мартенсита начинает распадаться на феррит и перлит. Происходит диффузионный отток углерода из мартенситной матрицы [22, 25]. Данные процессы, протекающие в структуре, приводят к разупрочнению, что связано с уменьшением внутренних напряжений и, как следствие, уменьшением дефектности кристаллической решетки из-за снижения плотности дислокаций и различных дефектов строения, а также более низкой твердостью образовавшейся фазы феррита [27–30, 31–34]. Данный процесс наглядно отражает зависимость величины внутренних напряжений от температуры отпуска, результаты которого представлены в работе [21] и основаны на анализе рентгеновских дифрактограмм, снятых на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 [35]. Результаты показывают, что при увеличении температуры отпуска в данном температурном диапазоне происходит снижение величины внутренних напряжений.

Снятие искажений кристаллической решетки цементита, входящего в состав перлита, приводит к его переходу в равновесное состояние, в результате чего цементит становится «высококоррозионным». Однако уменьшение количества мартенсита и увеличение обедненных фаз (как мартенсита, так и феррита) приводит к снижению общего уровня как твердости, так и коррозионной силы. Последнее, в свою очередь, связано с малым вкладом в общую величину в соответствии с теорией «включений» Керстена. При повышении температуры сульфид марганца под действием внутренних сил вытягивается в направлении действия внутренних напряжений в виде продолговатых включений или цепочек [21]. Коэффициент термического расширения сульфида марганца выше, чем у железа [22, 23], поэтому при охлаждении материала данное соединение испытывает большее сжатие, чем основная матрица [24]. В результате наблюдается появление удлинённых частиц сульфида марганца (рис. 5). Кроме того, стоит принять во внимание и процессы, обусловленные сдерживанием дислокаций на примесных элементах структуры при их взаимодействии через атмосферы Коттрелла.

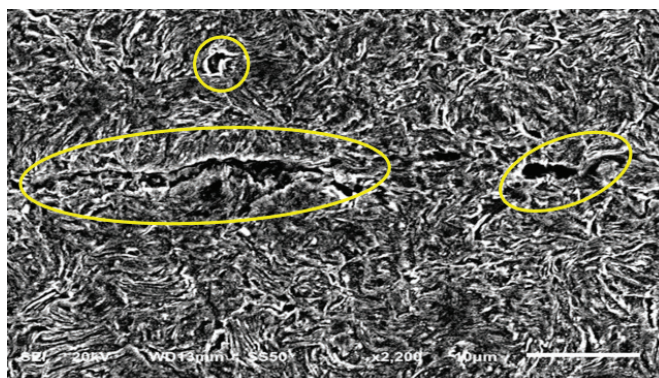


Рис. 5. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (350 °C)

Fig. 5. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample after medium-temperature tempering (350 °C)

В сталях с низким содержанием легирующих элементов подвижность дефектов кристаллической решетки в виде дислокаций имеет высокое значение, так как сильно влияет на величину твердости, которая достаточно быстро снижается с повышением температуры отпуска. Стоит также отметить, что наличие легирующих элементов, например таких как Mn, в составе стали в процессе отпуска могут легировать цементит [27].

При температуре отпуска 500 °C структура преобразуется в ферритно-перлитную с незначительным процентом наблюдаемой фазы остаточного мартенсита. Такой отпуск снижает плотность дислокаций и плоскостных дефектов кристаллического строения.

В результате перехода искаженного цементита в более равновесное состояние доля феррита в такой смеси достигает 60,9 %; доля перлита – 39,1 %. Общий балл структуры 7. При данной температуре происходит дальнейшее вытягивание сульфидов марганца вдоль границ зеренной структуры, что связано с увеличением пластичности данного соединения. Атмосферы, образованные диффундирующими атомами углерода, формируют вокруг включений дополнительные области с высокой коррозионной активностью (рис. 6).

При дальнейшем увеличении температуры до 650 °C структура приобретает равновесное состояние. Наблюдается появление зернистого перлита. Доля феррита составляет 64,6 %, доля перлита – 35,4 %, балл структуры – 7. Балл пер-

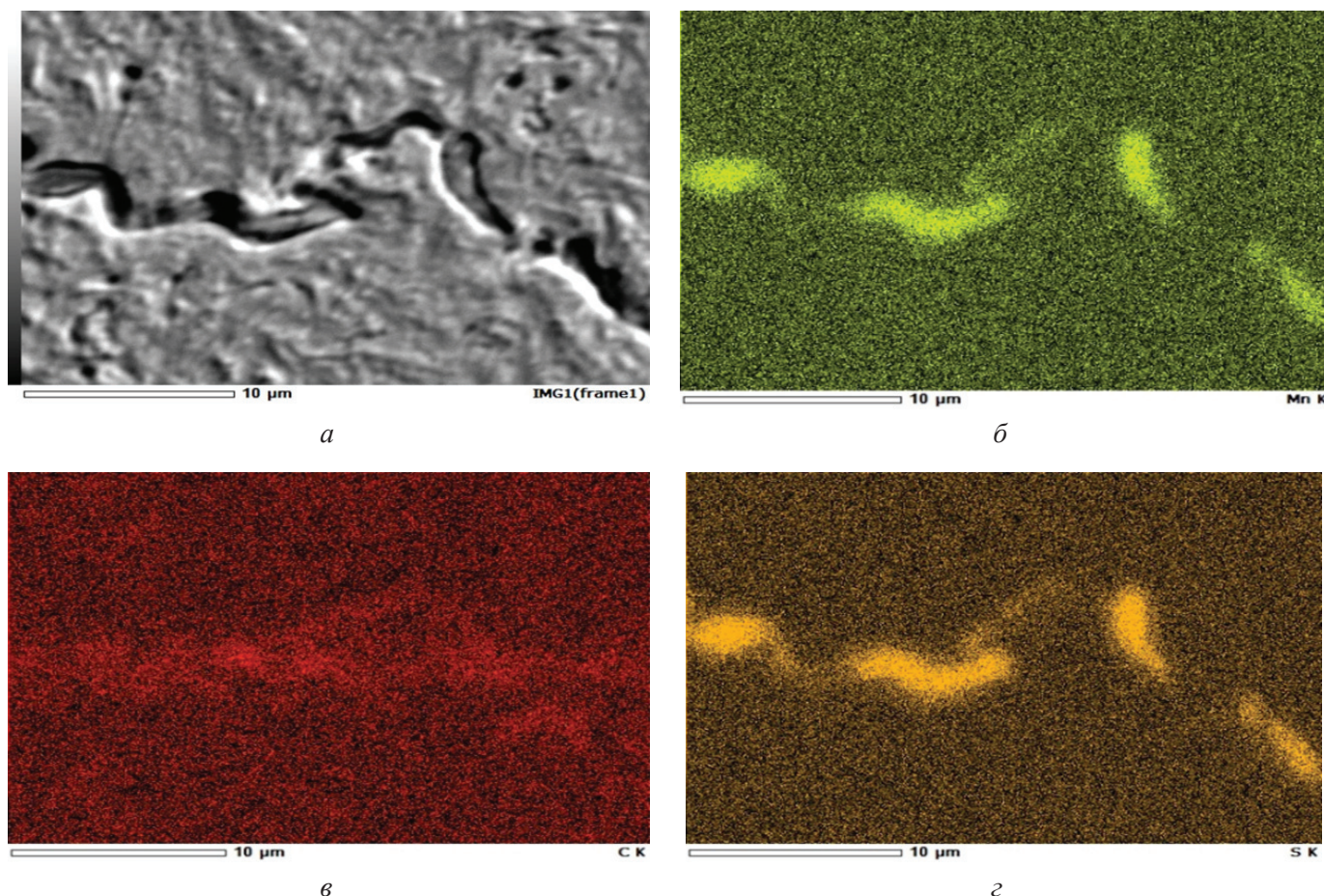


Рис. 6. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (500 °С):

a – включения на микрофотографиях, полученных на растровом электронном микроскопе; *б* – распределение марганца на микрофотографии, приведенной на рис. *a*; *б* – распределение марганца на микрофотографии, приведенной на рис. *a*; *в* – распределение углерода на микрофотографии, приведенной на рис. *a*; *г* – распределение серы на микрофотографии, приведенной на рис. *a*

Fig. 6. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample at an after medium-temperature tempering (500 °C):

a – inclusions in a micrograph obtained using a scanning electron microscope; *б* – the distribution of manganese in the micrograph shown in *a*; *б* – the distribution of manganese in the micrograph shown in *a*; *в* – the distribution of carbon in the micrograph shown in *a*; *г* – the distribution of sulfur in the micrograph shown in *a*

литного зерна начинает увеличиваться из-за процесса коагуляции частиц цементита, входящих в состав механической смеси. Структура приближается к равновесному состоянию [22–25], обуславливая тем самым уменьшение величины внутренних напряжений. Увеличение числа зерен происходит из-за дробления фазы феррита. Хотя размер зерен перлита возрастает, из-за появления более мелких зерен феррита происходит уменьшение среднего размера зерна, наблюдаемого на микрошлифе. Увеличение количества зерен и дисперсности системы в целом приводит к увеличению межзеренных границ. Дробление продолжается до

достижения зерном «критического размера». Уменьшение внутренних напряжений в такой ситуации связано с уменьшением искажений кристаллической решетки в результате увеличения протяженности границ между зернами. Твёрдость материала из-за этих процессов снижается. Углерод, диффундировавший в области включения MnS, перераспределяется в матрице между образующимися фазами (рис. 7).

В результате данных процессов скорость коррозии такого материала снижается (рис. 8). Подробнее с результатами коррозионных исследований рассматриваемой стали можно ознакомиться в работе [16].

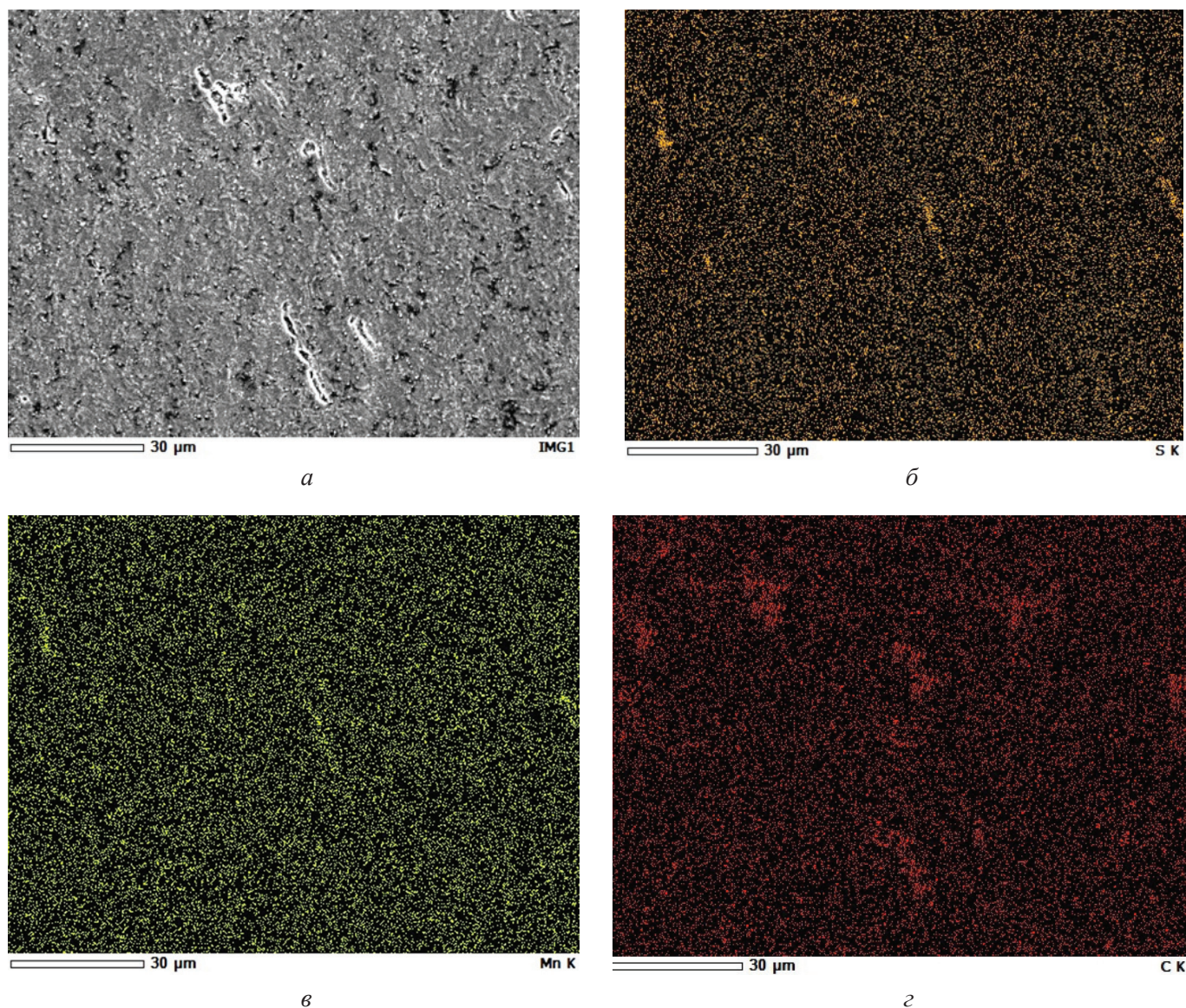


Рис. 7. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (650 °С):

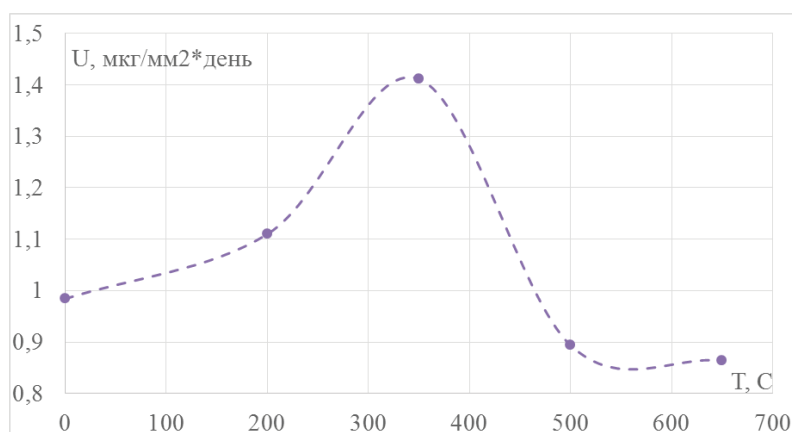
а – снимок, полученный на РЭМ; б – распределение серы по поверхности; в – распределение марганца по поверхности; г – распределение углерода по поверхности

Fig. 7. Inclusions of manganese sulfide in a sample of steel 09Mn2Si after medium-temperature tempering (650 °C):

а – an image obtained by SEM; б – distribution of sulfur over the surface; в – distribution of manganese over the surface; г – distribution of carbon over the surface

Рис. 8. Скорость коррозии образцов из стали 09Г2С при различной температуре отпуска в морской воде

Fig. 8. Corrosion rate of steel 09Mn2Si samples at different tempering temperatures in seawater



Выводы

1. При анализе полученных результатов установлено, что в низколегированной малоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С в большинстве случаев присутствуют неметаллические включения типа сульфида марганца, образующегося при процессе производства данной стали в области зеренных границ в виде сферических включений. При нагреве этой стали до температур межкритического перехода, в которой образуется ферритно-мартенситная структура, данное соединение не претерпевает существенных изменений. Наличие таких включений существенным образом отражается на прочностных и коррозионных свойствах. Сульфид марганца выступает в роли точки зарождения процесса коррозии.

2. Обнаружено, что вокруг включений при сильной искаженности кристаллической решетки происходит образование ореола из диффундирующего из основной матрицы углерода, что приводит к изменению состава материала в локальной области, а следовательно, и отличию механических и коррозионных свойств.

3. При повышении температуры отпуска происходит снижение дефектности кристаллической решетки за счет уменьшения количества дислокаций, распада неустойчивой фазы мартенсита. В результате этого снижаются внутренние напряжения. Однако происходит деформация менее прочных включений сульфида марганца. Они начинают приобретать вытянутую форму. Это приводит к увеличению коррозионно-активной области. При высоком отпуске в результате снижения дефектности структуры и завершении процесса распада мартенсита происходит обратное диффундирование углерода в обедненные области. В результате вокруг включений наблюдается увеличение концентрации данного элемента. Такие процессы приводят к некоторому увеличению стойкости материала к коррозионным процессам.

Список литературы

1. Сазонов Б.Г. Влияние вторичной закалки из межкритического интервала на склонность стали к обратной отпускной хрупкости // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1957. – № 4. – С. 30–34.
2. Полякова А.М., Садовский В.Д. Межкритическая закалка конструкционных сталей // *Металлове-*

дение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 1. – С. 5–8.

3. Васильева А.Г., Гуляева Т.В., Сазонов В.Г. Влияние исходной структуры и скорости нагрева на свойства стали после межкритической закалки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1981. – № 5. – С. 52–56.

4. Коган Л.И., Матрохина Э.Ф., Энтин Р.И. Влияние аустенитизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей // *Физика металлов и металловедение*. – 1981. – Т. 52, вып. 6. – С. 1232–1241.

5. Голованенко С.А., Фоништейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: *Металлургия*, 1986. – 207 с.

6. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. – М.: *Металлургия*, 1972. – 215 с.

7. Колотыркин Я.М., Фрейман Л.И. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах // *Итоги науки и техники. Серия: Коррозия и защита от коррозии*. – М., 1978. – Т. 6. – С. 5–52.

8. Рябов Р.А., Гельд П.В. К вопросу о механизме образования флокенов // *Металлы*. – 1975. – № 6. – С. 114–116.

9. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей / И.И. Реформатская, И.Г. Родионова, Ю.А. Бейлин, Л.А. Нисельсон, А.Н. Подобаев // *Защита металлов*. – 2004. – Т. 40, № 5. – С. 498–504.

10. Родионова И.Г., Бакланова О.Н., Зайцев А.И. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей // *Металлы*. – 2004. – № 5. – С. 13–19.

11. Роль неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов и других видов металлопродукции и оборудования из углеродистых и низколегированных сталей / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, Г.А. Филиппов, И.И. Реформатская, А.Н. Подобаев, С.Д. Зинченко, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, В.Я. Тишков, А.В. Голованов, В.И. Столяров, А.В. Емельянов, Е.Я. Кузнецова // *Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях: сборник трудов научно-практического семинара*. – М., 2005. – С. 7–15.

12. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels / I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, G.A. Filippov, I.I. Reformatskaya, A.N. Podobaev, S.D. Zinchenko, M.V. Filatov, S.V. Efimov, V.Ya. Tishkov, A.V. Golovanov, V.I. Stolyarov, A.V. Emel'yanov, E.Ya. Kuznetsova // *Metallurgist*. – 2005. – Vol. 49, N 3–4. – P. 125–130. – DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.

13. ГОСТ 1778–70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений: взамен ГОСТ 1778–62: введен 01.01.1972. – М.: Изд-во стандартов, 1970. – 50 с.

14. Источники возникновения в стали коррозионно-активных неметаллических включений и пути предотвращения их образования / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, В.В. Мальцев, О.Н. Бакланова, С.Д. Зинченко, А.М. Ламухин, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, А.Б. Лятин, А.А. Клачков, В.О. Красильников // *Металлы*. – 2005. – № 2. – С. 3–11.

15. Сандомирский С.Г. Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей // *Сталь*. – 2016. – № 9. – С. 62–65.

16. Определение взаимосвязи фактора разнотекучности и скорости коррозии конструкционной стали / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 106–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22-3-106-125.

17. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 93–110. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23-4-93-110.

18. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки стали. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.

19. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.

20. Анализ коррозионного поведения стали 3 в хлоридных растворах с помощью нейронных сетей / В.Д. Киселев, С.М. Ухловцев, А.Н. Подобаев, И.И. Реформатская // *Защита металлов*. – 2006. – Т. 42, № 5. – С. 493–499.

21. Онищенко А.К., Беклемишев Н.Н. Теория промышленнойковки стали и сплавов: монография / под ред. А.К. Онищенко. – М.: Спутник+, 2011. – 245 с.

22. Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. – М.: Металлургия, 1979. – 219 с.

23. Вороненко Б.И. Водород и флокены в стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1997. – № 11. – С. 12–18.

24. Фоминых Е.А. Совершенствование технологии производства конструкционной легированной стали для крупных поковок: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, 2007. – 179 с.

25. Turkdogan E.T., Ignatowicz S., Pearson J. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1955. – Vol. 180. – P. 349–354.

26. Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Оженко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. – М.: Металлургия, 1980. – 174 с.

27. Huffman G.P., Errington P.R., Fisher R.M. Mössbauer study of the Fe–Mn carbides $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ and $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$ // *Physica Status Solidi*. – 1967. – Vol. 22 (2). – P. 473–481.

28. Schaaf P., Wiesen S., Gonser U. Mössbauer study of iron carbides: cementite $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mn}$) with various manganese and chromium contents // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1992. – Vol. 40, N 2. – P. 373–379.

29. Шаповалов В.И. Трофименко В.В. Флокены и контроль водорода в стали. – М.: Металлургия, 1987. – 160 с.

30. О влиянии роли неметаллических включений особого типа на ускорение процессов локальной коррозии труб нефтепромыслового назначения / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, Г.А. Филиппов, С.Д. Зинченко, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, В.И. Столяров, Е.Я. Кузнецова // *Сталь*. – 2005. – № 1. – С. 86–88.

31. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 495 с.

32. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure / R. Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59, iss. 9. – P. 963–966. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

33. Влияние зернограницных сегрегаций на температуры мартенситного превращения в бикристаллах NiTi / Р.И. Бабичева, А.С. Семенов, С.В. Дмитриев, К. Жоу // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 162–167. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

34. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling / M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth // *Philosophical Magazine*. – 2012. – Vol. 92 (16). – P. 2048–2078. – DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

35. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method / R. Sokolov, V. Novikov, A. Venedictov, K. Muratov // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 19 (5). – P. 2584–2585. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

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 heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si

Roman Sokolov ^{a, *}, Vitaly Novikov ^b, Ilja Kovenskij ^c, Kamil Muratov ^d,
Anatolii Venediktov ^e, Larisa Chaugarova ^f

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>, falcon.rs@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>, vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-3241-8084>, kovenskijim@tyuiu.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>, muratows@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>, annattoliy@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-6376-2868>, chaugarovalz@tyuiu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 June 2022

Revised: 11 July 2022

Accepted: 08 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

SEM
Microstructure
MnS compound
Structural steel
Nonmetallic inclusions
Grain size

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. The properties of steels are determined by many factors, including the manufacturing process and subsequent treatment. Some features of these processes lead to the fact that in steel, apart from alloying elements added to obtain a certain level of physical and mechanical properties, there are also foreign impurities that enter it at various stages. Foreign elements can not only dissolve in the matrix, but also participate in the formation of particles of nonmetallic inclusions acting as defects. Its presence significantly affects the performance characteristics of the material. That is why it is necessary to understand the processes that lead to the appearance of nonmetallic inclusions and affect its shape. **Purpose:** to consider the effect of heat treatment, leading to the appearance of a ferrite-martensitic structure, on the shape and size of nonmetallic inclusions; to determine its influence on the physical and mechanical properties of the material. **In the work,** samples of rolled steel 09Mn2Si after heat treatment are studied. **Research methods.** To study the properties and structure of steel 09Mn2Si, the following methods were used: scanning electron microscopy – to study the structure of the material, chemical composition in the local area and the site under study and to determine the accumulation of impurities; SIAMS 800 software and hardware complex – to compare the structure of the material with the atlas of microstructures, to determine the score of the grain structure, differences in the structural and phase composition occurring during heat treatment; portable X-ray fluorescence analyzer of metals and alloys X-MET 7000 - to determine the chemical composition of the samples under study in percentage terms; Vickers hardness tester with a preload of 20 kg – to measure the hardness of the samples under study. **Results and discussions.** It is found that in the low-alloy low-carbon structural steel 09Mn2Si in most cases there are nonmetallic inclusions of the type of manganese sulfide formed during its manufacture. When this steel is heated to the temperatures of the intercritical transition, this compound is formed in the area of grain boundaries in the form of spherical inclusions. The presence of these inclusions significantly affects the strength and corrosion properties. Manganese sulfide acts as the point of the corrosion process initiation.

For citation: Sokolov R.A., Novikov V.F., Kovenskij I.M., Muratov K.R., Venediktov A.N., Chaugarova L.Z. The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126. (In Russian).

References

1. Sazonov B.G. Vliyanie vtorichnoi zakalki iz mezhkriticheskogo intervala na sklonnost' stali k obratimoi otpusknai khрупkosti [The influence of secondary hardening from the intercritical interval on the tendency of steel to reversible tempering brittleness]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* = *Metal Science and Heat Treatment*, 1957, no. 4, pp. 30–34. (In Russian).

* Corresponding author

Sokolov Roman A., Post-graduate Student, Assistant
Tyumen Industrial University,
38 Volodarskogo str.,
625000, Tyumen, Russian Federation
Tel.: 8 (919) 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

2. Polyakova A.M., Sadovskii V.D. Mezhkriticheskaya zakalka konstruktsionnykh staley ["Intercritical quenching" of structural steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* = *Metal Science and Heat Treatment*, 1970, no. 1, pp. 5–8. (In Russian).

3. Vasil'eva A.G., Gulyaeva T.V., Sazonov V.G. Vliyanie iskhodnoi struktury i skorosti nagreva na svoistva stali posle mezhkriticheskoi zakalki [Influence of original structure and heating rate on the properties of steel after hardening from the intercritical range]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* = *Metal Science and Heat Treatment*, 1981, no. 5, pp. 52–56. (In Russian).

4. Kogan L.I., Matrokhina E.F., Entin R.I. Vliyanie austenitizatsii v mezhkriticheskom intervale temperatur na strukturu i svoistva nizkouglerodistykh staley [Influence of austenitization in the intercritical temperature range on the structure and properties of low-carbon steels]. *Fizika metallov i metallovedenie* = *The Physics of Metals and Metallography*, 1981, vol. 52, no. 6, pp. 1232–1241. (In Russian).

5. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannye stali* [Two-phase low-alloy steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 207 p.

6. Vinograd M.I., Gromova G.P. *Vklyucheniya v legirovannykh stalyakh i splavakh* [Inclusions in alloyed steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 215 p.

7. Kolotyrkin Ya.M., Freiman L.I. Rol' nemetallicheskih vklyuchenii v korrozionnykh protsessakh [The role of nonmetallic inclusions in corrosion processes]. *Itogi nauki i tekhniki. Seriya: Korroziya i zashchita ot korrozii* [Results of science and technology. Series: Corrosion and corrosion protection]. Moscow, 1978, vol. 6, pp. 5–52.

8. Ryabov R.A., Geld P.V. K voprosu o mekhanizme obrazovaniya flokenov [On the question of the mechanism of formation of flocks]. *Metally* = *Russian Metallurgy (Metally)*, 1975, no. 6, pp. 114–116. (In Russian).

9. Reformatskaya I.I., Rodionova I.G., Beilin Yu.A., Nisel'son L.A., Podobae A.N. Rol' nemetallicheskih vklyuchenii i mikrostruktury v protsesse lokal'noi korrozii uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [The effect of nonmetal inclusions and microstructure on local corrosion of carbon and low-alloyed steels]. *Zashchita metallov* = *Protection of Metals*, 2004, vol. 40, no. 5, pp. 498–504. (In Russian).

10. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Zaitsev A.I. O roli nemetallicheskih vklyuchenii v uskorenii protsessov lokal'noi korrozii neftepromyslovykh truboprovodov iz uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [On the role of nonmetallic inclusions in the acceleration of local corrosion of oil-field pipelines made of carbon and low-alloy steels]. *Metally* = *Russian Metallurgy (Metally)*, 2004, no. 5, pp. 13–19. (In Russian).

11. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Reformatskaya I.I., Podobae A.N., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Tishkov V.Ya., Golovanov A.V., Stolyarov V.I., Emelyanov A.V., Kuznetsova E.Ya. [The role of non-metallic inclusions in accelerating the processes of local corrosion of oilfield pipelines and other types of metal products and equipment made of carbon and low-alloy steels]. *Korroziionno-aktivnye nemetallicheskie vklyucheniya v uglerodistykh i nizkolegirovannykh stalyakh* [Corrosion-active nonmetallic inclusions in carbon and low-alloy steels: Proceedings of the scientific and practical seminar]. Moscow, 2005, pp. 7–15. (In Russian).

12. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Reformatskaya I.I., Podobae A.N., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Tishkov V.Ya., Golovanov A.V., Stolyarov V.I., Emelyanov A.V., Kuznetsova E.Ya. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels. *Metallurgist*, 2005, vol. 49, no. 3–4, pp. 125–130. DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.

13. GOST 1778–70. *Stal'*. *Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskih vklyuchenii* [State Standard 1778–70. Steel. Metallographic methods for the determination of nonmetallic inclusions]. Moscow, Standards Publ., 1970. 50 p.

14. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Mal'tsev V.V., Baklanova O.N., Zinchenko S.D., Lamukhin A.M., Filatov M.V., Efimov S.V., Lyatin A.B., Klachkov A.A., Krasil'nikov V.O. Istochniki vozniknoveniya v stali korrozionno-aktivnykh nemetallicheskih vklyuchenii i puti predotvrashcheniya ikh obrazovaniya [Sources of corrosion-active nonmetallic inclusions in steels and methods to prevent their formation]. *Metally* = *Russian Metallurgy (Metally)*, 2005, no. 2, pp. 3–11. (In Russian).

15. Sandomirskii S.G. Analiz svyazi koertsitivnoi sily s vremennym soprotivleniem uglerodistykh staley [Coercive force and strength of carbon steel]. *Stal'* = *Steel in Translation*, 2016, no. 9, pp. 62–65. (In Russian).

16. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Opredelenie vzaimosvyazi faktora raznoznernosti i skorosti korrozii konstruktsionnoi stali [Determination of the relationship between the factor of grain size factor and the corrosion rate of structural steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 106–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

17. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Otsenka vliyaniya dispersnosti struktury stali na magnitnye i mekhanicheskie svoistva [Assessment of the effect of the steels structure dispersion on its magnetic

and mechanical properties]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4. pp. 93–110. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.

18. Bashnin Yu.A., Ushakov B.K., Sekei A.G. *Tekhnologiya termicheskoi obrabotki stali* [Technology of heat treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 424 p.

19. Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroeniya metallov* [Defects in the crystal structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 208 p.

20. Kiselev V.D., Ukhlovtssev S.M., Podobaev A.N., Reformatskaya I.I. Analiz korrozionnogo povedeniya stali 3 v khloridnykh rastvorakh s pomoshch'yu neironnykh setei [Analysis of corrosion behavior of steel 3 in chloride solutions by using neural networks]. *Zashchita metallov* = *Protection of Metals*, 2006, vol. 42, no. 5, pp. 493–499. (In Russian).

21. Onishchenko A.K., Beklemishev N.N. *Teoriya promyshlennoi kovki stali i splavov* [Theory of industrial forging of steel and alloys]. Moscow, Sputnik+ Publ., 2011. 245 p.

22. Gel'd P.V., Ryabov R.A., Kodes E.S. *Vodorod i nesovershenstva struktury metalla* [Hydrogen and imperfections of the metal structure]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 219 p.

23. Voronenko B.I. Vodorod i flokeny v stali [Hydrogen and flakes in steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* = *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, no. 11, pp. 12–18. (In Russian).

24. Fominykh E.A. *Sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva konstruktsionnoi legirovannoi stali dlya krupnykh pokovok*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improvement of the production technology of structural alloy steel for large forgings. PhD eng. sci. diss]. South Ural State University. Chelyabinsk, 2007. 179 p.

25. Turkdogan E.T., Ignatowicz S., Pearson J. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1955, vol. 180, pp. 349–354.

26. Yavoiskii V.I., Rubenchik Yu.I., Okenko A.P. *Nemetallicheskie vklyucheniya i svoystva stali* [Nonmetallic inclusions and properties of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 174 p.

27. Huffman G.P., Errington P.R., Fisher R.M. Mossbauer study of the Fe–Mn carbides $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ and $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$. *Physica Status Solidi*, 1967, vol. 22 (2), pp. 473–481.

28. Schaaf P., Wiesen S., Gonser U. Mössbauer study of iron carbides: cementite $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mn}$) with various manganese and chromium contents. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, no. 2, pp. 373–379.

29. Shapovalov V.I. Trofimenko V.V. *Flokeny i kontrol' vodoroda v stali* [Flockens and hydrogen control in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 160 p.

30. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Stolyarov V.I., Kuznetsova E.Ya. O vliyaniy roli nemetallicheskiy vklyucheniy osobogo tipa na uskoreniye protsessov lokal'noi korrozii trub neftepromyslovogo naznacheniya [Influence of special nonmetallic inclusions on the acceleration of local corrosion in oil-field pipe]. *Stal'* = *Steel in Translation*, 2005, no. 1, pp. 86–88. (In Russian).

31. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoi obrabotki stali* [Fundamentals of heat treatment of steel]. Ekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 1999. 495 p.

32. Ueji R., Tsuchida N., Terada D., Tsuji N., Tanaka Yu., Takemura A., Kunishige K. Tensile properties and twinning of high-manganese austenitic steel with fine-grained structure. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, iss. 9, pp. 963–966. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

33. Babicheva R.I., Semenov A.S., Dmitriev S.V., Zhou K. Vliyanie zernogranichnykh segregatsii na temperatury martensitnogo prevrashcheniya v bikristallakh NiTi [Effect of grain boundary segregation on martensitic transformation temperatures in NiTi bicrystals]. *Pis'ma o materialakh* = *Letters on Materials*, 2019, vol. 9 (2), pp. 162–167. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

34. Li M., Kirk M.A., Baldo P.M., Xu D., Wirth B.D. Investigation of the evolution of defects by the TEM method with ion irradiation in situ and coordinated modeling. *Philosophical Journal*, 2012, vol. 92 (16), pp. 2048–2078. DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

35. Sokolov R.A., Novikov V.F., Venediktov A.N., Muratov K.R. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19 (5), pp. 2584–2585. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

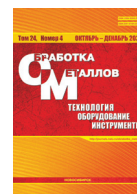
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Осаждение силицида титана на нержавеющую сталь AISI304

Александр Бурков^{1, а,*}, Валерия Крутикова^{2, б}

¹ Хабаровский Федеральный исследовательский центр Институт материаловедения ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, 680042, г. Хабаровск, Россия

² Институт тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина ДВО РАН, ул. Ким Ю. Чена, 65, 680000, г. Хабаровск, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, burkovalex@mail.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0001-9977-2809>, nm32697@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 62-408.2

История статьи:

Поступила: 02 августа 2022
Рецензирование: 06 сентября 2022
Принята к печати: 08 сентября 2022
Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Покрытие
Электроискровое легирование
Нержавеющая сталь AISI304
Силицид титана Ti_5Si_3
Коэффициент трения
Коррозия
Жаростойкость
Износ
Микротвердость

Финансирование:

Работа выполнена в рамках государственного задания ФГБУН ХФИЦ ИМ ДВО РАН, тема номер FWUW-2022-0006.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Металлокерамические покрытия на основе силицида титана привлекательны для защиты нержавеющей стали AISI304 от износа, коррозии и высокотемпературного окисления. **Цель работы.** Изучение структуры поверхностного слоя нержавеющей стали AISI 304 после ЭИЛ в смеси титановых гранул с порошком кремния и исследование жаростойкости, коррозионных и триботехнических свойств полученных покрытий. **Методика исследований.** Получены Fe-Ti-Si-покрытия на нержавеющей стали AISI304 электроискровой обработкой нелокализованным электродом, состоящим из титановых гранул и 2,6...6 об.% смеси порошков титана и кристаллического кремния. **Результаты и обсуждение.** Показано, что стабильный положительный привес катода наблюдается, когда доля кремния в порошковой смеси не превышает 32 %. В фазовом составе покрытий присутствовали: твердый раствор хрома в железе, силицид титана Ti_5Si_3 , титан и кремний, что подтверждается данными энергодисперсионного анализа. Твердость Ti-Si-покрытий находилась в диапазоне от 10,05 до 12,86 ГПа, что выше, чем у стали AISI304 в 5–6 раз. Коэффициент трения покрытий был примерно на 20 % ниже по сравнению со сталью AISI304 и находился в пределах 0,71...0,73. Испытания на износ в режиме сухого скольжения показали, что Ti-Si-покрытия могут повысить износостойкость стали AISI304 до 6 раз. Жаростойкость покрытий при температуре 900 °С была от 7 до 12 раз выше по сравнению со сталью AISI304. Проведенные исследования показали, что новые электроискровые Fe-Ti-Si-покрытия позволяют повысить коррозионную устойчивость, жаростойкость и твердость, а также снизить коэффициент трения и износ поверхности нержавеющей стали AISI304.

Для цитирования: Бурков А.А., Крутикова В.О. Осаждение силицида титана на нержавеющую сталь AISI304 // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 127–137. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-127-137.

Введение

Аустенитная нержавеющая сталь AISI 304 используется в химической и аэрокосмической промышленности, атомной энергетике, медицине и других областях благодаря высокой кор-

розионной стойкости [1]. Однако она сильно подвержена износу из-за сравнительно низкой твердости (~200 HV) [2]. Кроме того, сталь AISI 304 начинает активно окисляться при температурах выше 800 °С, а также подвержена питтинговой коррозии в электролитах [3]. Нанесение твердых и антикоррозионных покрытий на поверхность нержавеющей стали AISI 304 призвано уменьшить эти недостатки и расширить сферу ее применения.

*Адрес для переписки

Бурков Александр Анатольевич, к.ф.-м.н., с.н.с.
Институт материаловедения ХФИЦ ДВО РАН,
ул. Тихоокеанская, 153
680042, г. Хабаровск, Россия
Тел.: +79141618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

Металлокерамические (МК) материалы являются разновидностью металлматричных композитов и сочетают в своем составе металлическую матрицу, армированную частицами керамики. Керамические фазы обеспечивают высокую твердость, а относительно мягкая матрица удерживает керамику и придает такой композиции высокую трещиностойкость и прочность. МК материалы обладают высокой устойчивостью к абразивным воздействиям [4]. Существует два пути получения МК структуры: внедрение керамических частиц в металлическую матрицу или кристаллизация твердых фаз из расплава [5]. МК покрытия привлекают большое внимание исследователей из-за их высокой твердости, износостойкости и коррозионной устойчивости [6]. Одним из перспективных армирующих соединений является силицид титана Ti_5Si_3 , обладающий высокой температурой плавления, высокой жаропрочностью и стойкостью к высокотемпературному окислению [7,8]. Так, в работе [9] показано, что покрытие с Ti_5Si_3 сохранялось в условиях циклического окисления при 900 °С в течение 1000 ч. Благодаря сильной ковалентной атомной связи Ti_5Si_3 обладает высокой твердостью и устойчив в условиях абразивного и адгезионного изнашивания [10].

Ранее мы показали возможность одностадийного нанесения покрытий на основе силицида титана Ti_5Si_3 электроискровой обработкой (ЭИЛ) титанового сплава нелокализованным анодом из титановых гранул с добавлением порошка кристаллического кремния [11]. Полученные покрытия обладали высокой износостойкостью и жаростойкостью при температуре 900 °С. Было показано, что фаза Ti_5Si_3 формируется при взаимодействии кремния с расплавом титана в микроанне разряда. Причем данное взаимодействие может происходить как на поверхности гранул, так и на титановом катоде. В случае обработки стали AISI 304 может реализовываться только первый вариант, поэтому ключевую роль будет играть перенос Ti-Si материала с титановых гранул на поверхность нержавеющей стали. Как известно, в основе ЭИЛ лежит явление полярного переноса материала с анода на катод, который заключается в выбросе очень горячих микрочастиц электродного материала в микроанне расплава на катоде, перемешиванию этих материалов и быстрому застыванию после окон-

чания разряда [12]. Полярный перенос соблюдается, если эрозия анода превышает эрозию катода в процессе ЭИЛ. От степени полярности будет зависеть доля элементов анода в покрытии и его толщина. Критерий полярности положительно коррелирует с теплофизическими свойствами материалов электродной пары, однако кроме этого на него влияет множество факторов [13]. Поэтому установление полярного переноса и его степени достигается эмпирическим путем. Целью настоящей работы является изучение структуры поверхностного слоя нержавеющей стали AISI 304 после ЭИЛ в смеси титановых гранул с порошком кремния и исследование жаростойкости, коррозионных и триботехнических свойств полученных покрытий.

Методика исследований

Предварительные эксперименты показали, что в случае анодной смеси из титановых гранул и порошка кремния положительный привес катода не наблюдался. Для достижения положительного привеса катода в анодную смесь постепенно добавлялся титановый порошок, поскольку он обладает лучшей электропроводностью по сравнению с кремнием. Частицы титана выполняют функцию контактных мостиков среди частиц кремния и снижают сопротивление системы. Содержание титанового порошка в шихте постепенно повышали, пока не начал наблюдаться стабильный привес катода. Таким образом, концентрация кремния в порошковой смеси составила 31,6 об.%. Гранулы из титанового сплава ВТ1-00 и порошковая шихта в различных соотношениях (табл. 1) засыпались в металлический контейнер, подсоединенный к положительному выводу генератора импульсов, и соответственно гранулы выступали в качестве анода. Порошок кремния марки ПК имел средний размер частиц 10 мкм. Покрытия наносились на подложку из нержавеющей стали AISI304 в форме цилиндра диаметром 12 мм и высотой 10 мм (табл. 2). Подложка подключалась к отрицательному выводу генератора импульсов. Генератор разрядных импульсов IMES-40 вырабатывал импульсы тока прямоугольной формы амплитудой 110 А при напряжении 30 В и длительностью 100 мкс с периодом 1000 мкс. В рабочий объем контейнера подавался аргон со скоростью 10 л/мин для

Таблица 1

Table 1

Состав анодных смесей, обозначения и характеристики покрытий
Composition of anode mixtures, designations and characteristics of coatings

Обозначение образцов / Designation of samples	Состав порошковой шихты, об.% / Composition of powder mixture, vol.%		Содержание шихты в анодной смеси, об.% / Charge content in the anode mixture, vol.%	Содержание гранул BT1-00, об.% / The content of granules BT1-00, vol.%	Толщина покрытий, мкм Thickness, μm
	Si	Ti			
Si2.6	31,6	68,4	2,633	97,367	24,8 $\pm$ 7,9
Si6.0			6,048	93,952	21,7 $\pm$ 11,2

Таблица 2

Table 2

Химический состав стали AISI304
Chemical composition of AISI304 steel

Элемент / Element	Fe	Cr	Ni	Mn	Cu	P	C	S
Концентрация, вес. % Concentration, wt. %	66,3...74	18	8	≤ 2	≤ 1	$\leq 0,045$	$\leq 0,03$	$\leq 0,03$

предотвращения азотирования титана. Схема установки для электроискрового осаждения покрытий нелокализованным электродом подробно описана в работах [14, 15].

Структуру покрытий изучали с применением растрового электронного микроскопа (СЭМ) Sigma 300 VP, оснащенного энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) INCA Energy. Фазовый состав покрытий определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Микротвердость покрытий измерялась на твердомере ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н по методу Виккерса. Износостойкость и коэффициент трения покрытий исследовались по стандарту ASTM G99 – 17 по схеме «стержень на диске». Испытания проводились в режиме сухого скольжения с применением контртела в виде диска из быстрорежущей стали Р6М5 на скорости 0,47 мс^{-1} при нагрузке 10 Н в течение 600 с. Поляризационные испытания проводились в трехэлектродной ячейке после 30-минутной выдержки образцов в 3,5 %-м растворе NaCl в условиях естественной аэрации при комнатной температуре до установления стационарного значения потенциала коррозии. Сканирование

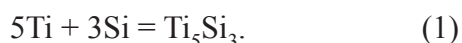
производилось с использованием потенциостата Р-2Х (Элинс, Россия) со скоростью 10 $\text{мВ} \cdot \text{с}^{-1}$ в диапазоне от $-1,5$ до $0,5$ В. Площадь контакта образцов с раствором электролита равнялась 1 см^2 . Контрэлектрод представлял собой спаренный платиновый электрод «ЭТП-02», электродом сравнения являлся стандартный хлорсеребряный электрод, а в качестве рабочего электрода использовали образцы с покрытием и сталь AISI304.

Тест на циклическую жаростойкость проводили в печи при температуре 900 $^{\circ}\text{C}$. Общее время тестирования составляло 100 часов. Образцы выдерживали при заданной температуре и через некоторые промежутки времени (~ 6 ч) удаляли и охлаждали в эксикаторе до комнатной температуры. Во время испытания все образцы помещались в корундовый тигель для учета массы отслоившихся оксидов. Изменение массы всех образцов измеряли с использованием лабораторных весов с точностью 0,1 мг.

Результаты и их обсуждение

Покрyтия осаждались в течение 180 с, поскольку при дальнейшей обработке масса подложки начинала снижаться вследствие накопле-

ния дефектов и наступления порога хрупкого разрушения покрытия, характерного для ЭИЛ [16]. Результаты рентгенофазового анализа покрытий показывают наличие фаз феррохрома (Fe-Cr) и гексагонального титана (α Ti), образующих матрицу покрытия (рис. 1). Силицид титана (Ti_5Si_3) и кремний выполняют функцию армирующей керамики. Фаза Ti_5Si_3 образуется при взаимодействии кремния с расплавом титана на поверхности гранул, что сопровождается выделением тепла ($\Delta H_{298}^0 = -581,2$ кДж/моль) согласно реакции



Характерно, что в рентгеновском спектре покрытий наблюдаются рефлексы кремния, но при этом отсутствуют силициды железа. Это может свидетельствовать о неблагоприятных условиях для формирования ферросилиция в условиях низковольтного электрического разряда вследствие высоких скоростей охлаждения материала после окончания разряда. Этим также объясняется гало, заметное на дифрактограммах покрытий в диапазоне углов 2θ 35...50°, означающее присутствие аморфной фазы в покрытиях. Вследствие этого по результатам рентгенофазового анализа невозможно достоверно судить о

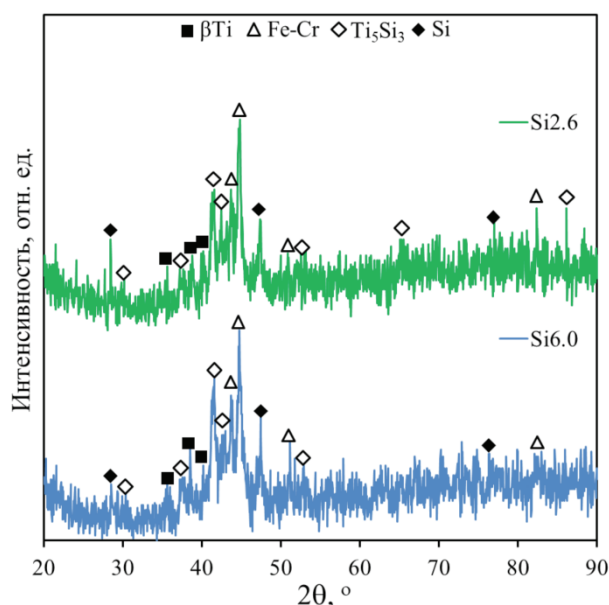


Рис. 1. Участки рентгеновских дифрактограмм Fe-Ti-Si-покрытий на нержавеющей стали AISI304

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of deposited coatings

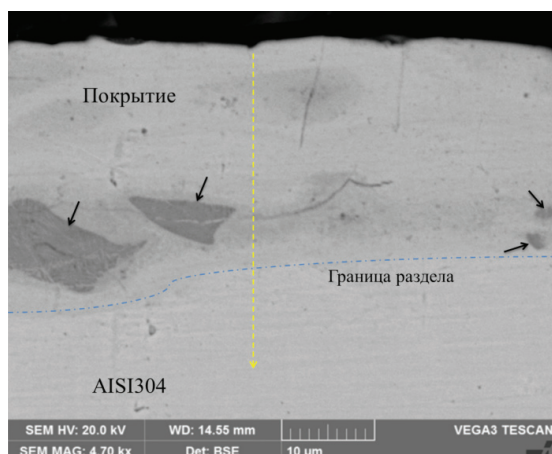
влиянии концентрации кремния в анодной смеси на содержание силицида титана в покрытиях.

На рис. 2, а показано растровое изображение поперечного сечения покрытия Si2.6. Покрытие имеет более темный оттенок по сравнению с подложкой из-за обогащения кремнием и титаном, которые имеют меньший атомный вес по сравнению с элементами стали AISI304. Между осажденным слоем и подложкой нет четких границ и продольных трещин, что указывает на хорошую адгезию Fe-Ti-Si-покрытия к стали AISI304. По данным энергодисперсионного анализа (рис. 2, б) в составе покрытия преобладают железо и хром из подложки, что соответствует данным рентгенофазового анализа (см. рис. 1). Концентрация титана и кремния, растворенных в матрице покрытия, находилась в диапазоне от 5 до 20 ат.%. В структуре покрытия встречаются темные включения (рис. 2, в). По данным их ЭДС анализа соотношение титана к кремнию составляет 49,3 к 31,8, что соответствует силициду титана Ti_5Si_3 (рис. 2, г). Микроструктура включений представлена столбчатыми кристаллитами, что соответствует микроструктуре Ti-Si-покрытий на титановом сплаве [11]. С ростом концентрации порошка в анодной смеси с 2,6 до 6 об.% средняя толщина покрытий снизилась с 24,8 до 21,7 мкм (см. табл. 1).

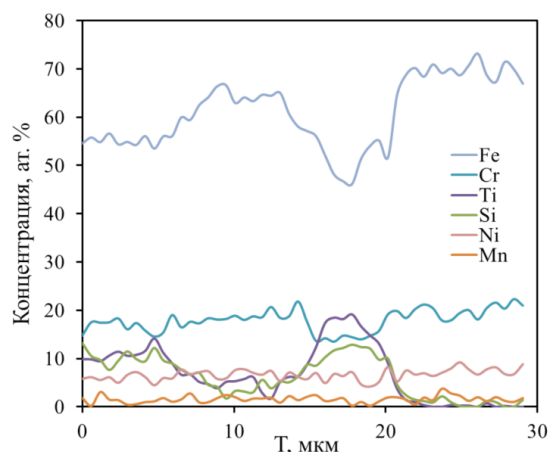
На рис. 3 показаны поляризационные диаграммы Fe-Ti-Si-покрытий и стали AISI304 в 3,5 % растворе NaCl при комнатной температуре. На основе этих данных были рассчитаны плотность тока коррозии I_{corr} , потенциал коррозии E_{corr} и сопротивление поляризации R_p (табл. 3). R_p было рассчитано с использованием упрощенного выражения

$$R_p = \frac{b_a b_c}{2,303 I_{\text{corr}} (b_a + b_c)}, \quad (2)$$

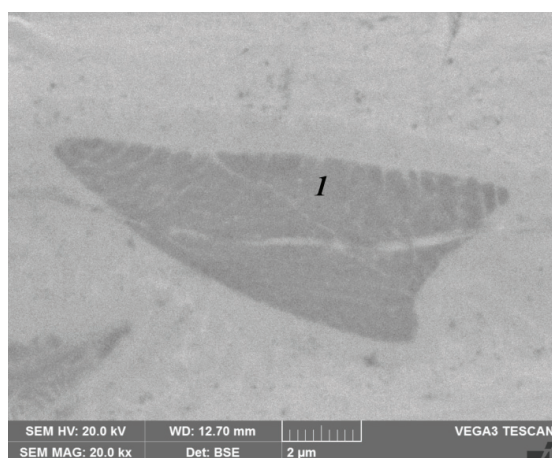
где b_a и b_c – это наклоны тафелевского участка анодной и катодной кривых соответственно. Из табл. 3 следует, что потенциалы коррозии были близкими для обоих покрытий и значительно больше, чем у нержавеющей стали AISI304. Это говорит о том, что Fe-Ti-Si-покрытия позволяют снизить активность поверхности нержавеющей стали к самопроизвольной коррозии. Плотность тока коррозии покрытий была от 1,8 до 2,1 раз



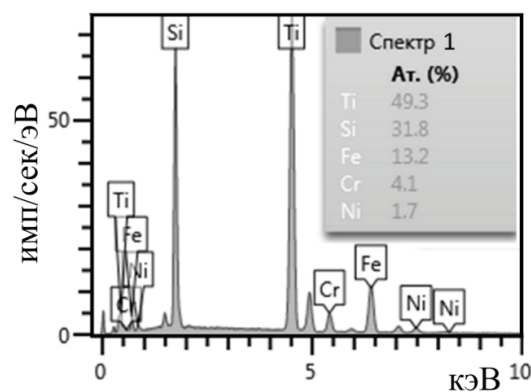
а



б



в



г

Рис. 2. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытия Si2.6 в режиме обратно-отраженных электронов при увеличениях 4,7X (а) и 20X (в); ЭДС-распределение элементов по глубине покрытия (б) и энергодисперсионный спектр точки 1 (г). Черными стрелками указаны включения силицида титана

Fig. 2. SEM-image of the cross-section of the Si2.6 coating in the back scattered electrons mode at magnifications of 4.7X (a) and 20X (в); EDS-distribution of elements over the coating depth (б) and EDS spectrum of point 1 (г). The black arrows indicate inclusions of titanium silicide

ниже, чем у нержавеющей стали AISI304 (табл. 3). Образец Si2.6 показал самый высокий потенциал коррозии и самую низкую плотность тока коррозии. Рассчитанное сопротивление поляризации осажденных покрытий было в четыре раза выше по сравнению с исходной сталью AISI304. Несмотря на высокую коррозионную стойкость стали AISI304, обусловленную высоким содержанием хрома (см. табл. 2), можно заключить, что применение электроискровых Fe-Ti-Si-покрытий позволяет значительно улучшить ее антикоррозионные свойства.

На рис. 4, а показаны средние значения микротвердости, измеренные на поверхности покры-

тий. С ростом кремния в анодной смеси твердость покрытий снизилась с 12,86 до 10,05 ГПа. Таким образом, нанесение Fe-Ti-Si-покрытий позволяет значительно повысить твердость поверхности стали AISI304 (1,9 ГПа). Высокая твердость покрытий обусловлена в первую очередь наличием фазы Ti_5Si_3 , твердость которой составляет 9,5 ГПа [17, 18]. Более высокая твердость нанесенных покрытий объясняется измельчением структуры вплоть до аморфного состояния из-за высоких скоростей охлаждения материала после завершения разряда при ЭИЛ [19].

На рис. 4, б показана динамика коэффициента трения покрытий по сравнению с нержа-

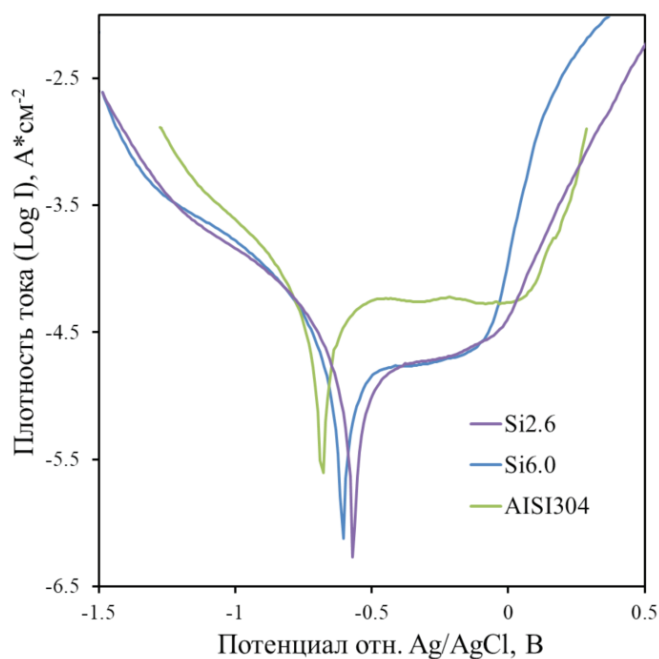


Рис. 3. Тафелевские поляризационные диаграммы покрытий по сравнению с нержавеющей сталью AISI304

Fig. 3. Tafel polarization diagrams of coatings compared to AISI304 stainless steel

Таблица 3

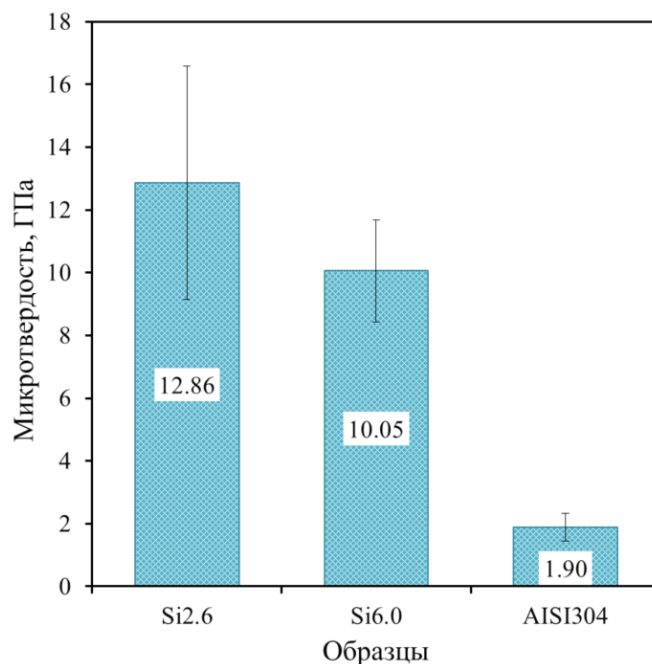
Table 3

Коррозионные параметры покрытий, рассчитанные по наклонам поляризационных кривых

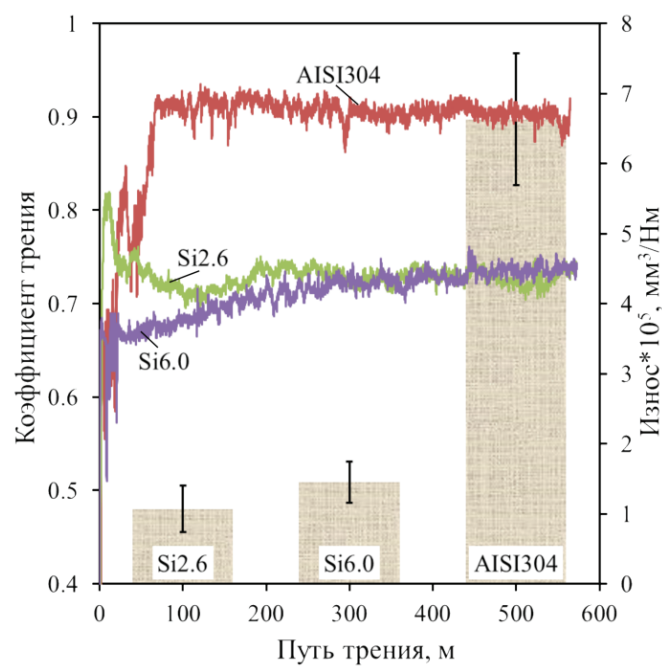
Corrosion parameters of coatings calculated from the slopes of polarization curves

Параметры / Parameters	Образцы / Samples		
	AISI304	Si2.6	Si6.0
E_{corr}, V	-0,68	-0,57	-0,603
$I_{\text{corr}}, \mu A$	27,5	13,1	15,1
$R_p, k\Omega$	2,5	10,1	10,7

вующей сталью AISI304. Из него следует, что нанесение Ti-Si-покрытий позволяет снизить коэффициент трения стали AISI304 на 20 % – с 0,9 до 0,73. С ростом содержания кремния в анодной смеси средние значения коэффициента трения слабо снижались с 0,73 до 0,71. С ростом содержания кремния в анодной смеси средние значения износа покрытий возрастали от $1,07 \cdot 10^{-6}$ до $1,45 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н·м, что согласуется с данными по твердости (рис 4, а). В целом нанесение Fe-Ti-Si-покрытий позволя-



а



б

Рис. 4. Микротвердость (а), коэффициент трения и приведенный износ при нагрузке 10Н (б)

Fig. 4. Microhardness (a), coefficient of friction and wear rate at a load of 10N (б)

ет повысить износостойкость поверхности стали AISI304 с 4,6 до 6,2 раз.

На рис. 5, а показано изменение массы образцов с Fe-Ti-Si-покрытиями и стали AISI304 при температуре 900 °С в условиях естественной аэрации. Привес образцов с покрытиями за 100 часов испытаний составил от 23,3 до 37,9 г/м².

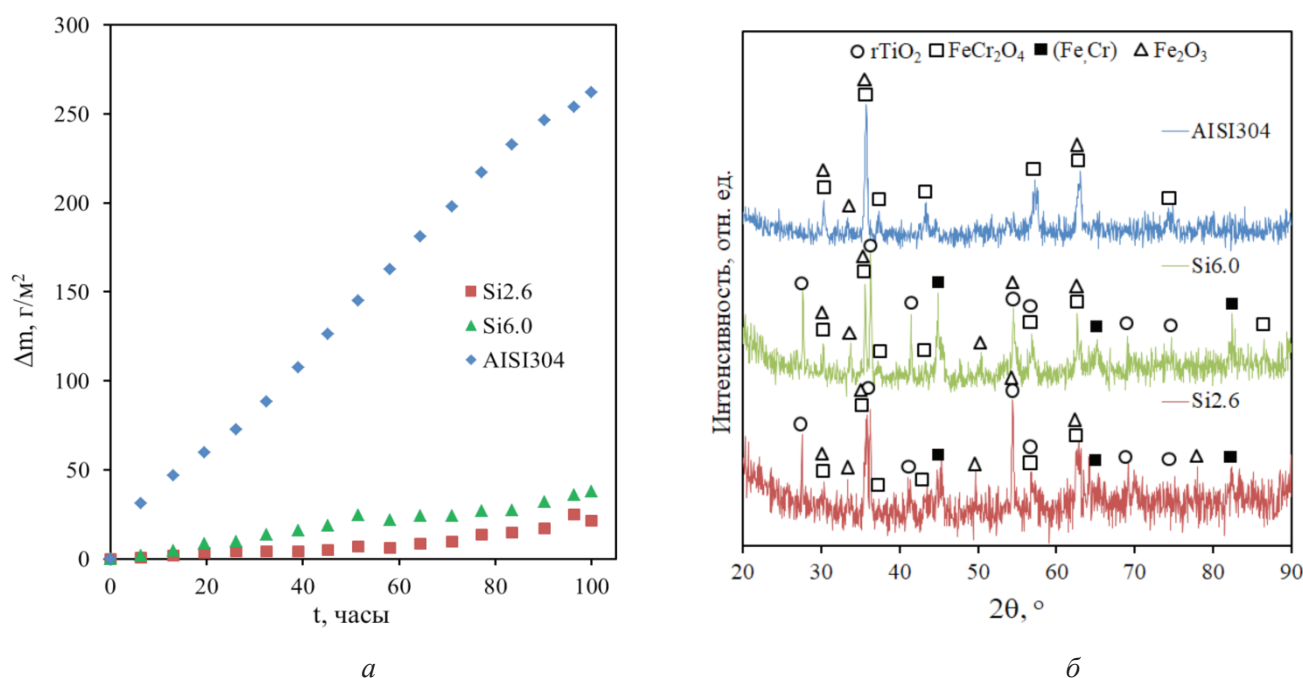


Рис. 5. Жаростойкость образцов при температуре 900 °С на воздухе (а) и рентгеновские дифрактограммы их поверхности после испытания на жаростойкость (б)

Fig. 5. High-temperature oxidation resistance of samples at a temperature of 900 °C in air (a) and X-ray patterns of its surface after high-temperature oxidation resistance test (b)

Наименьший привес наблюдался у образца Si2.6, который также показал лучшую коррозионную стойкость. Образцы с покрытиями подверглись коррозии в 7...12 раз меньше, чем сталь AISI304. Привес обусловлен фиксацией кислорода на поверхности образцов в виде оксидов железа, титана и хрома в модификациях гематита, рутила и хромита железа (II) FeCr_2O_4 (рис. 5, б). На рентгеновских дифрактограммах поверхности покрытий в отличие от стали AISI304 наблюдаются рефлексы феррохрома, который устойчив к окислению. Высокая жаростойкость образцов с покрытиями обусловлена ограничением контакта кислорода с подложкой прежде всего за счет фазы Ti_5Si_3 , которая устойчива к окислению при температурах до 1000 °С. Это объясняется формированием тонкого барьерного слоя из диоксида кремния на поверхности частиц Ti_5Si_3 [20].

Вывод

Предложена методика получения Fe-Ti-Si покрытий электроискровой обработкой нержавеющей стали AISI304 анодом, состоящим из титановых гранул и 2,6...6 об.% смеси порошков титана и кристаллического кремния. Показано,

что стабильный положительный привес катода наблюдается, когда доля кремния в смеси порошков не превышает 32 %. В фазовом составе покрытий присутствовали: твердый раствор хрома в железе, силицид титана Ti_5Si_3 , титан и кремний, что подтверждается данными энергодисперсионного анализа. Силицид титана Ti_5Si_3 присутствует в покрытиях в виде отдельных включений. Толщина покрытий находилась в диапазоне от 21,7 до 24,8 мкм. Проведенные исследования показали, что Fe-Ti-Si-покрытия, приготовленные новым методом электроискровой обработки не локализованным электродом с порошками кремния и титана, позволяют повысить коррозионную устойчивость, жаростойкость и твердость, а также снизить коэффициент трения и износ поверхности нержавеющей стали AISI304.

Список литературы

1. Рыбалка К.В., Бекетаева Л.А., Давыдов А.Д. Определение скорости коррозии стали AISI 304 в растворах HCl методом измерения омического сопротивления исследуемого образца // Электрохимия. – 2019. – Т. 55, № 9. – С. 1147–1152. – DOI: 10.1134/S0424857019080139.
2. Tribocorrosion behaviour of duplex surface treated AISI 304 stainless steel / A. de Frutos, M.A. Arenas,

G.G. Fuentes, R.J. Rodríguez, R. Martínez, J.C. Avelar-Batista, J.J. de Damborenea // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 204, N 9–10. – P. 1623–1630. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.10.039.

3. Штефан В.В., Канунникова Н.А. Оксидирование стали AISI 304 в Al-, Ti-содержащих растворах // *Физикохимия поверхности и защита материалов*. – 2020. – Т. 56, № 2. – 202–207. – DOI: 10.31857/S0044185620020230.

4. The influence of the pre-placed powder layers on the morphology, microscopic characteristics and microhardness of Ti-6Al-4V/WC MMC coatings during laser cladding / C. Qi, X. Zhan, Q. Gao, L. Liu, Y. Song, Y. Li. // *Optics and Laser Technology*. – 2019. – Vol. 119. – P. 105572. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105572.

5. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27. – P. 472–478. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008.

6. In-situ Ti (C, N) reinforced AlCoCrFeNiSi-based high entropy alloy coating with functional gradient double-layer structure fabricated by laser cladding / G. Yan, M. Zheng, Z. Ye, J. Gu, C. Li, C. Wu, B. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 886. – P. 161252. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2021.161252.

7. Liu X.B., Wang H.M. Microstructure, wear and high-temperature oxidation resistance of laser clad $Ti_5Si_3/\gamma/TiSi$ composite coatings on $\gamma-TiAl$ intermetallic alloy // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200, N 14–15. – P. 4462–4470. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.03.006.

8. Effect of Si content on microstructure and tribological properties of Ti_5Si_3/TiC reinforced NiTi laser cladding coatings / W. Su, X. Cui, Y. Yang, Y. Guan, Y. Zhao, S. Wan, J. Li, G. Jin // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 418. – P. 127281. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127281.

9. Aluminum diffusion inhibiting properties of Ti_5Si_3 at 900 °C and its beneficial properties on Al-rich oxidation protective coatings on $\gamma-TiAl$ / P.-P. Bauer, R. Swadźba, L. Klamann, N. Laska // *Corrosion Science*. – 2022. – Vol. 201. – P. 110265.

10. Microstructure and dry sliding wear behavior of plasma transferred arc clad Ti_5Si_3 reinforced intermetallic composite coatings / Y.F. Liu, Y.L. Zhou, Q. Zhang, F. Pu, R.H. Li, S.Z. Yang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 591. – P. 251–258. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2013.12.225.

11. Бурков А.А., Кулик М.А., Крутикова В.О. Характеристика Ti–Si-покрытий на сплаве Ti6Al4V, осажденных электроискровой обработкой в среде гранул // *Цветные металлы*. – 2019. – № 4. – С. 54–59. – DOI: 10.17580/tsm.2019.04.07.

12. Pliszka I., Radek N. Corrosion resistance of WC-Cu coatings produced by electrospark deposition // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 192. – P. 707–712. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.06.122.

13. Палатник Л.С. Фазовые превращения при электроискровой обработке металлов и опыт установления критерия наблюдаемых взаимодействий // *Доклады Академии наук СССР*. – 1953. – Т. 89, № 3. – С. 455–458.

14. Бурков А.А. Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 19–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30.

15. Бурков А.А., Кулик М.А. Электроискровое осаждение покрытий с использованием порошка Cr_3C_2 и их характеристика // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 243–248. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-243-248.

16. Бурков А.А., Кулик М.А. Коррозионная и триботехническая характеристика металломатричных Fe-Ti-Cr-B покрытий // *Сварочное производство*. – 2021. – № 12. – С. 43–49.

17. The synthesis of bulk material through explosive compaction for making intermetallic compound Ti_5Si_3 and its composites / K. Hokamoto, J.S. Lee, M. Fujita, S. Itoh, K. Raghukandan // *Journal of Materials Science*. – 2002. – Vol. 37, N 19. – P. 4073–4078. – DOI: 10.1023/A:1020071416063.

18. Frommeyer G., Rosenkranz R. Structures and properties of the refractory silicides Ti_5Si_3 and $TiSi_2$ and Ti-Si-(Al) eutectic alloys // *Metallic Materials with High Structural Efficiency*. – Dordrecht: Springer, 2004. – P. 287–308. – DOI: 10.1007/1-4020-2112-7_30.

19. Электроискровое легирование титана и его сплавов металлами и композиционными материалами / А.Д. Верхотуров, И.А. Подчерняева, В.М. Панащенко, Л.А. Коневцов. – Комсомольск-на-Амуре: ИМИ ДВО РАН, 2014. – 320 с.

20. Oxidation of pentatitanium trisilicide (Ti_5Si_3) powder at high temperature / J.-I. Matsushita, T. Satsukawa, N. Iwamoto, X. Wang, J. Yang, T. Goto, T. Sekino, X. Wu, S. Yin, T. Sato // *Materials Science Forum*. – 2016. – Vol. 868. – P. 38–42. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.868.38.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Deposition of titanium silicide on stainless steel AISI 304 surface

Alexander Burkov^{1, a, *}, Valeria Krutikova^{2, b}

¹ Institute of Materials Science of the Khabarovsk Scientific Center of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences, 153 Tikhookeanskaya, Khabarovsk, 680042, Russian Federation

² Institute of Tectonics and Geophysics, Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences, 65 Kim Yu Chen street, Khabarovsk, 680000, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, burkovalex@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-9977-2809>, nm32697@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 02 August 2022

Revised: 06 September 2022

Accepted: 08 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Coating

Electrospark deposition

Stainless steel AISI 304

Titanium silicide Ti_3Si_2

Coefficient of friction

Corrosion

Oxidation resistance

Wear rate

Microhardness

Funding

The work was carried out within the framework of the state task of the Federal state budgetary institution of science Khabarovsk Federal Research Center of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (FSBIS KhFRC FEB RAS), 153 Tikhookeanskaya, Khabarovsk, 680042, Russian Federation, subject number FWUW-2022-0006

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. Metal-ceramic coatings based on titanium silicide are promising for protecting stainless steel AISI 304 from wear, corrosion and high-temperature oxidation. **Purpose of the work:** to investigate the stainless steel AISI 304 surface layer structure after electrospark deposition in a mixture of titanium granules with silicon powder, and to study oxidation resistance, corrosion resistance and tribotechnical properties of the obtained coatings. **Research methodology.** Fe-Ti-Si coatings on the stainless steel AISI 304 samples were obtained by electrospark machining with a non-localized electrode consisting of titanium granules and 2.6-6 vol.% mixture of titanium and crystalline silicon powders. **Results and discussion:** it is shown that a stable positive gain of the cathode is observed when the proportion of silicon in the powder mixture does not exceed 32 vol.%. The phase composition of the coatings includes: a solid solution of chromium in iron, titanium silicide Ti_3Si_2 , titanium and silicon, which is confirmed by the energy dispersion analysis data. The microhardness of Fe-Ti-Si coatings ranges from 10.05 to 12.86 GPa, which is 5-6 times higher than that of uncoated steel AISI 304. The coefficient of friction of the coatings is about 20% lower compared to steel AISI 304 and hovers around 0.71-0.73. Wear tests in dry sliding mode show that Fe-Ti-Si coatings can increase the wear resistance of steel AISI 304 up to 6 times. The oxidation resistance of the coatings at a temperature of 900 °C is 7-12 times higher as compared to steel AISI 304. The conducted studies have shown that new electrospark Fe-Ti-Si coatings can increase corrosion resistance, oxidation resistance, microhardness, as well as reduce the coefficient of friction and wear rate of the stainless steel AISI 304 surface.

For citation: Burkov A.A., Krutikova V.O. Deposition of titanium silicide on stainless steel AISI 304 surface. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 127–137. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-127-137. (In Russian).

* Corresponding author

Burkov Alexander A., Ph.D. (Physics and Mathematics), Senior researcher
 Institute of Materials Science of the Khabarovsk Scientific Center
 of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences,
 153 Tikhookeanskaya,
 680042, Khabarovsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (914) 1618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

References

1. Rybalka K.V., Beketaeva L.A., Davydov A.D. Opredelenie skorosti korrozii stali AISI 304 v rastvorakh HCl metodom izmereniya omicheskogo soprotivleniya issleduemogo obraztsa [Determination of AISI 304 steel corrosion rate in the HCl solutions by the method of measuring specimen ohmic resistance]. *Elektrokimiya = Russian Journal of Electrochemistry*, 2019, vol. 55, no. 9, pp. 1147–1152. DOI: 10.1134/S0424857019080139. (In Russian).
2. Frutos A. de, Arenas M.A., Fuentes G.G., Rodríguez R.J., Martínez R., Avelar-Batista J.C., Damborenea J.J. de. Tribocorrosion behaviour of duplex surface treated AISI 304 stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 204, no. 9–10, pp. 1623–1630. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.10.039.
3. Shtefan V.V., Kanunnikova N.A. Oxidation of AISI 304 steel in Al- and Ti-containing solutions. *Fizikkokimiya poverkhnosti i zashchita materialov = Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2020, vol. 56, no. 2, pp. 202–207. DOI: 10.31857/S0044185620020230. (In Russian).
4. Qi C., Zhan X., Gao Q., Liu L., Song Y., Li Y. The influence of the pre-placed powder layers on the morphology, microscopic characteristics and microhardness of Ti-6Al-4V/WC MMC coatings during laser cladding. *Optics and Laser Technology*, 2019, vol. 119, p. 105572. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105572.
5. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, pp. 472–478. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008.
6. Yan G., Zheng M., Ye Z., Gu J., Li C., Wu C., Wang B. In-situ Ti (C, N) reinforced AlCoCrFeNiSi-based high entropy alloy coating with functional gradient double-layer structure fabricated by laser cladding. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 886, p. 161252. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2021.161252.
7. Liu X.B., Wang H.M. Microstructure, wear and high-temperature oxidation resistance of laser clad $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\gamma/\text{TiSi}$ composite coatings on γ -TiAl intermetallic alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, no. 14–15, pp. 4462–4470. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.03.006.
8. Su W., Cui X., Yang Y., Guan Y., Zhao Y., Wan S., Li J., Jin G. Effect of Si content on microstructure and tribological properties of $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiC}$ reinforced NiTi laser cladding coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 418, p. 127281. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127281.
9. Bauer P.-P., Swadźba R., Klamann L., Laska N. Aluminum diffusion inhibiting properties of Ti_5Si_3 at 900 °C and its beneficial properties on Al-rich oxidation protective coatings on γ -TiAl. *Corrosion Science*, 2022, vol. 201, p. 110265.
10. Liu Y.F., Zhou Y.L., Zhang Q., Pu F., Li R.H., Yang S.Z. Microstructure and dry sliding wear behavior of plasma transferred arc clad Ti_5Si_3 reinforced intermetallic composite coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 591, pp. 251–258. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2013.12.225.
11. Burkov A.A., Kulik M.A., Krutikova V.O. Kharakteristika Ti–Si-pokrytii na splave Ti6Al4V, osazhdennykh elektroiskrovoy obrabotkoi v srede granul [Characteristics of Ti–Si coatings on Ti6Al4V alloy subjected to electro-spark granules deposition]. *Tsvetnye Metally*, 2019, no. 4, pp. 54–59. DOI: 10.17580/tsm.2019.04.07. (In Russian).
12. Pliszka I., Radek N. Corrosion resistance of WC-Cu coatings produced by electrospark deposition. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 192, pp. 707–712. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.06.122.
13. Palatnik L.S. Fazovye prevrashcheniya pri elektroiskrovoy obrabotke metallov i opyt ustanovleniya kriteriya nablyudaemykh vzaimodeistvii [Phase transformations at electrospark machining of metals and experience of establishing the criterion of observed interactions]. *Doklady Akademii nauk SSSR*, 1953, vol. 89, no. 3, pp. 455–458. (In Russian).
14. Burkov A.A. Poluchenie amorfnykh pokrytii elektroiskrovoy obrabotkoi stali 35 v smesi zheleznykh gra nul s CrMoWCBSi poroshkom [Production amorphous coatings by electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules with CrMoWCBSi powder]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 19–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30.
15. Burkov A.A., Kulik M.A. Elektroiskrovoe osazhdenie pokrytii s ispol'zovaniem poroshka Cr_3C_2 i ikh kharakteristika [Electrospark deposition of coatings using Cr_3C_2 powder and their characterization]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 2, pp. 243–248. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-243-248. (In Russian).
16. Burkov A.A., Kulik M.A. Korroziionnaya i tribotekhnicheskaya kharakteristika metallomatrichnykh Fe-Ti-Cr-B pokrytii [Corrosion and tribotechnical characteristics of metal matrix Fe-Ti-Cr-B coatings]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2021, no. 12, pp. 43–49. (In Russian).
17. Hokamoto K., Lee J.S., Fujita M., Itoh S., Raghukandan K. The synthesis of bulk material through explosive compaction for making intermetallic compound Ti_5Si_3 and its composites. *Journal of Materials Science*, 2002, vol. 37, no. 19, pp. 4073–4078. DOI: 10.1023/A:1020071416063.

18. Frommeyer G., Rosenkranz R. Structures and properties of the refractory silicides Ti_5Si_3 and $TiSi_2$ and Ti-Si-(Al) eutectic alloys. *Metallic Materials with High Structural Efficiency*. Dordrecht, Springer, 2004, pp. 287–308. DOI: 10.1007/1-4020-2112-7_30.

19. Verkhoturov A.D., Podchernyaeva I.A., Panashenko V.M., Konevtsov L.A. *Elektroiskrovoe legirovanie titana i ego splavov metallami i kompozitsionnymi materialami* [Electrospark alloying of titanium and its alloys with metals and composites]. Komsomolsk-on-Amur, IMM FEB RAS Publ., 2014. 320 p.

20. Matsushita J.-I., Satsukawa T., Iwamoto N., Wang X., Yang J., Goto T., Sekino T., Wu X., Yin S., Sato T. Oxidation of pentatitanium trisilicide (Ti_5Si_3) powder at high temperature. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 868, pp. 38–42. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.868.38.

Conflicts of Interest

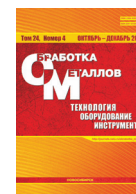
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Химический состав, структура и микротвердость многослойных высокотемпературных покрытий

Наталья Пугачева^{1, а, *}, Юрий Николин^{2, б}, Татьяна Быкова^{1, в}, Лариса Горюлева^{1, д}

¹ Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Общество с ограниченной ответственностью «Солид Флэйм», пр. Ленина, 54, корп. 5, г. Екатеринбург, 620075, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>, nat@imach.uran.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0003-1070-2076>, sf.ekb@mail.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>, tatiana_8801@mail.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>, sherlarisa@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 29 июля 2022

Рецензирование: 29 августа 2022

Принята к печати: 15 сентября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Плазменное напыление

Порошки

Покрытие

Микроструктура

Дендриты

Микротвердость

Финансирование:

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием по теме № АААА-А18-118020790145-0.

АННОТАЦИЯ

Введение. Плазменное напыление является одним из современных и эффективных методов нанесения покрытий различного назначения и состава. С помощью потоков термической плазмы можно напылять практически любые порошковые материалы (металлические, керамические, металлокерамические). Плазменное напыление многослойных защитных покрытий может быть успешно применено для повышения стойкости прошивных оправок, являющихся основным инструментом при производстве полых заготовок. **Целью данной работы** являлось изучение химического состава, структуры и микротвердости многослойных высокотемпературных покрытий двух разных составов, нанесенных методом плазменного напыления, предполагаемых к использованию для повышения долговечности прошивных оправок. **Материалы и методы исследования.** Нанесение многослойных покрытий двух составов осуществляли на установке плазменно-порошкового напыления с контактным возбуждением дугового разряда УПН-60КМ ТСП2017. Покрытия были получены последовательным напылением трех слоев разными порошковыми составами. После напыления всех трех слоев покрытия проводили окислительный отжиг при температуре 900 °С для создания плотного слоя окалины FeO + Fe₂O₃ + Fe₃O₄ на поверхности. Химический состав покрытий исследовали методом микроанализа рентгеновского спектроанализа на сканирующем электронном микроскопе TESCAN с приставкой OXFORD. Микроструктуру покрытий исследовали на металлографическом микроскопе NEOPHOT. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре SHIMADZU в К α -излучении хрома. Микротвердость измеряли на твердомере LEICA при нагрузке 50 г. **Результаты и обсуждение.** Установлен характер распределения химических элементов по толщине покрытия, состоящего из четырех слоев: внутреннего металлического слоя, обеспечивающего защиту от высокотемпературной коррозии; переходного металлического слоя, предназначенного для выравнивания теплофизических свойств между слоями; металлооксидного слоя α -Fe и оксидов железа и внешнего термобарьерного оксидного слоя FeO + Fe₂O₃ + Fe₃O₄. Покрытия характеризуются неоднородным распределением структурных составляющих и микротвердости по его толщине. Микротвердость внутреннего слоя достигает 1400 HV 0,05, переходного слоя – 800 HV 0,05, металлооксидного слоя – 300 HV 0,05.

Для цитирования: Химический состав, структура и микротвердость многослойных высокотемпературных покрытий / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Т.М. Быкова, Л.С. Горюлева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 138–150. – DOI 10.17212/1994-6309-2022-24.4-138-150.

Введение

Плазменное напыление является одним из современных и эффективных методов нанесения покрытий различного назначения и состава. С помощью потоков термической плазмы можно

напылять практически любые порошковые материалы (металлические, керамические, металлокерамические и т. д.) [1–3]. Наиболее широкое применение нашла технология плазменного напыления для нанесения самофлюсующихся порошков [4, 5]. Процесс самофлюсования заключается в самопроизвольном удалении оксидов с поверхности частиц при их оплавлении. Для этого оксиды должны иметь невысокую температуру плавления, небольшую плотность и высокую жидкотекучесть. Наиболее часто для этих

*Адрес для переписки

Пугачева Наталья Борисовна, д.т.н., доцент,
главный научный сотрудник
Институт машиноведения УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34,
620049, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: 8 (343) 362-30-23, e-mail: nat@imach.uran.ru

целей применяют сплавы на никелевой основе Ni-Cr-B-Si, при плазменном напылении которых оксиды B_2O_5 - Cr_2O_3 - SiO_2 образуют легкоплавкий шлак, всплывающий при плавлении на поверхность в виде тонкого стекловидного налета [6–8].

Покрытия, нанесенные по технологии плазменного напыления, обладают рядом недостатков, главным из которых является пористость от 8 до 15 % [3–5]. Для снижения пористости разработаны специальные методы плазменной наплавки, такие как высокоскоростная плазменная наплавка, нанесение многослойных покрытий, наноструктурирование напыляемых покрытий, легирование редкоземельными элементами, повторное плавление поверхности лазером и комбинация вышеперечисленных методов [9–11]. Однако в некоторых случаях наличие пор в покрытии может быть функционально выгодным. При высоких температурах эксплуатации кислород легко проникает по порам в глубь покрытия, что приводит к массивному окислению по всей его толщине с образованием защитной пленки оксидов Cr_2O_3 или Al_2O_3 [12–14]. Для уменьшения недостатков покрытий успешно применяют комбинацию нескольких защитных слоев, нанесенных разными методами [15–19]. При использовании одного метода нанесения слои могут отличаться по химическому и фазовому составу и выполнять разные защитные функции. По сути, формируются функциональные градиентные покрытия.

Плазменное напыление многослойных защитных покрытий может быть успешно применено для повышения стойкости прошивных оправок, являющихся основным инструментом при производстве полых заготовок [20–22]. Прошивные оправки при эксплуатации подвергаются циклическому тепловому воздействию (от 20 до 1100 °C), давлению деформируемого металла (до 170 МПа) при движении его относительно оправки со скоростью до 1 м/с [20, 23]. Эффективным способом увеличения стойкости оправок является окисление поверхности носка и сферической поверхности с целью формирования оксидированного слоя, который препятствует налипанию металла заготовки на оправку и является теплоизоляционным слоем [21–23]. Образование оксидного слоя на поверхности позволяет повысить износостойкость оправок в 1,5–2,0 раза [23]. Оксидный слой создает допол-

нительное термическое сопротивление, величина которого зависит от толщины слоя окалины, ее теплофизических и механических свойств [24–26]. При повышении температуры происходит размягчение окалины и она быстро начинает играть роль смазки при контакте. Известно [27, 28], что при высокотемпературной оксидации (900...1000 °C) на поверхности металла формируется слой, состоящий из оксидов FeO (вюстит), Fe_2O_3 (гематит) и Fe_3O_4 (магнетит). Пленка FeO является внутренним слоем и легко отслаивается, поэтому при формировании оксидного слоя следует в максимальной степени уменьшать количество вюстита и способствовать его превращению в магнетит Fe_3O_4 . Для повышения долговечности прошивных оправок успешно могут применяться защитные покрытия, содержащие оксиды железа. Интерес представляет разработка различных комбинаций слоев, выполняющих разные функции.

Целью данной работы являлось изучение химического состава, структуры и микротвердости многослойных высокотемпературных покрытий двух разных составов, нанесенных методом плазменного напыления, предполагаемых к использованию для повышения долговечности прошивных оправок.

Материалы и методы исследования

Нанесение покрытий осуществляли на установке плазменно-порошкового напыления с контактным возбуждением дугового разряда УПН-60КМ ТСП2017, изготовитель ООО «НПП ТСП» (г. Екатеринбург). Все слои многослойных покрытий напыляли на образцы из хромоникелевой стали 20ХН4ФА при одном и том же режиме: ток 310 А, напряжение 57...60 В. Основной плазмообразующий газ – аргон, высокоэнтальпийный газ – водород. В работе исследованы многослойные покрытия двух разных составов. Покрытия были получены последовательным наплавлением трех слоев. Первый слой предназначен для защиты от высокотемпературного окисления и износа, он получен напылением самофлюсующихся порошков составов 1 и 2 (табл. 1). Этот слой необходим для предотвращения интенсивного разрушения оправок в случае износа верхних слоев. Он позволит своевременно изъять оправку из эксплуатации и повторно

Таблица 1

Table 1

Состав напыляемых порошков
Composition of powders being sprayed

Порошок состава 1, масс. %, Powder composition 1, wt. %						
C	Cr	Si	B	Mn	V	Fe
1,2	3,8	2,3	3,6	1,0	1,0	Основа
Порошок состава 2, масс. % / Powder composition 2, wt. %						
C	Ni	Si	B	Mn	Fe	
0,5	9,0	1,2	2,7	4,0	Основа	

нанести разрушенные внешние слои и восстановить защитные свойства оправки. Второй слой является переходным и получен напылением смеси высокотемпературных порошков составов 1 или 2 с порошком Fe в соотношении 50:50. Этот слой предназначен для плавного изменения свойств от внешнего слоя к внутреннему и является поставщиком железа для формирования оксидной пленки при высоких температурах эксплуатации. Третий металлооксидный слой получен при напылении порошка Fe в окислительной атмосфере и выполняет функцию восстановления внешнего оксидированного слоя при рабочих температурах прошивных оправок. Морфология частиц напыляемых порошков представлена на рис. 1.

Особенности строения и толщину полученных покрытий исследовали на поперечных срезах с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы OXFORD HKLNordlysF+ и на микроскопе NEOPHOT-21 при увеличениях от 100 до 1000 крат. Фазовый рентгеноструктурный анализ каждого слоя выполняли на поверхности образцов непосредственно после его нанесения на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в $K\alpha$ -излучении хрома. Микротвердость измеряли на твердомере LEICA с нагрузкой 50 г.

После напыления всех трех слоев покрытия проводили окислительный отжиг при температуре 900 °С для создания плотного слоя окали-

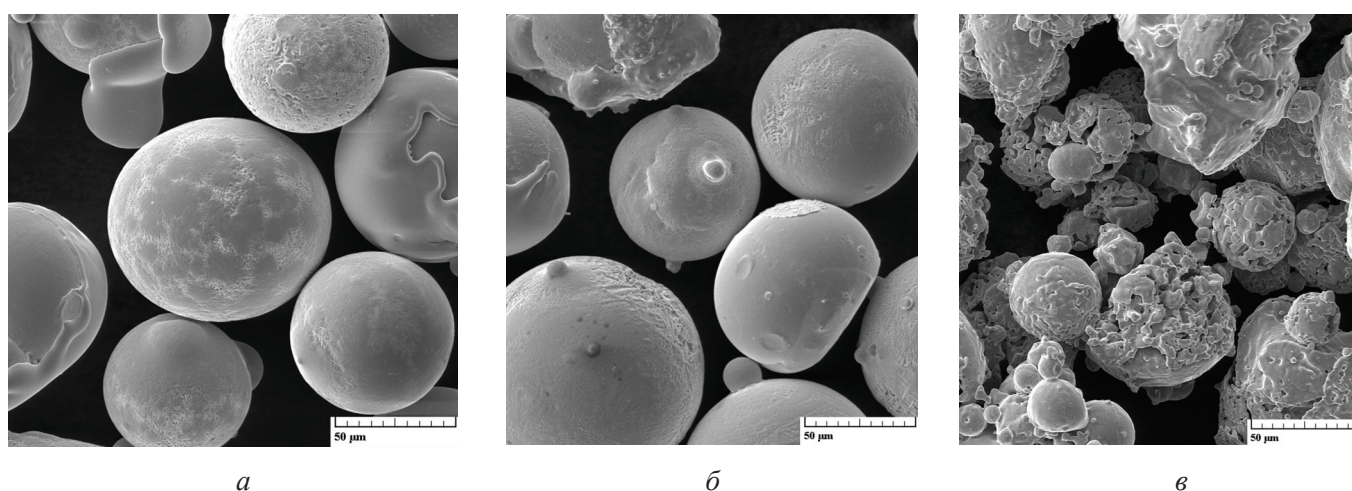


Рис. 1. Морфология частиц порошков для напыления многослойного покрытия:

a – порошок состава 1; *б* – порошок состава 2; *в* – порошок Fe

Fig. 1. Morphology of powder particles for multilayer coating spraying:

a – powder of composition 1; *б* – powder of composition 2; *в* – Fe powder

ны $\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_3\text{O}_4$ на поверхности. Именно этот оксидный слой будет играть роль смазки при эксплуатации прошивных оправок, а также термического барьера, снижающего температуру поверхности. Средний размер частиц напыляемых порошков для покрытия состава 1 составлял от 60 до 100 мкм, а для покрытия состава 2 – от 70 до 90 мкм, частицы порошка Fe имели размеры от 40 до 60 мкм.

Результаты и их обсуждение

Напыленные покрытия, как и предполагалось, состоят из четырех слоев (рис. 2). Толщины каждого слоя приведены в табл. 2. По результатам фазового рентгеноструктурного анализа

поверхностные оксидные слои на обоих исследованных покрытиях идентичны и состоят из смеси оксидов FeO , Fe_2O_3 и Fe_3O_4 (рис. 3). Этот слой обозначен цифрой 4 на рис. 2, он должен играть роль смазки, которая позволяет снизить коэффициент трения и предохраняет основной металл от перегрева.

Присутствие дифракционных максимумов от α -твердого раствора на основе Fe очевидно обусловлено захватом при анализе поверхности образцов металлооксидного слоя (обозначен 3 на рис. 2), структура и распределение элементов в котором показаны на рис. 4.

Внутренний слой (обозначен 1 на рис. 2) имеет сложный фазовый состав. В его структуре хорошо различимы участки, сформировав-

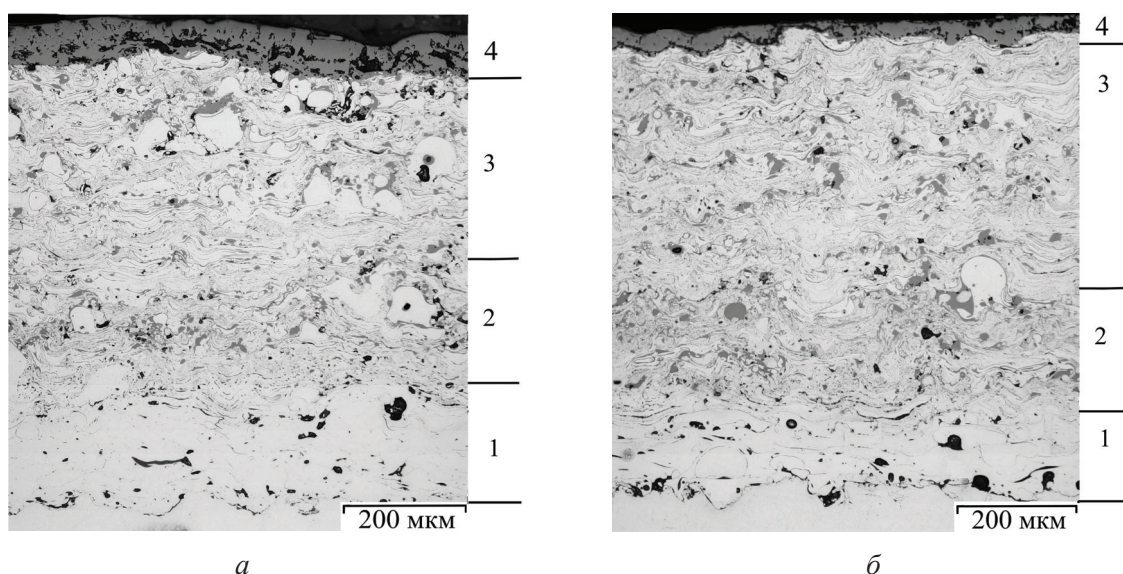


Рис. 2. Микроструктура многослойного высокотемпературного покрытия:

a – покрытие состава 1; *б* – покрытие состава 2

Fig. 2. The microstructure of the multilayer high-temperature coating:

a – coating of composition 1; *б* – coating of composition 2

Таблица 2

Table 2

Толщина слоев покрытий, мкм
Thickness of coating layers, microns

Покрытие / Coating	Состав 1, мкм / Composition 1, μm	Состав 2, мкм / Composition 2, μm
Первый слой	200	150
Второй слой	250	250
Третий слой	350	370
Четвертый слой	50	30
Общая толщина	850	800

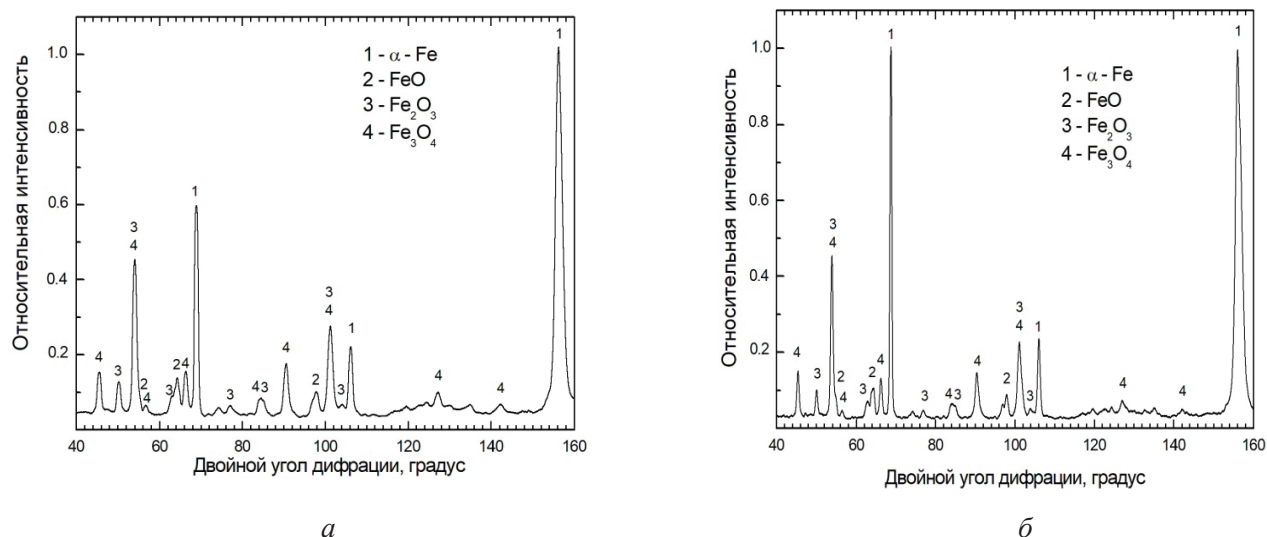


Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы внешнего оксидного слоя:

a – покрытие состава 1; *б* – покрытие состава 2

Fig. 3. A fragment of the diffraction pattern of the outer oxide layer:

a – coating of composition 1; *б* – coating of composition 2

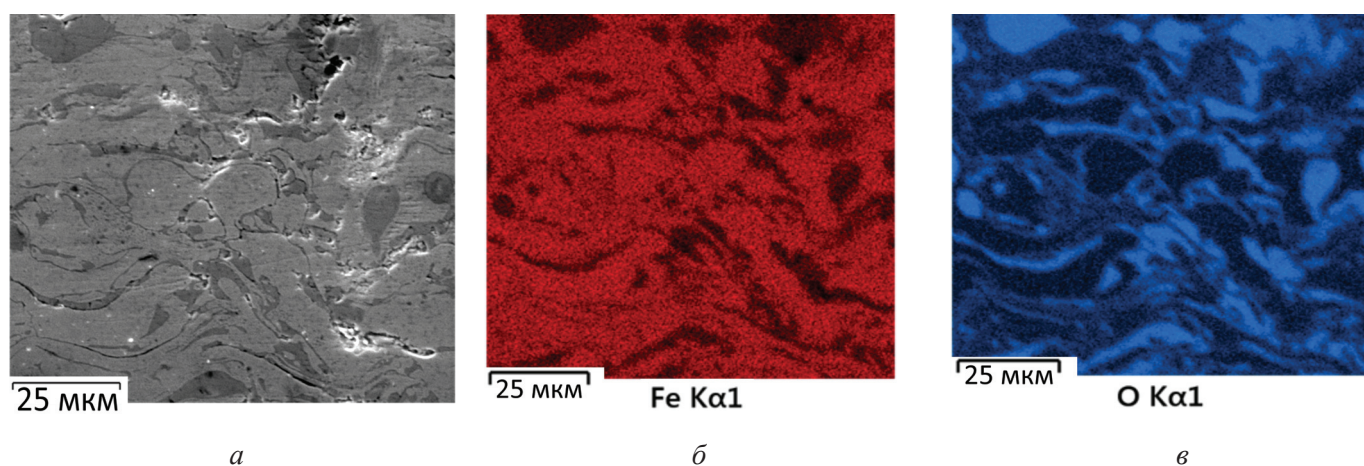


Рис. 4. Распределение элементов в металлооксидном слое (3 на рис. 2):

a – изображение во вторичных электронах; *б* – в характеристическом рентгеновском излучении железа; *в* – кислорода

Fig. 4. Distribution of elements in the metal-oxide layer (3 in Fig. 2):

a – image in secondary-electron mode; *б* – in the characteristic X-ray radiation of iron; *в* – in the characteristic X-ray radiation of oxygen

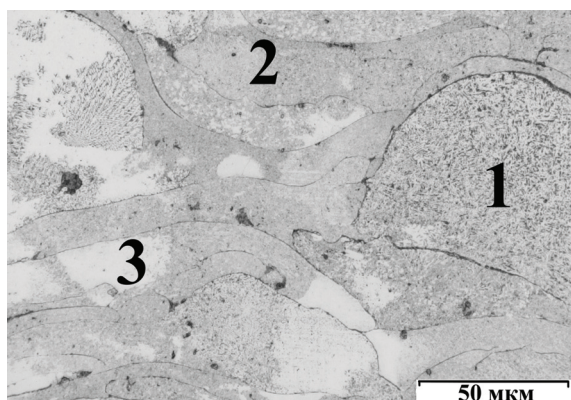
шиеся из расплавленных недеформированных и пластически деформированных частиц исходного порошка, а также из не успевших расплавиться деформированных частиц (табл. 3). Первые успели закристаллизоваться до удара о подложку, поэтому имеют практически исходную округлую форму и ярко выраженную дендритную структуру (обозначены 1 на рис. 5). Вторые кристаллизовались непосредственно на подложке в условиях деформации, поэтому имеют полигональную структуру без дендритов (обозначены 3 на рис. 5). Третий вид зерен

в исследованных покрытиях (обозначен 2 на рис. 5) представляет собой не расплавившиеся частицы исходного порошка, нагретые и деформированные при ударе о поверхность основы. Фазовый рентгеноструктурный анализ показал, что в исследованных покрытиях матрица представляет собой твердые растворы. Для покрытия состава 1 это хромистый феррит (рис. 6, *a*), а для покрытия состава 2 – феррит и аустенит (рис. 6, *б*). Упрочняющими фазами являются дисперсные карбиды, силициды и бориды (рис. 6).

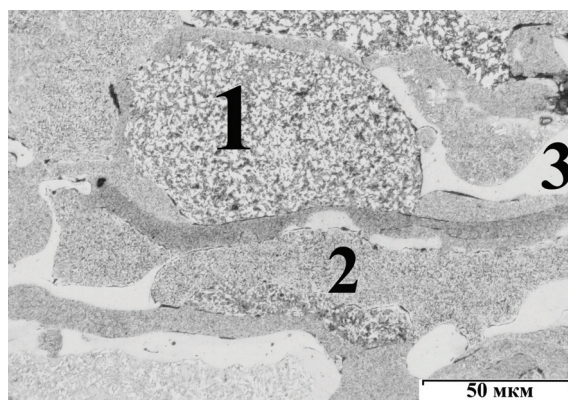
Химический состав зерен высокотемпературного покрытия, отмеченные на рис. 5, ат.%

The chemical composition of the grains of the high-temperature coating marked in Figs. 5, at.%

Покрывание состава 1 (рис. 5, а) / Coating composition 1 (Fig. 5, a)							
Номер зерна / Grain No.	B	C	Si	V	Cr	Mn	Fe
1	13,5	2,0	4,5	1,1	4,5	2,6	71,7
2	9,9	0,9	3,1	1,4	6,5	3,5	74,3
3	14,9	1,3	7,4	0,8	14,2	1,5	59,7
Покрывание состава 2 (рис. 5, б) / Coating composition 2 (Fig. 5, б)							
Номер зерна / Grain No.	B	C	Si	V	Mn	Fe	Ni
1	13,5	2,2	3,6	0,3	3,6	69,1	7,5
2	6,8	1,3	4,5	0,3	4,1	75,2	7,5
3	7,3	0,6	5,2	0,3	3,3	75,6	7,6



а



б

Рис. 5. Микроструктура внутреннего слоя покрытий (обозначен 1 на рис. 2):

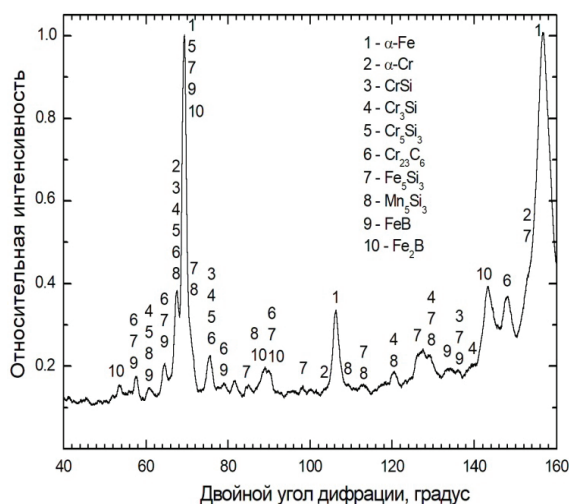
а – состав 1; б – состав 2

Fig. 5. Microstructure of the inner layer of coatings (indicated by 1 in Fig. 2):

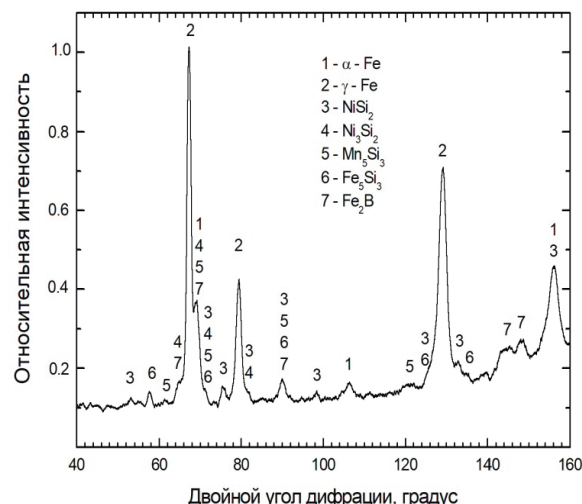
а – composition 1; б – composition 2

Второй слой состоит из тех же фаз, что и первый, но с большим содержанием феррита, образовавшегося при напылении порошка Fe. В этих ферритных зернах упрочняющие фазы отсутствуют, поэтому они являются своеобразными демпферами, релаксирующими возникающие термические напряжения. Он обеспечивает плавное изменение свойств между слоями покрытий. Пористость второго слоя в данном случае является положительным фактором, по-

скольку при эксплуатации в условиях сил трения внешний оксидный слой внедряется в поры второго и даже третьего слоя. При жестких условиях эксплуатации, которые испытывают прошивные оправки, внешний оксидный слой постепенно будет разрушаться. При высоких температурах следует ожидать восстановление оксидного слоя за счет окисления железа металлооксидного третьего слоя покрытий. Существует условие восстановления оксидного



a



б

Рис. 6. Фрагменты дифрактограмм внутреннего слоя исследованных покрытий:

a – состав 1; *б* – состав 2

Fig. 6. Fragments of diffraction patterns of the inner layer of the coatings under study:

a – composition 1; *б* – composition 2

слоя за счет дополнительной термообработки, возможно, путем поверхностного нагрева газовой или плазменной горелкой. Пористость третьего слоя будет способствовать интенсивному проникновению кислорода в покрытие и увеличению поверхности, участвующей в реакции окисления.

По мере износа внешних слоев покрытий в процесс окисления будут вступать никель и хром, присутствующие во втором и первом внутренних слоях. Следует ожидать уменьшение скорости износа покрытия по мере перехода к внутренним слоям. Этому будут способствовать упрочняющие фазы (карбиды, силициды и бориды), имеющие высокую твердость и обеспечивающие повышенную твердость первого внутреннего слоя (рис. 7).

Дендритная структура кристаллизовавшихся до соударения с поверхностью основы расплавленных частиц исходного порошка (рис. 8) должна способствовать замедлению износа прошивных оправок при эксплуатации. В покрытии состава 1 дендриты имеют мелкодисперсное строение с часто расположенными осями второго порядка, что свидетельствует о высоких скоростях кристаллизации (рис. 8, *a*). Оси дендритов обогащены кремнием и углеродом, а междендритные пространства – бором (табл. 4 и рис. 8, *a*). Скорее всего, оси дендритов состоят

из хромистого феррита с дисперсными частицами карбидов Cr_{23}C_6 , силицидов CrSi , Cr_3Si , $(\text{Cr,Fe,Mn})_5\text{Si}_3$, а междендритные пространства – из хромистого феррита с дисперсными частицами боридов FeB и Fe_2B . В покрытие состава 2 закристаллизовавшиеся до удара о подложку частицы характеризуются более грубо дендритным строением (рис. 8, *б*).

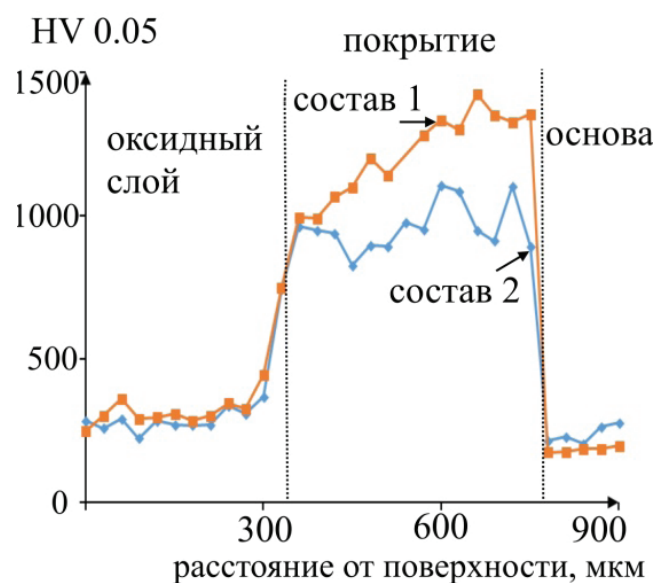


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине покрытий

Fig. 7. Microhardness distribution through the coating thickness

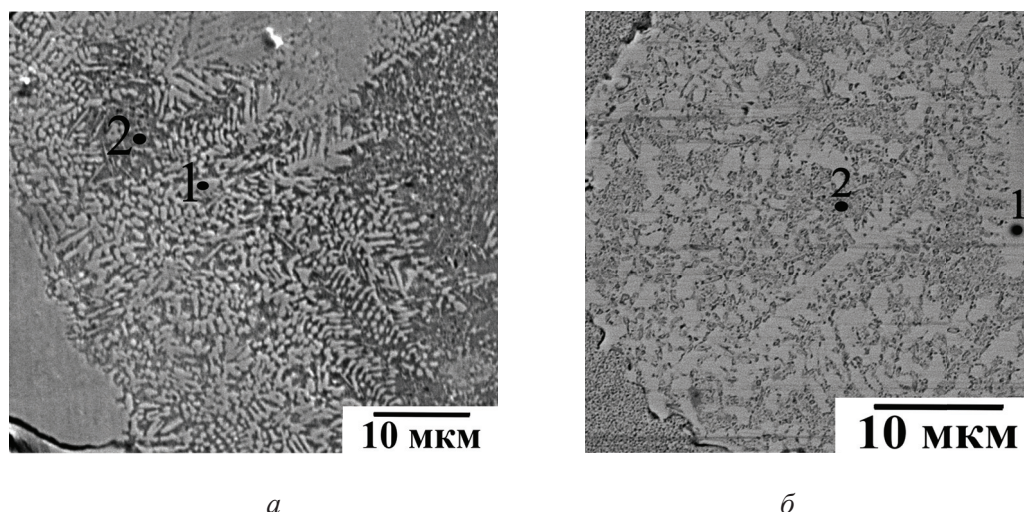


Рис. 8. Микроструктура и химический состав недеформируемых частиц 1-го вида:

a – покрытие состава 1; *б* – покрытие состава 2

Fig. 8. Microstructure and chemical composition of non-deformable particles of type 1:

a – coating of composition 1; *б* – coating of composition 2

Таблица 4

Table 4

Результаты локального химического анализа, отмеченные на рис. 8 ат.%

The results of local chemical analysis of the areas, marked in Fig. 8, at. %

Покрывтие состава 1 (рис. 8, <i>a</i>) / Coating composition 1 (Fig. 8, <i>a</i>)							
Номер участка / Area No.	B	C	Si	V	Cr	Mn	Fe
1	3,39	0,23	2,40	1,28	5,70	3,70	83,30
2	7,52	0,00	1,10	1,47	6,12	3,53	80,26
Покрывтие состава 2 (рис. 8, <i>б</i>) / Coating composition 2 (Fig. 8, <i>б</i>)							
Номер участка / Area No.	B	C	Si	V	Mn	Fe	Ni
1	8,55	2,11	3,91	0,30	4,58	73,65	6,90
2	17,16	2,42	3,59	0,24	3,63	66,17	6,80

В осях дендритов в аустените образовалось большее количество дисперсных частиц силицидов никеля, марганца и железа, а в междендритных пространствах сосредоточены бориды железа Fe_2B (рис 8, *б* и табл. 4). Присутствие во внутреннем слое кремния и хрома осуществит образование при окислении защитной пленки Cr_2O_3 и SiO_2 , которые, как известно, обеспечивают надежную защиту от высокотемпературного окисления.

Выводы

Предложены составы слоев многослойных высокотемпературных покрытий для защиты поверхности прошивных оправок.

Первый слой толщиной 150...200 мкм получен плазменным напылением самофлюсующихся порошков систем Fe-Cr-Mn-V-Si-C-B и Fe-Ni-Mn-Si-C-B и характеризуется высокой твердостью (до 1400 HV 0,05) за счет упрочня-

ющих фаз карбидов, силицидов и боридов, хаотично расположенных в ферритной для порыва 1 и аустенитной для покрытия 2 матрице. Его назначение – обеспечить высокую износостойкость, а также стойкость к высокотемпературному окислению за счет образования защитных оксидных пленок SiO_2 и Cr_2O_3 .

Второй слой получен напылением в потоке плазмы смеси жаростойких самофлюсующихся порошков и порошка железа в соотношении 1:1 для осуществления плавного перехода свойств между содержащими оксиды и металлическими слоями. Толщина его составила 250 мкм, микротвердость 800 HV 0,05. Слой состоит из тех же фаз, что и первый слой, но с дополнительным количеством ферритных зерен, свободных от упрочняющих фаз.

Третий металлооксидный слой, формирующийся при плазменном напылении порошка железа в окислительной атмосфере, предназначен для восстановления поверхностного слоя оксидов после его износа при рабочих температурах прошивных оправок. Толщина его 350 мкм, микротвердость 300 HV 0,05. Слой представляет собой механическую смесь зерен феррита и оксидов железа.

Четвертый поверхностный слой смеси оксидов $\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_3\text{O}_4$ получен окислением поверхности металлооксидного третьего слоя плазменной горелкой. Назначение этого слоя – уменьшить коэффициент трения при эксплуатации прошивных оправок и снизить температуру их поверхности.

Список литературы

1. Газотермическое напыление: учебное пособие / Л.Х. Балдаев, В.Н. Борисов, В.А. Ваха-лин, Г.И. Ганноченко, А.Е. Затока, Б.М. Захаров, А.В. Иванов, В.М. Иванов, В.И. Калита, В.В. Кудинов, А.Ф. Пузряков, Ю.П. Сборщиков, Б.Г. Хамидов, Э.Я. Школьников, В.М. Ярославцев; под общ. ред. Л.Х. Балдаева. – М.: Маркет ДС, 2007. – 344 с. – ISBN 978-5-7958-0146-92.

2. Development of ion-plasma refractory metallic layers of heat-insulating coatings for cooled turbine rotor blades / S.A. Budinovskiy, S.A. Muboyadzhyan, A.M. Gayamov, P.V. Matveev // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 55. – P. 652–657. – DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.

3. Tarasenko Yu.P., Tsareva N.N., Berdnik O.B. The structure and physical-mechanical properties of the heat-

resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coating obtained using rebuilt plasma equipment // Thermophysics and Aeromechanics. – 2014 – Vol. 1, N 5. – P. 641–650. – DOI: 10.1134/S0869864314050138.

4. Influence of modifying nanoadditives on the properties of a multilayer composite coating obtained by laser surfacing / A.N. Cherepanov, A.M. Orishich, A.G. Malikov, V.O. Drozdov, V.E. Ovcharenko, A.P. Pshenichnikov // The Physics of Metals and Metallography. – 2019. – Vol. 120, iss. 1. – P. 101–106. – DOI: 10.1134/S0031918X190100225.

5. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating / L. Chen, H. Wang, C. Zhao, S. Lu, Z. Wang, J. Sha, S. Chen, L. Zhang // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 369. – P. 31–43. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.

6. Гузанов Б.Н., Косицын С.В., Пугачева Н.Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 244 с. – ISBN 5-7691-1405-3.

7. Shevchenko O.I., Trekin G.E., Farber V.M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy // Metal Science and Heat Treatment. – 1997. – Vol. 39, iss. 6. – P. 233–235. – DOI: 10.1007/bf02467225.

8. Otsubo F., Era H., Kishitake K. Structure and phases in nickel-base self-fluxing alloy coating containing high chromium and boron // Journal of Thermal Spray Technology. – 2000. – Vol. 9, iss. 1. – P. 107–113. – DOI: 10.1361/105996300770350131.

9. Du H., Lee S.W., Shin J.H. Study on porosity of plasma-sprayed coatings by digital image analysis method // Journal of Thermal Spray Technology. – 2005. – Vol. 14, iss. 4. – P. 452–461. – DOI: 10.1361/105996305X76450.

10. Porosity and its significance in plasma-sprayed coatings / J.G. Odhiambo, W. Li, Y. Zhao, C. Li // Coatings. – 2019. – Vol. 9 (7). – P. 460–479. – DOI: 10.3390/coatings9070460.

11. Zhou C.G. Yu Q.H. Nanostructured thermal barrier coatings // Thermal Barrier Coatings. – Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2011. – P. 75–96.

12. Влияние температуры оплавления на структуру и свойства самофлюсующихся покрытий на основе никеля / Е.Е. Корниенко, А.А. Никулина, А.Г. Баннов, В.И. Кузьмин, М. Мильдебрах, В.А. Безрукова, А.А. Жойдик // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 4 (73). – С. 52–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62.

13. Matthews S., Schweizer M. Optimization of arc-sprayed Ni-Cr-Ti coatings for high temperature corrosion applications // Journal of Thermal Spray Technology. – 2013. – Vol. 22, iss. 4. – P. 538–550. – DOI: 10.1007/s11666-013-9914-y.

14. Гузанов Б.Н., Пугачева Н.Б., Быкова Т.М. Эрозионная стойкость комбинированного многослойного покрытия для защиты ответственных деталей современных газово-турбинных двигателей // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2021. – № 2. – С. 6–21. – DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021.

15. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review // *Surface and Coatings Technology*. – 1989. – Vol. 37, iss. 2. – P. 139–160. – DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.

16. Пугачева Н.Б. Современные тенденции развития жаростойких покрытий на основе алюминидов железа, никеля и кобальта // *Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures*. – 2015. – № 3. – С. 51–82. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082.

17. Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. – Екатеринбург: Квист, 2008. – 208 с. – ISBN 5-900474-60-7.

18. Гузанов Б.Н., Обабков Н.В., Мигачева Г.Н. Разработка и исследование многослойных комбинированных покрытий высокотемпературного назначения // *Sciences of Europe*. – 2017. – № 16-1 (16). – P. 83–88.

19. Microstructural design of hardfacing Ni-Cr-B-Si-C alloys / I. Hemmati, V. Ocelik, J.T.M. De Hosson, R.M. Huizenga // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 16. – P. 6061–6070. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.06.048.

20. Formation of a $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni-Cr}$ alloy layer by an electron beam cladding method and evaluation of the layer properties / J. Morimoto, N. Abe, F. Kuriyama, M. Tomie // *Vacuum*. – 2001. – Vol. 62, iss. 2–3. – P. 203–210. – DOI: 10.1016/S0042-207X(00)00439-5.

21. Structure, phase composition, and wear mechanisms of plasma-sprayed Nicrosib–20 wt.% TiB_2 coating / A.P. Umanskii, A.E. Terentiev, A.M. Kovalchenko, M.S. Storozhenko, I.V. Hussainova, M.M. Antonov // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. – Vol. 53, iss. 11–12. – P. 663–671. – DOI: 10.1007/s11106-015-9661-3.

22. Iida S., Hidaka Y. Influence of iron oxide of carbon steel on lubricating properties in seamless pipe hot rolling and the effectiveness of borax application // *Tetsu-to-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. – 2010. – Vol. 96, iss. 9. – P. 550–556. – DOI: 10.2355/tetsutohagane.96.550.

23. Герасимов Ю.Л., Авдеев С.В., Бобарикин Ю.Л. Исследование влияния особенностей оксидированного покрытия прошивных оправок на их эксплуатационную стойкость // *Черные металлы*. – 2017. – № 7. – С. 46–49.

24. Вавилкин Н.М., Бухмиров В.В. Прошивная оправка. – М.: МИСиС, 2000. – 128 с. – ISBN 5-87623-052-9.

25. Oxidation behavior and mechanism of porous nickel-based alloy between 850 and 1000 °C / Y. Wang, Y. Liu, H. Tang, W. Li, C. Han // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2017. – Vol. 27, iss. 7. – P. 1558–1568. – DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60177-8.

26. Темлянецев М.В., Осолкова Т.Н. Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения сталей и сплавов. – М.: Флинта: Наука, 2005. – 195 с. – ISBN 5-89349-913-1.

27. Сазоненко И.О., Земцов В.А., Юрчак А.Н. К вопросу повышения стойкости оправок прошивных станков // *Литье и металлургия*. – 2012. – № 4. – С. 135–138.

28. Толмачев В.С., Степанов А.И., Губин Ю.Г. Освоение прошивки гильз на стане конструкции ЭЗТМ // *Сталь*. – 2009. – № 7. – С. 56–58.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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/>)



Chemical composition, structure and microhardness of multilayer high-temperature coatings

Nataliya Pugacheva^{1, a, *}, Yuri Nikolin^{2, b}, Tatiana Bykova^{1, c}, Larisa Goruleva^{1, d}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

² Solid Flame Ltd., 54 Lenin Ave., box. 5, Yekaterinburg, 620075, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>, nat@imach.uran.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-1070-2076>, sf.ekb@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>, tatiana_8801@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>, sherlarisa@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 July 2022

Revised: 29 August 2022

Accepted: 15 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Plasma spray

Powders

Coating

Microstructure

Dendrites

Microhardness

Funding

The work was carried out on the equipment of the Plastometriya Shared Use Center of the IMASH UB RAS in accordance with the state assignment on the topic No. AAAA-A18-118020790145-0.

ABSTRACT

Introduction. Plasma spraying is one of the modern and effective methods for coatings application for various purposes and compositions. With the help of thermal plasma flows, it is possible to spray almost any powder materials (ceramic, metal, metal-ceramic). Plasma spraying of multilayer protective coatings can be successfully used to increase the durability of pierced mandrels, which are the main tool in the production of hollow billets. The purpose of this work is to study the chemical composition, structure, and microhardness of multilayer high-temperature coatings of two different compositions deposited by plasma spraying, which are supposed to be used to increase the durability of pierced mandrels. **Materials and research methods.** The deposition of multilayer coatings of two compositions was carried out on a plasma-powder spraying unit with contact excitation of an arc discharge UPN-60KM TSP2017. Coatings were obtained by sequential deposition of three layers with different powder compositions. After deposition of all three coating layers, oxidative annealing was carried out at a temperature of 900°C to form a dense scale layer of FeO + Fe₂O₃ + Fe₃O₄ on the surface. The chemical composition of the coatings was studied by X-ray microanalysis using a TESCAN scanning electron microscope with an OXFORD attachment. The microstructure of the coatings was studied using a NEOPHOT metallographic microscope. Phase X-ray diffraction analysis was performed on a SHIMADZU diffractometer in K α -chromium radiation. Microhardness was measured on a LEICA hardness tester at a load of 50 g. **Results and discussion.** The nature of the distribution of chemical elements over the thickness of the coating, consisting of four layers, is established: an inner metal layer that provides protection against high-temperature corrosion; a transitional metal layer designed to equalize the thermal properties between the layers; α -Fe metal oxide layer and iron oxides and external thermal barrier oxide layer FeO + Fe₂O₃ + Fe₃O₄. Coatings are characterized by a non-uniform distribution of structural components and microhardness over its thickness. The microhardness of the inner layer reaches 1,400 HV0.05, the transition layer is 800 HV0.05, and the metal oxide layer is 300 HV0.05.

For citation: Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., Goruleva L.S. Chemical composition, structure and microhardness of multilayer high-temperature coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 138–150. DOI 10.17212/1994-6309-2022-24.4-138-150. (In Russian).

References

1. Baldaev L.Kh., Borisov V.N., Vakhlin V.A., Gannochenko G.I., Zatoka A.E., Zakharov B.M., Ivanov A.V., Ivanov V.M., Kalita V.I., Kudinov V.V., Puzryakov A.F., Sborshchikov Yu.P., Khamitsev B.G., Shkol'nikov E.Ya., Yaroslavl'tsev V.M. *Gazotermicheskoe naplyenie* [Thermal spray]. Moscow, Market DS Publ., 2007. 344 p. ISBN 978-5-7958-0146-9.

* Corresponding author

Pugacheva Nataliya B., D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Chief Researcher
Institute of Engineering Science, Ural Branch,
Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya str.,
620049, Yekaterinburg, Russian Federation
Tel.: 8 (343) 362-30-23, e-mail: nat@imach.uran.ru

2. Budinovskiy S.A., Muboyadzhyan S.A., Gayamov A.M., Matveev P.V. Development of ion-plasma refractory metallic layers of heat-insulating coatings for cooled turbine rotor blades. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55, pp. 652–657. DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.
3. Tarasenko Yu.P., Tsareva N.N., Berdnik O.B. The structure and physical-mechanical properties of the heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coating obtained using rebuilt plasma equipment. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2014, vol. 1, no. 5, pp. 641–650. DOI: 10.1134/S0869864314050138.
4. Cherepanov A.N., Orishich A.M., Malikov A.G., Drozdov V.O., Ovcharenko V.E., Pshenichnikov A.P. Influence of modifying nanoadditives on the properties of a multilayer composite coating obtained by laser surfacing. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, iss. 1, pp. 101–106. DOI: 10.1134/S0031918X190100225.
5. Chen L., Wang H., Zhao C., Lu S., Wang Z., Sha J., Chen S., Zhang L. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 369, pp. 31–43. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.04.052.
6. Guzanov B.N., Kositsyn S.V., Pugacheva N.B. *Uprochnyayushchie zashchitnye pokrytiya v mashinostroenii* [Hardening protective coatings in mechanical engineering]. Ekaterinburg, Ural Branch of the RAS Publ., 2004. 244 p. ISBN 5-7691-1405-3.
7. Shevchenko O.I., Trekin G.E., Farber V.M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, vol. 39, iss. 6, pp. 233–235. DOI: 10.1007/bf02467225.
8. Otsubo F., Era H., Kishitake K. Structure and phases in nickel-base self-fluxing alloy coating containing high chromium and boron. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2000, vol. 9, iss. 1, pp. 107–113. DOI: 10.1361/105996300770350131.
9. Du H., Lee S.W., Shin J.H. Study on porosity of plasma-sprayed coatings by digital image analysis method. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2005, vol. 14, iss. 4, pp. 452–461. DOI: 10.1361/105996305X76450.
10. Odhiambo J.G., Li W., Zhao Y., Li C. Porosity and its significance in plasma-sprayed coatings. *Coatings*, 2019, vol. 9 (7), pp. 460–479. DOI: 10.3390/coatings9070460.
11. Zhou C.G. Yu Q.H. Nanostructured thermal barrier coatings. *Thermal Barrier Coatings*. Cambridge, UK, Woodhead Publishing, 2011, pp. 75–96.
12. Kornienko E.E., Nikulina A.A., Bannov A.G., Kuz'min V.I., Mildebrath M., Bezrukova V.A., Zhoidik A.A. Vliyaniye temperatury oplavleniya na strukturu i svoystva samoflyusuyushchikhsya pokrytii na osnove nikelya [The influence of flowing temperature on the structure and properties of the self-fluxing coatings]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4 (73), pp. 52–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-52-62.
13. Matthews S., Schweizer M. Optimization of arc-sprayed Ni-Cr-Ti coatings for high temperature corrosion applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2013, vol. 22, iss. 4, pp. 538–550. DOI: 10.1007/s11666-013-9914-y.
14. Guzanov B.N., Pugacheva N.B., Bykova T.M. Corrosion and erosion resistance of the combined multilayer coating for the protection of critical parts of modern gas turbine engines. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2021, iss. 2, pp. 6–21. DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. (In Russian).
15. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review. *Surface and Coatings Technology*, 1989, vol. 37, iss. 2, pp. 139–160. DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
16. Pugacheva N.B. Modern trends in the development of heat-resistant coatings based on iron, nickel and cobalt aluminides. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2015, iss. 3, pp. 51–82. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082. (In Russian).
17. Muboyadzhyan S.A., Lesnikov V.P., Kuznetsov V.P. *Kompleksnyye zashchitnye pokrytiya turbinnykh lopatok aviatsionnykh GTD* [Complex protective coatings for turbine blades of aircraft gas turbine engines]. Ekaterinburg, Kvist Publ., 2008. 208 p. ISBN 5-900474-60-7.
18. Guzanov B.N., Obabkov N.V., Migacheva G.N. Development and research of multi-layer composite coatings high temperature. *Sciences of Europe*, 2017, iss. 16-1 (16), pp. 83–88. (In Russian).
19. Hemmati I., Ocelik V., Hosson J.T.M. De, Huizenga R.M. Microstructural design of hardfacing Ni-Cr-B-Si-C alloys. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 16, pp. 6061–6070. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.06.048.
20. Morimoto J., Abe N., Kuriyama F., Tomie M. Formation of a Cr₃C₂/Ni-Cr alloy layer by an electron beam cladding method and evaluation of the layer properties. *Vacuum*, 2001, vol. 62, iss. 2–3, pp. 203–210. DOI: 10.1016/S0042-207X(00)00439-5.

21. Umanskii A.P., Terentiev A.E., Kovalchenko A.M., Storozhenko M.S., Hussainova I.V., Antonov M.M. Structure, phase composition, and wear mechanisms of plasma-sprayed Nicrsib–20 wt.% TiB₂ coating. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2015, vol. 53, iss. 11–12, pp. 663–671. DOI: 10.1007/s11106-015-9661-3.
22. Iida S., Hidaka Y. Influence of iron oxide of carbon steel on lubricating properties in seamless pipe hot rolling and the effectiveness of borax application. *Tetsu-to-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 2010, vol. 96, iss. 9, pp. 550–556. DOI: 10.2355/tetsutohagane.96.550.
23. Gerasimov Yu.L., Avdeev S.V., Bobarikin Yu.L. Issledovanie vliyaniya osobennostei oksidirovannogo pokrytiya proshivnykh opravok na ikh ekspluatatsionnyu stoikost' [Study of the effect of features of oxidized coating of piercing plugs on their operating resistance]. *Chernye metally*, 2017, no. 7, pp. 46–49. (In Russian).
24. Vavilkin N.M., Bukhmirov V.V. *Proshivnaya opravka* [Stitching mandrel]. Moscow, MISiS Publ., 2000. 128 p. ISBN 5-87623-052-9.
25. Wang Y., Liu Y., Tang H., Li W., Han C. Oxidation behavior and mechanism of porous nickel-based alloy between 850 and 1000 °C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27, iss. 7, pp. 1558–1568. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60177-8.
26. Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N. *Treshchinoobrazovanie v protsessakh nagreva i okhlazhdeniya staley i splavov* [Crack formation in the processes of heating and cooling of steels and alloys]. Moscow, Flinta Publ., Nauka Publ., 2005. 195 p. ISBN 5-89349-913-1.
27. Sazonenko I.O., Zemtsov V.A., Yurchak A.N. K voprosu povysheniya stoikosti opravok proshivnykh stanov [To the matter of stabilization of saddles of punch mills]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2012, no. 4, pp. 135–138.
28. Tolmachev V.S., Stepanov A.I., Gubin Yu.G. Osvoenie proshivki gil'z na stane konstruksii EZTM [Sleeve piercing on a Mill designed by OAO EZTM]. *Steel = Steel in Translation*, 2009, no. 7, pp. 56–58. (In Russian).

Conflicts of Interest

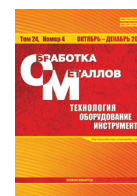
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления

Наталья Сапрыкина^{1,а,*}, Валентина Чебодаева^{2,б}, Александр Сапрыкин^{1,с},
Юрий Шаркеев^{2,д}, Егор Ибрагимов^{1,е}, Таисия Гусева^{1,ф}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  saprikina@tpu.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-1980-3941>,  vtina5@mail.ru,

^с  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  sapraa@tpu.ru, ^д  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.tsc.ru,

^е  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  egor83rus@tpu.ru, ^ф  <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>,  tsh2@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

История статьи:

Поступила: 11 августа 2022

Рецензирование: 31 августа 2022

Принята к печати: 21 сентября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Селективное лазерное плавление

Металлический порошок

Морфология порошка

Аддитивные технологии

Рентгеноструктурный анализ

Сканирующая электронная микроскопия

Сплав системы алюминий-кремний-магний

Финансирование:

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491>

Благодарности:

Авторы выражают благодарность к.т.н. М.А. Химич за помощь в проведении исследований. Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Технология селективного лазерного плавления является одной из ключевых технологий в Индустрии 4.0, которая позволяет изготовить изделия любой сложной геометрической формы, значительно снизить количество применяемого материала, сократить время выполнения заказа и получить новый сплав из элементарных порошков в процессе плавления. Для понимания процесса образования сплава при лазерном воздействии необходимо знать исходные данные порошков, которые существенно влияют на качество получаемых изделий. **Целью данного исследования** является определение требований к структурно-фазовому состоянию, элементному составу порошков алюминия, кремния и магния и дальнейшей подготовки смеси порошковой композиции Al-Si-Mg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс.%, Mg – 1 масс.%) для лазерного синтеза. **Методами** рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа проведены исследования исходных порошков алюминия ПА-4 ГОСТ 6058–73, кремния ГОСТ 2169–69 и магния МПФ-4 ГОСТ 6001–79 и порошковой композиции Al-Si-Mg. Исследованиями растровых электронных изображений определены форма и размеры частиц. Методом селективного лазерного плавления из порошковой композиции получены образцы при постоянном и импульсном воздействии лазера. Композиция подготовлена посредством перемешивания порошков в шаровой мельнице. **Результаты и обсуждение.** Исследования показали, что исходные порошки алюминия, кремния и магния однофазны. Для получения порошковой композиции выбран диапазон размера частиц 20...64 мкм, рекомендованный для селективного лазерного плавления. При перемешивании порошков в течение одного часа были получены частицы сферической формы, которая является предпочтительной для лазерного плавления. Результаты шлифования образцов после лазерного плавления показали, что наибольшая механическая прочность была у образцов, полученных при постоянном воздействии лазера при следующих параметрах режима: $P = 80$ Вт, $V = 300$ мм/с, $s = 90$ мкм, $h = 25$ мкм. **Выводы.** Описанное исследование показывает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного лазерного плавления.

Для цитирования: Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 151–164. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.

Введение

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) является одной из ключевых технологий в Индустрии 4.0, которая позволяет изготовить изделия любой сложной геометрической формы, значительно снизить количество при-

*Адрес для переписки

Сапрыкина Наталья Анатольевна, к.т.н., доцент
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
 пр. Ленина, 30
 634050, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (923) 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

меняемого материала, сократить время выполнения заказа. Таким образом, эти технологии меняют основу для конкуренции в автомобилестроении, аэрокосмической промышленности и машиностроении [1]. Несмотря на растущее внедрение и промышленные инвестиции в аддитивные технологии (АТ) [2] существуют сложности, которые не позволяют полностью раскрыть их огромный потенциал. Многие конструкционные сплавы, обладающие отличными механическими характеристиками при обработке традиционными методами производства, подвержены значительному растрескиванию при затвердевании во время лазерного плавления [3]. Препятствием, ограничивающим применение технологии СЛП, также является большой пробел в знаниях о микроструктурах, возникающий в результате сложных неравновесных процессов, связанных с лазерным плавлением [4].

В настоящее время для аддитивного производства в качестве сырья используется только небольшое количество алюминиевых сплавов [5, 6]. Наиболее распространен закаливаемый сплав AlSiMg [7, 8] и эвтектический AlSi12. Механические свойства компонентов АТ, изготовленных из этих двух сплавов, сравнимы с таковыми у литых образцов или литых под высоким давлением образцов, но явно уступают свойствам деформируемых компонентов, изготовленных из высокопрочных алюминиевых сплавов, таких как Al7075 (5,5 % цинка – 2,5 % магния – 1,5 % меди), которые имеют предел текучести более 500 МПа и пластичность 3...9 % [9]. СЛП последнего, к сожалению, затруднен из-за низкой свариваемости, а также из-за высокой отражательной способности и низкой вязкости (недостаток, свойственный большинству обычных алюминиевых сплавов). В частности, термическое сжатие во время обработки приводит к образованию обширных трещин [10]. Кроме того, испарение во время лазерного плавления легирующих элементов с низкой температурой плавления, таких как Zn, имеет решающее значение для образования упрочняющих фаз, что также в результате способствует ухудшению механических свойств.

Анализ литературы показывает, что состав сплава играет важную роль в определении конечной микроструктуры и механических свойств композитов, полученных методом селективного

лазерного плавления [11, 12]. Сплав Al-Si-Mg (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %), близкий к эвтектическому составу, обладает отличной литейной способностью, связанной с небольшим изменением объема при затвердевании, что делает его пригодным для производства отливок сложной формы и малой толщины и перспективным материалом для получения изделий с улучшенными механическими свойствами методом СЛП [13]. Повышение механических свойств происходит за счет увеличения растворимости твердых веществ и уменьшения размера зерен сплавов Al-Si-Mg вследствие высоких скоростей расплава, охлаждения и затвердевания порошкового материала в процессе СЛП. В настоящее время для установок СЛП используют сферические порошки, полученные из сплава Al-Si-Mg [14, 15]. В проводимом исследовании будет применен метод послойного лазерного синтеза для решения принципиального вопроса – возможности синтеза изделий и сплава системы алюминий-кремний-магний из порошковой композиции алюминия, кремния и магния, имеющих значительное различие в температурах плавления, плотности, теплопроводности и др.

Для приготовления смесей металлических порошков обычно используются два метода: прямое смешивание и механическое легирование посредством шаровой мельницы. Механическое легирование представляет собой неравновесный твердотельный метод обработки, который можно использовать для синтеза порошковой композиции при комнатной температуре. Повторяющаяся деформация и разрушение, возникающие при высокоэнергетическом шаровом измельчении, приводят к изменению морфологии, размера и микроструктуры металлических порошков [16]. Поскольку шаровая мельница вносит в порошковую смесь большую энергию (по сравнению с непосредственным смешиванием), она может существенно повлиять на свойства композиционного материала после лазерной обработки [17], поэтому требуются исследования для определения морфологии порошка, размера и характеристик распределения частиц по размерам в исходном порошке.

Целью данного исследования является определение требований к структурно-фазовому состоянию, элементному составу порошков

алюминия, кремния и магния и дальнейшей подготовки смеси порошковой композиции Al-Si-Mg (Al – 91 масс.%, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %) для лазерного синтеза. Исходя из цели работы поставлены следующие задачи: провести исследования исходных порошков и порошковой композиции методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопии, подготовить порошковую композицию для процесса селективного лазерного плавления и провести эксперимент лазерного синтеза порошковой композиции для выяснения возможности процесса.

Методика исследований

В качестве исходного материала для создания порошковой композиции использовали порошки алюминия, кремния и магния. Алюминиевый порошок ПА-4 изготовлен по ГОСТ 6058–73, порошок кремния – по ГОСТ 2169–69 и порошок магниевый МПФ-4 – по ГОСТ 6001–79. Порошки имеют различие в температурах плавления, плотности, теплопроводности и др. Температура плавления алюминия (660 °С), кремния (1414 °С) и магния (650 °С), плотность (у алюминия 2,7 г/см³, у кремния 2,35 г/см³, магния 1,74 г/см³). При этом теплоемкости алюминия, кремния, магния близки друг к другу. Молярная теплоемкость алюминия – 24,35 Дж/(К · моль), кремния – 20,16 Дж/(К · моль), магния – 24,9 Дж/(К · моль), теплопроводность при комнатной температуре алюминия – 237 Вт/(м · К), кремния – 149 Вт/(м · К), магния – 156 Вт/(м · К).

Морфология поверхности частиц порошка исследована на растровом электронном микроскопе LEO EVO в ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Условия съемки: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток пучка – 1...2 нА, фокусное расстояние 8,5...10 мм, увеличение 100...2000. Элементный состав поверхности образца проведен на приставке к микроскопу для энергодисперсионного анализа Oxford Instruments INCA350.

Исследования методом рентгеновской дифракции осуществлялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) в CoK_α-излучении ($\lambda = 0,1789$ нм). Напряжение, подаваемое на рентгеновскую трубку, составило 35 кВ, сила тока – 22 мА. Съемка осуществлялась в симметричной геометрии по схеме Брег-

га-Брентано (2theta-theta) в угловом диапазоне 2 θ 10°...165° с шагом сканирования 0,05°, с вращением образца. Время экспозиции в каждой точке составляло 5 с. Для проведения исследований методом рентгеновской дифракции в связи с вертикальной фиксацией образца на гониометре дифрактометра порошки склеивались прозрачным цапонлаком в формы из винипласта.

Гранулометрический состав проведен с помощью ситового анализа. Ситовый анализ обеспечивает простой подход для получения распределения порошка по размеру путем просеивания порошка через уложенные друг на друга сита (№ 0100, № 0080, № 0064, № 0040, № 0020) в порядке убывания размеров ячеек, подверженные механической вибрации в течение 60 мин. Каждая отдельная сетка удерживает частицы, которые непроницаемы для следующей сетки, таким образом, генерирует спектр размеров частиц. Результаты ситового анализа порошка алюминия показали, что размер порошка менее 20 мкм составляет 6,5 %, менее 40 мкм составляет 20 % порошка, 64 мкм имеет 27 % частиц, 80 мкм – 17 %, 100 мкм – 11 %, частицы размером более 100 мкм – 17 %. У порошка магния 20 мкм – 3,6%, 40 мкм – 15 %, 64 мкм – 27 %, 80 мкм – 26 %, 100 мкм – 25 %. Потеря порошка при просеивании составила менее 4 %. Порошок кремния просеять не удалось из-за плохих сыпучих свойств. Для получения порошковой композиции был выбран диапазон размера частиц 20...64 мкм, рекомендованный для селективного лазерного плавления. Более мелкие легирующие элементы обеспечивают более высокую плотность порошкового слоя, хотя разница в размерах частиц может привести к нежелательной сегрегации. Три элементарных порошка объединяли в весовой пропорции Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %, а затем перемешивали посредством шаровой мельницы в течение одного часа в защитной среде аргона. В качестве мелящих тел выступали шары из конструкционной стали ШХ15 диаметром 5, 7 и 8 мм. Шаровая мельница является экономичным и широко используемым методом механического легирования порошковой композиции.

Выращивание образцов осуществлялось на установке селективного лазерного плавления ВАРИСКАФ100МВС, разработанной и изготовленной в Юргинском технологическом ин-

ституте (филиале) Томского политехнического университета [18, 19]. Поисковые эксперименты проводились при постоянной мощности $P = 80$ Вт и импульсной мощности лазера $P = 100$ Вт, модуляция $m = 5000$ Гц, при неизменных параметрах режима: шаг сканирования $S = 90$ мкм, толщина слоя $t = 25$ мкм и варьируемой скорости сканирования луча лазера $V = 100, 200, 300, 400$ мм/с. Образцы со стороной 10 мм построены на подложке из алюминия в предварительно нагретой до 200°C и заполненной аргоном камере, после предварительного вакуумирования.

Металлографические образцы были приготовлены путем проведения стандартной механической шлифовки и полировки на алмазных пастах для получения полированного поперечного сечения.

Результаты и их обсуждение

В последние годы многие исследования сосредоточены на оптимизации режимов селективного лазерного плавления порошковых металлических сплавов преимущественно сферической формы. Не изученным остается вопрос формирования сплава в процессе СЛП из металлических порошковых материалов, имеющих форму, отличную от сферической. Характеристики порошка меняют свойства как на стадии подготовки порошковой композиции, так и в процессе СЛП от воздействий окружающей среды, механического и теплового влияния. Все это воздействует на качество получаемых изделий. Для определения оптимальных режимов СЛП необходимо знать распределение частиц порошка по размеру и химическому составу поверхности. Загрязнение порошков является основной проблемой в СЛП, особенно при обработке высокореактивного сырья, такого, как магний, титан и алюминиевые сплавы. Длительное нахождение порошков на воздухе приводит к их окислению и, как следствие, нестабильному процессу СЛП. Оксидные пленки препятствуют смачиванию поверхности и являются причиной возникновения пористости.

Следовательно, для понимания процесса образования сплава в процессе СЛП необходимо знать исходные данные порошков, которые существенно влияют на качество получаемых изделий. В СЛП характеристики порошкового

материала определяются морфологией, гранулометрией, химией поверхности, уплотняемостью, реологией и термическими свойствами, которые, как известно, влияют на поведение материала при лазерном воздействии [20]. Сканирующая электронная микроскопия, рентген и компьютерная томография используются для изучения формы и морфологии поверхности частиц порошка.

На рис. 1 приведены растровые электронные изображения (РЭМ) поверхности порошков алюминия, кремния и магния, полученные в результате съемки образца.

Порошок алюминия представляет собой конгломераты из частиц неправильной формы размерами $1 \dots 20$ мкм и более крупных частиц размерами $30 \dots 140$ мкм (рис. 1, а, б).

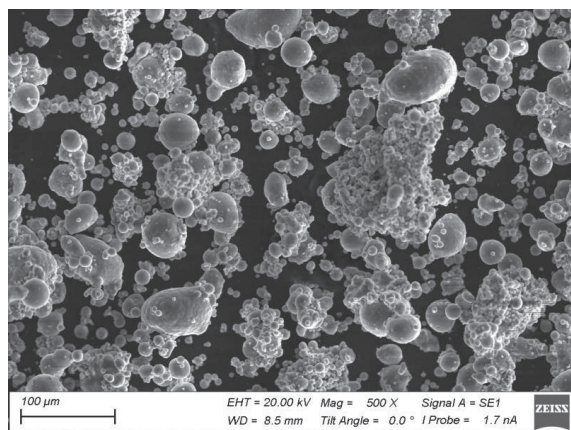
Однофазный порошок магния представлял собой смесь отдельных частиц с «чешуйчатой» структурой размерами в диапазоне $30 \dots 400$ мкм (рис. 1, в, г), имеет неправильную форму с грубой текстурой поверхности, что приводит к снижению сыпучести. Элементный состав порошка соответствует магнию при наличии кислорода не более 2 мас. %.

Однофазный порошок кремния состоял из конгломератов размером $0,5 \dots 45$ мкм (рис. 1, д, е). Доля крупных конгломератов в порошке не превышала 15 об. %. Кроме того, в небольшом количестве присутствовали алюминий, титан, кальций и кислород (не более 4 %).

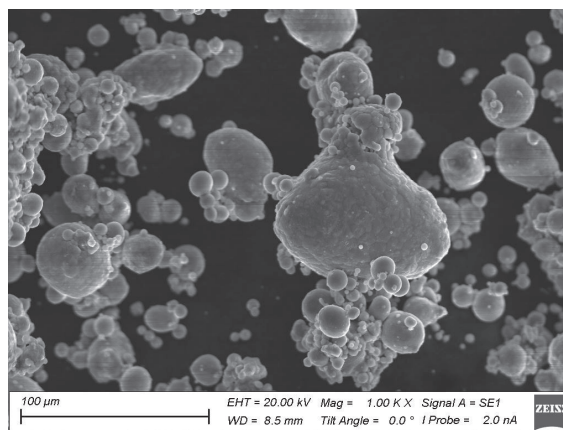
На рис. 2–4 приведены рентгеновские дифрактограммы с выполненной идентификацией фаз образцов порошков магния, алюминия и кремния соответственно. Фазовые составы соответствуют единственным фазам Mg, Al, Si.

Для формирования порошковой композиции Al-Si-Mg исходные порошки подвергались механическому перемешиванию путем помещения исходных порошков в барабан шаровой мельницы в соотношении: Al – 91 масс.%; Si – 8 масс. %; Mg – 1 масс. % и активации в защитной среде аргона в течение одного и двух часов. В качестве мелящих тел выступали шары диаметром 5, 7 и 8 мм из конструкционной стали ШХ15 в массовом соотношении «порошок – шары» 1:10. При механическом легировании ускорение мелящих тел составило 40 г.

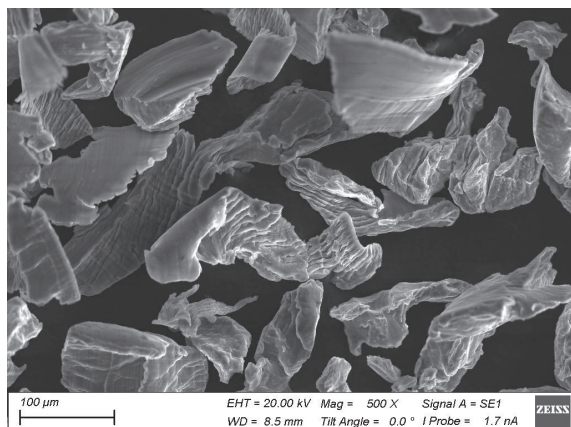
Растровые электронные изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния, полу-



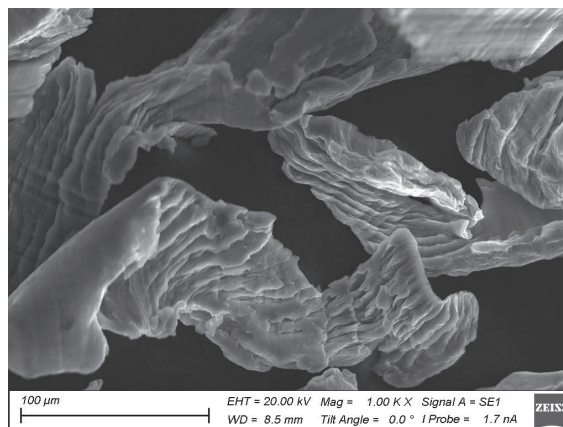
а



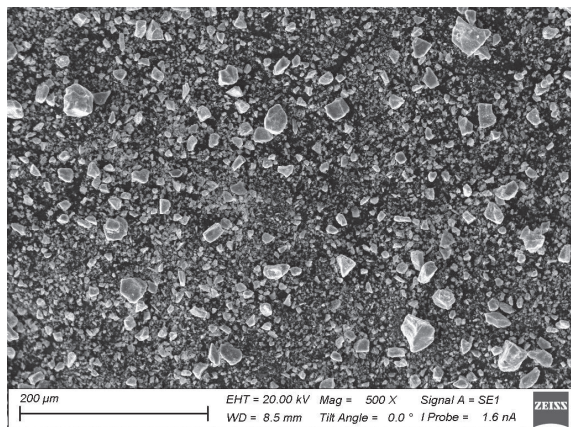
б



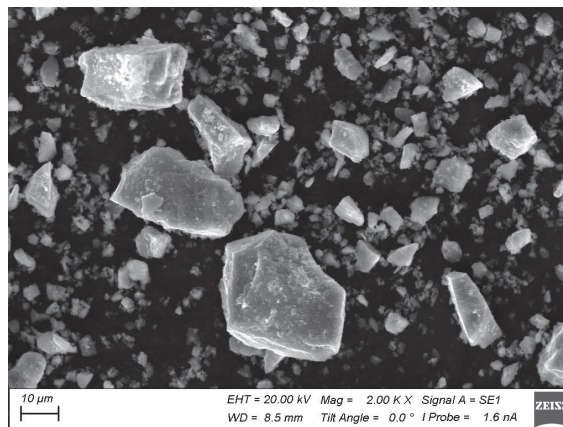
в



г



д



е

Рис. 1. РЭМ-изображения порошков алюминия (а, б), магния (в, г) и кремния (д, е)

Fig. 1. SEM microphotograph of aluminum (a, б), magnesium (в, г) and silicon (д, е) powders

ченные в результате съемки образцов после одного часа механической активации, показаны на рис. 5. Порошок представлен сферическими и эллипсоидными частицами алюминия размером в диапазоне 1...40 мкм (рис. 5, а-г). Присутствуют также конгломераты из сферических частиц размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков представлены в виде агломе-

ратов неправильной формы размерами от 3 до 40 мкм. Частицы порошка магния распределены по всему объему порошка (рис. 6, а). После механической активации порошков в течение одного часа присутствует большое количество деформированных частиц порошков (рис. 5 а, б).

После двух часов механической активации порошок также представлен сферическими и

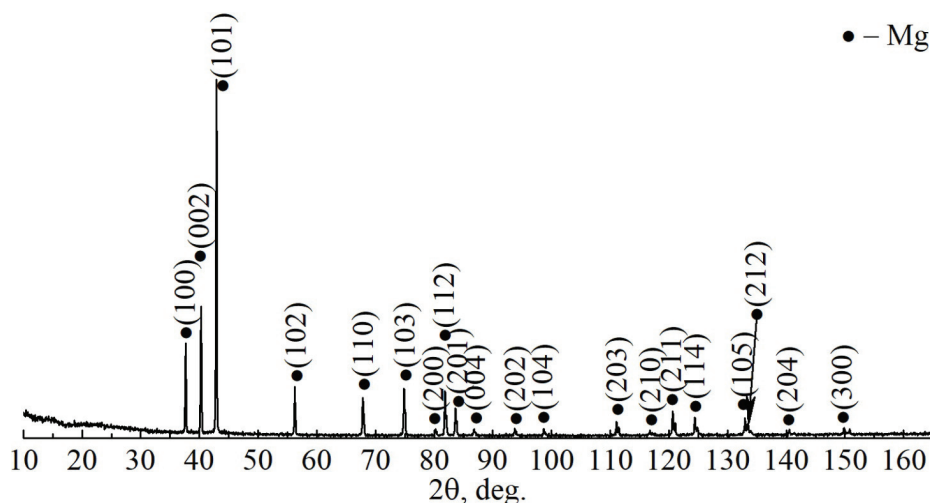


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка магния с выполненной идентификацией фаз

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of a magnesium powder sample with phase identification performed

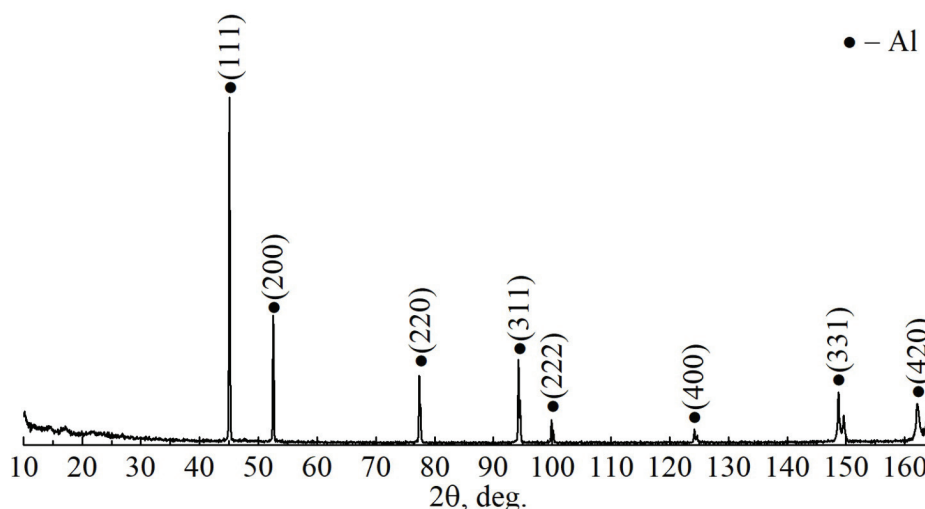


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка алюминия с выполненной идентификацией фаз

Fig. 3. X-ray diffraction pattern of an aluminum powder sample with phase identification performed

эллипсоидными (вытянутой формы) частицами алюминия размером в диапазоне 1...50 мкм (рис. 5, в, г, рис. 6, б). Присутствуют конгломераты из сферических частиц размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков также представлены в виде агломератов неправильной формы с размерами от 3 до 70 мкм (рис. 6, б). Согласно элементному анализу, проведенному методом картирования, частицы порошка магния распределены по всему объему порошка,

а также присутствуют в виде крупных (до 70 мкм) конгломератов (рис. 6, а). Порошок после двухчасовой активации был более насыщен кислородом, поэтому для дальнейших исследований время активации принято уменьшить и провести эксперимент по лазерному плавлению для порошковой композиции после часовой механообработки.

Таким образом, в результате эксперимента по формированию порошковой композиции

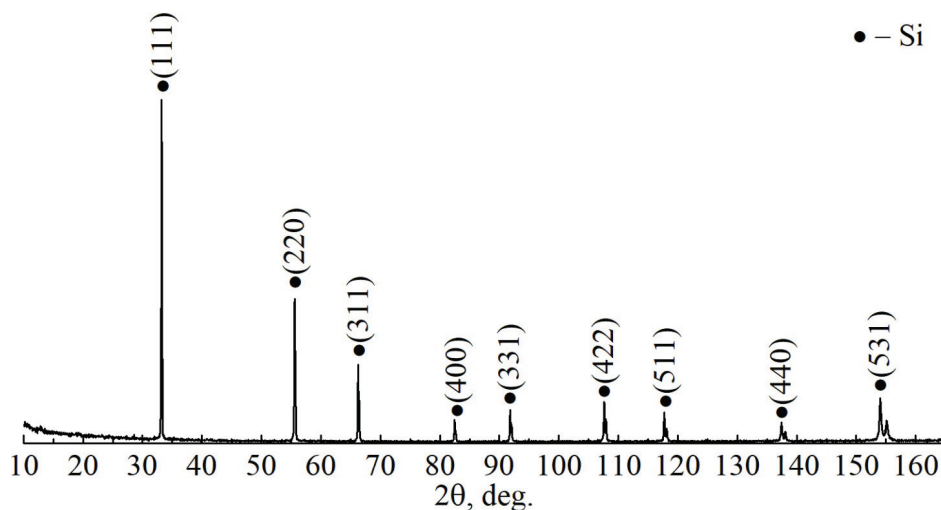
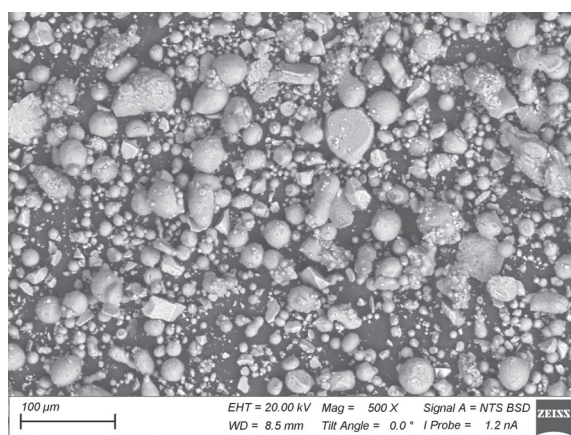
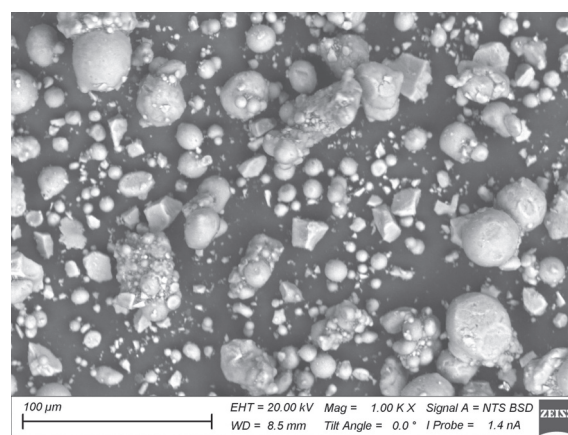


Рис. 4. Рентгеновская дифрактограмма образца порошка кремния с идентификацией фаз

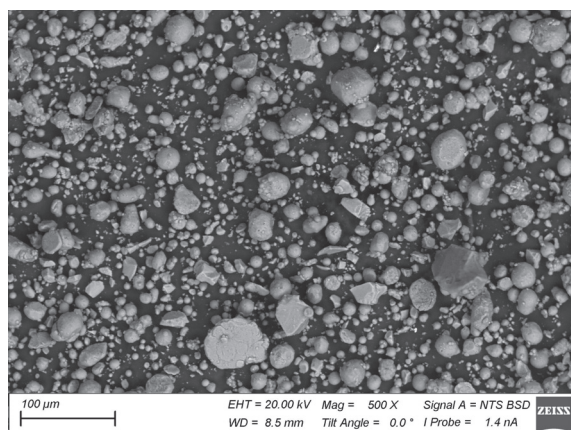
Fig. 4. X-ray diffraction pattern of a silicon powder sample with phase identification



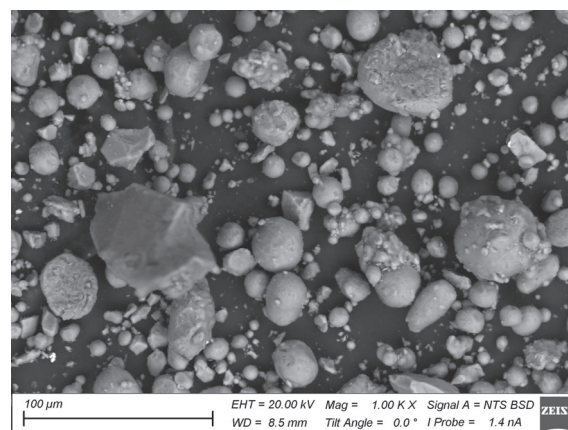
a



б



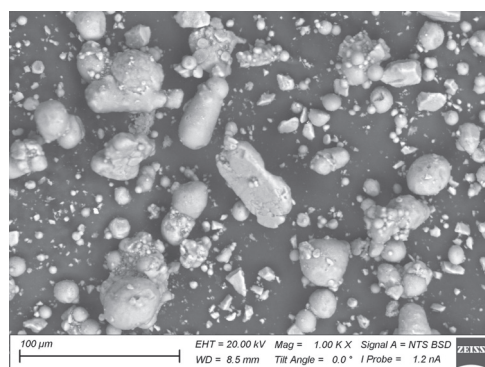
в



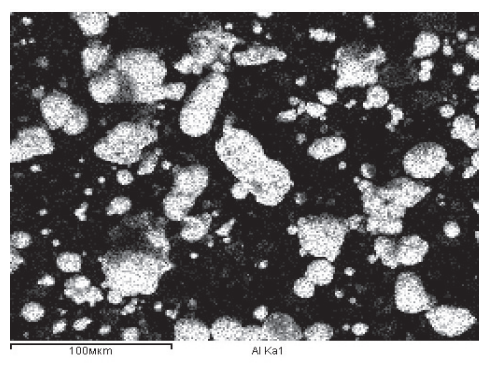
г

Рис. 5. РЭМ-изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния после 1 часа механической активации (*a, б*) и после 2 часов механической активации (*в, г*)

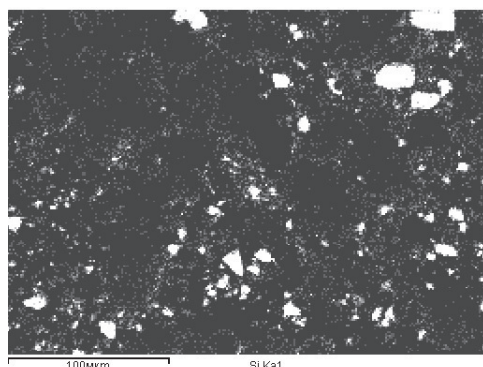
Fig. 5. SEM microphotograph of a mixture of aluminum, magnesium and silicon powders after 1 hour of mechanical activation (*a, б*) and after 2 hours of mechanical activation (*в, г*)



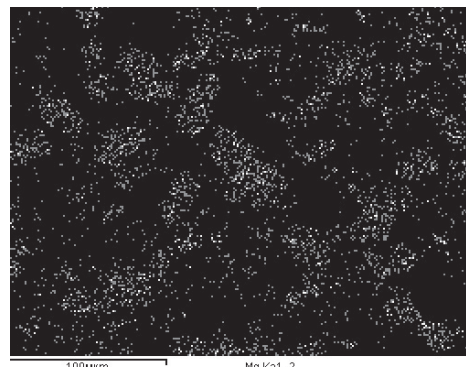
a



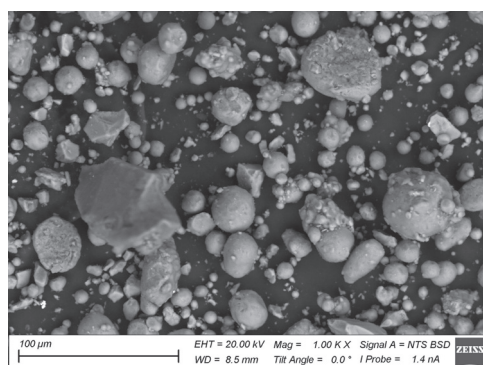
б



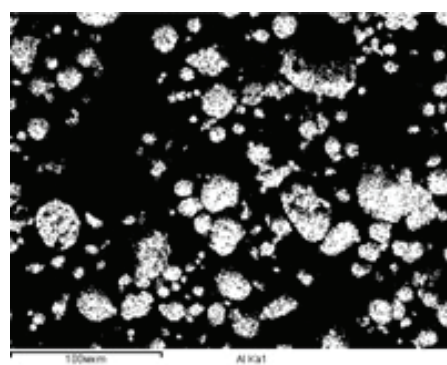
в



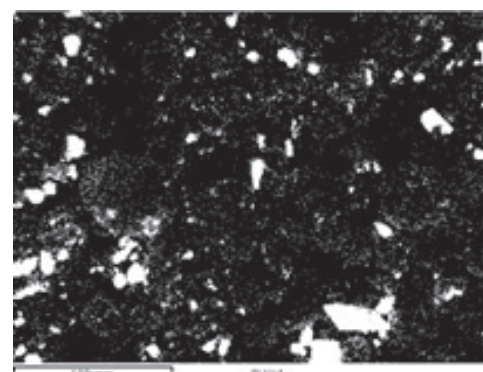
г



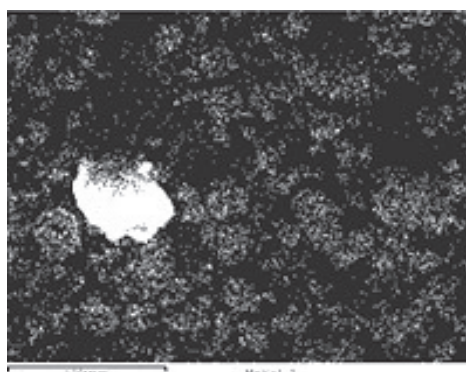
д



е



ж



з

Рис. 6. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) смеси порошков алюминия, магния и кремния после 1 часа механической активации (*a–г*) и после 2 часов механической активации (*д–з*)

Fig. 6. SEM microphotograph and element distribution maps of a mixture of aluminum, magnesium and silicon powders after 1 hour of mechanical activation (*a–г*) and after 2 hours of mechanical activation (*д–з*)

состава Al – 91 масс.%, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. % в шаровой мельнице для формирования сплава в процессе селективного лазерного плавления был получен сферический порошок. Именно сферический порошок считают квалифицированным сырьем для процесса СЛП, поскольку эта форма частиц в процессе лазерного воздействия позволяет увеличить как плотность нанесения порошка, так и реологические характеристики.

На рис. 7 изображена рентгеновская дифрактограмма с выполненной идентификацией фаз образца порошка, полученного перемешиванием в течение одного часа. Фазовый состав представлен двумя фазами: Al и Si. Объемная доля фазы алюминия составила 90 %, кремния – 10 %. Фаза магния не наблюдается в силу малой его объемной доли в исследуемых порошках.

Выращивание образцов осуществлялось на установке селективного лазерного плавления ВАРИСКАФ100МВС. Механическое шлифование образцов показало, что образец, полученный на следующих режимах: постоянная мощность лазера – 80 Вт, скорость сканирования луча лазера – 300 мм/с, шаг сканирования 90 мкм, толщина слоя 25 мкм, имел самую высокую прочность. Образцы, полученные на постоянной мощности, при остальных неизменных параметрах режима показали лучшую прочность (рис. 8, а), чем образцы, полученные на импульсном режиме (рис. 8, б). В процессе шлифования они выкра-

шивались, анализ микроструктуры показал много нерасплавленного порошка. Поэтому далее принято решение проводить эксперименты только при постоянной мощности лазера.

Легирование порошков в лаборатории значительно увеличит количество материалов, которые могут быть применены в СЛП. Особенно они облегчат разработку составов новых сплавов, способных использовать уникальную динамику затвердевания, обусловленную процессом плавления, а также увеличат производительность. Однако для получения деталей с однородной структурой и свойствами крайне важно подготовить сырье с контролируемым составом, что является сложной задачей при смешивании разнородных элементарных порошков.

В этом исследовании для уменьшения склонности элементов порошка к сегрегации была оценена методика получения порошковой композиции *путем механического перемешивания*. В процессе перемешивания порошок мелкого размера смешивается с более крупным.

Процесс механического смешивания предлагает интересный новый подход к получению более однородного порошкового исходного сырья, который в принципе может облегчить исследования конструкции сплава для применения в СЛП и облегчает разработку новых составов сплавов, имеющих уникальную структуру. Для получения деталей с однородной структурой и свойствами

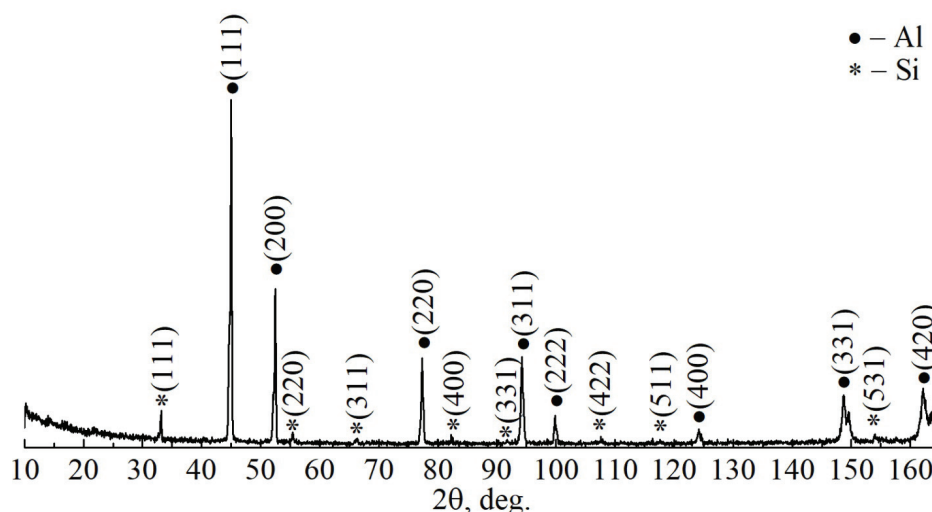


Рис. 7. Рентгеновская дифрактограмма с выполненной идентификацией фаз порошковой композиции Al-Si-Mg, полученной перемешиванием в течение 1 часа

Fig. 7. X-ray diffraction pattern with the phase identification of the Al-Si-Mg powder composition obtained by mixing for 1 hour

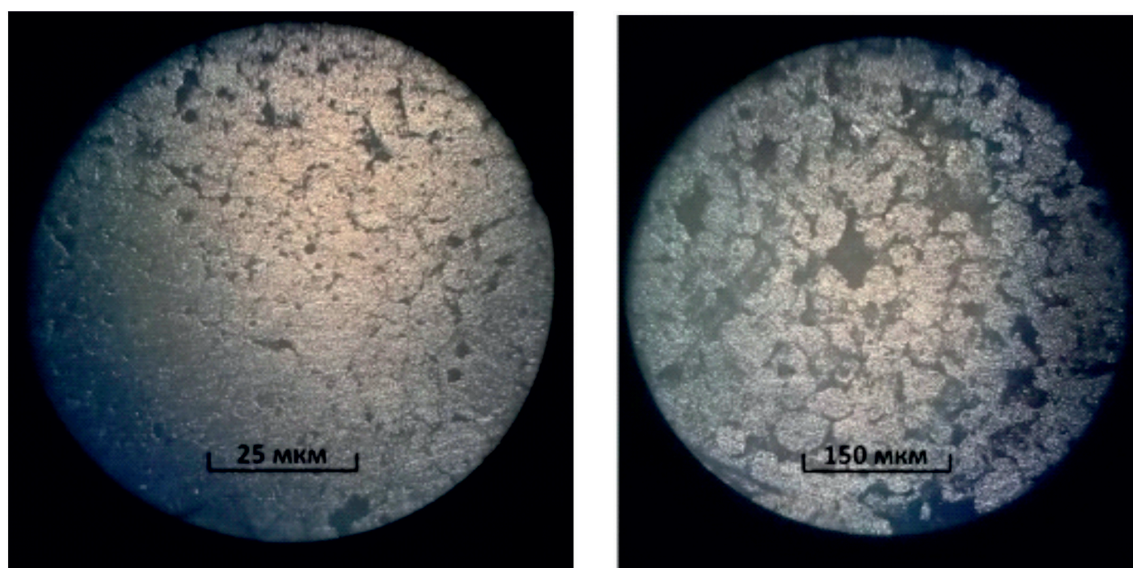

a
б

Рис. 8. Фотографии структур образцов, полученных методом СЛП из порошка после 1 часа механической активации, параметры режима:
 $V = 300$ мм/с, $s = 90$ мкм, $h = 25$ мкм: *a* – постоянная мощность $P = 80$ Вт; *б* – импульсный режим $P = 100$ Вт, $m = 5000$ Гц

Fig. 8. Photos of the structures of samples obtained by the SLM method from powder after 1 hour of mechanical activation, mode parameters:

$V = 300$ mm/s, $s = 90$ μ m, $h = 25$ μ m: *a* – constant power $P = 80$ W; *б* – pulse mode $P = 100$ W, $m = 5000$ Hz

крайне важно подготовить сырье с контролируемым составом. Структура сплавов, полученных в процессе СЛП, отличается от структуры сплавов, образованных традиционными методами литья, с точки зрения размера зерна, морфологии роста и фазового образования из-за быстрых циклов нагрева и охлаждения.

В результате экстремальных скоростей охлаждения обычно формируются более мелкие зерна ($\ll 1$ мкм) по сравнению с обычными методами затвердевания. Размеры зерен в деталях, образованных в процессе СЛП, можно контролировать путем изменения режимов процесса плавления, более высокая скорость сканирования и более низкая результирующая плотность энергии позволяют создавать более тонкие микроструктуры. Увеличение скорости сканирования обеспечивает большую степень охлаждения в ванне расплава, что приводит к более высокой скорости затвердевания и замедлению роста зерен.

Результаты проведенных исследований показывают, что исходные порошки магния, кремния и алюминия однофазны. Возможно присутствие примесных фаз, доля которых не превышает 5 об. %.

Механическое легирование порошковой композиции (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %) проведено посредством шаровой мельницы в течение одного часа в защитной среде аргона. Для смеси был взят порошок алюминия, кремния и магния размером 20...64 мкм. В порошковой композиции в процессе перемешивания образованы частицы сферической формы.

В последние годы было тщательно исследовано получение деталей методом СЛП за счет изменения режимов процесса: мощности лазера, скорости лазерного сканирования, размера луча, шага сканирования лазером. Настоящее исследование проводилось с использованием параметров процесса, приближающихся к такому оптимальному режиму плавления предварительно легированного Al-Si-Mg с гранулометрическим составом частиц 20...64 мкм.

Результаты поисковых экспериментов дали возможность увидеть, что образец, полученный на скорости 300 мм/с при механическом шлифовании, показал лучшую прочность. Описанное исследование обнаруживает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного

лазерного плавления, но для получения образцов с улучшенными механическими свойствами требуется проведение дополнительных поисковых экспериментов с варьированием скорости, диаметра луча лазера, изменения стратегии сканирования.

Выводы

Проведены исследования исходных порошков алюминия ПА-4 ГОСТ 6058–73, кремния ГОСТ 2169–69 и магния МПФ–4 ГОСТ 6001–79 методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, из которых видно, что порошки имеют однофазную структуру. Исследования растровых электронных изображений показали, что порошок алюминия представляет собой конгломераты из частиц неправильной формы размерами 1...20 мкм и более крупных частиц размерами 30...140 мкм. Однофазный порошок магния представлял собой смесь отдельных частиц с «чешуйчатой» структурой размерами в диапазоне 30...400 мкм. Элементный состав порошка соответствует магнию при наличии кислорода не более 2 мас. %. Однофазный порошок кремния состоял из конгломератов размером 0,5...45 мкм. Доля крупных конгломератов в порошке не превышала 15 об. %. Кроме того, в небольшом количестве присутствовали алюминий, титан, кальций и кислород (не более 4 %). Посредством перемешивания порошков в шаровой мельнице в течение одного и двух часов подготовлена порошковая композиция (Al – 91 мас.%, Si – 8 мас. %, Mg – 1 мас. %), которая применена для изготовления образцов.

Растровые электронные изображения смеси порошков алюминия, магния и кремния, полученные в результате съемки образцов после одного часа механической активации, показали, что порошок представлен сферическими и эллипсоидными частицами алюминия размером в диапазоне 1...40 мкм. Присутствуют также конгломераты из сферических частиц с размерами от 30 до 50 мкм. Частицы кремния в смеси порошков представлены в виде агломератов неправильной формы с размерами от 3 до 40 мкм. Частицы порошка магния распределены по всему объему порошка. Методом селективного лазерного плавления из порошковой композиции получены образцы на постоянном и импульсном

режиме. При постоянном режиме: $P = 80$ Вт, $V = 100$ мм/с, $V = 200$ мм/с, $V = 300$ мм/с, $V = 400$ мм/с, $s = 90$ мкм, $h = 25$ мкм. Параметры импульсного режима: $P = 100$ Вт, $m = 5000$ Гц, $V = 100$ мм/с, $V = 200$ мм/с, $V = 300$ мм/с, $V = 400$ мм/с, $s = 90$ мкм, $h = 25$ мкм. Результаты поисковых экспериментов показали, что образец, полученный при постоянной мощности и скорости 300 мм/с, имеет наибольшую прочность и не выкрашивается при шлифовании.

Описанное исследование обнаруживает возможность синтеза изделий из порошковой композиции алюминия, кремния и магния методом селективного лазерного плавления, но для получения образцов с улучшенными механическими свойствами требуется проведение дополнительных поисковых экспериментов с варьированием скорости, диаметра луча лазера, изменения стратегии сканирования.

В статье технология механического смешивания порошков представлена как методология приготовления однородного сырья для СЛП. Исследования по смешиванию элементарных порошков вызывают растущий интерес в сообществе аддитивных технологий для получения новых материалов.

Для селективного лазерного плавления разработан перспективный алюминиевый сплав Al – 91 мас. %, Si – 8 мас. %, Mg – 1 мас. %. Материал позволяет формировать мелкодисперсную структуру с низким уровнем пористости.

Список литературы

1. Khajavi S.H., Partanen J., Hölmstrom J. Additive manufacturing in the spare parts supply chain // *Computers in Industry*. – 2014. – Vol. 65. – P. 50–63.
2. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: on silicon morphology, texture and small-scale properties / F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, M. Haghshenas // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 783. – P. 139296.
3. Yadollahi A., Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities // *International Journal of Fatigue*. – 2017. – Vol. 98. – P. 14–31.
4. Advances in laser additive manufacturing of Ti-Nb alloys: from nanostructured powders to bulk objects / M.A. Khimich, K.A. Prosolov, T. Mishurova, S. Evsevlev, X. Monforte, A.H. Teuschl, P. Slezak, E.A. Ibragimov, A.A. Saprykin, Z.G. Kovalevskaya,

- A.I. Dmitriev, G. Bruno, Y.P. Sharkeev // *Nanomaterials*. – 2021. – Vol. 11 (5). – P. 1159.
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.
6. 3D printing of aluminum alloys: additive manufacturing of aluminum alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague // *Progress in Materials Science*. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578.
7. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM) / N.E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, N. Frage // *Materials Science and Engineering A*. – 2017. – Vol. 704. – P. 229–237.
8. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting / N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck // *Additive Manufacturing*. – 2014. – Vol. 1–4. – P. 77–86.
9. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy / K. Ma, H. Wen, T. Hu, T.D. Topping, D. Isheim, D.N. Seidman, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 62. – P. 141–155.
10. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges / W.E. King, A.T. Anderson, R.M. Ferencz, N.E. Hodge, C. Kamath, S.A. Khairallah // *Applied Physics Reviews*. – 2015. – Vol. 2 (4). – P. 41304. – DOI: 10.1063/1.4937809.
11. Saprykina N.A., Saprykin A.A., Arkhipova D.A. Influence of shielding gas and mechanical activation of metal powders on the quality of surface sintered layers // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 125 (1). – P. 012016.
12. Comparison of microstructure and mechanical properties of Scalmetalloy® produced by selective laser melting and laser metal deposition / M. Awd, J. Tenkamp, M. Hirtler, S. Siddique, M. Bambach, F. Walther // *Materials*. – 2017. – Vol. 11. – P. 1–17.
13. High power selective laser melting (HPSLM) of aluminum parts / D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, J. Bültmann // *Physics Procedia*. – 2011. – Vol. 12. – P. 271–278.
14. Effect of laser rescanning on the grain microstructure of a selective laser melted Al-Mg-Zr alloy / S. Griffiths, M.D. Rossell, J. Croteau, N.Q. Vo, D.C. Dunand, C. Leinenbach // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 143. – P. 34–42.
15. Lu Z., Zhang L.J. Thermodynamic description of the quaternary Al-Si-Mg-Sc system and its application to the design of novel Sc-additional A356 alloys // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 116. – P. 427–437.
16. Zhang D. Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling // *Progress in Materials Science*. – 2004. – Vol. 49. – P. 537–560.
17. Gu D., Wang H., Zhang G. Selective laser melting additive manufacturing of Ti-based nanocomposites: the role of nanopowder metal // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – Vol. 45. – P. 464–476.
18. Selective laser melting of the Ti-(40–50) wt.% Nb alloy / Y.P. Sharkeev, A.I. Dmitriev, A.G. Knyazeva, A.Yu. Eroshenko, A.A. Saprykin, M.A. Khimich, E.A. Ibragimov, I.A. Glukhov, A.M. Mairambekova, A.Y. Nikonov // *High Temperature Material Processes*. – 2017. – Vol. 21 (2). – P. 161–183.
19. Selective laser melting of magnesium / A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev, N.A. Saprykina, E.A. Ibragimov // *Key Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 839. – P. 144–149.
20. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57. – P. 133–164. – DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting

Natalia Saprykina^{1,a}, Valentina Chebodaeva^{2,b}, Alexandr Saprykin^{1,c}, Yurii Sharkeev^{2,d},
 Egor Ibragimov^{1,e}, Taisiya Guseva^{1,f}

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

² Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>, saprykina@tpu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-1980-3941>, vtina5@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>, sapraa@tpu.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.tsc.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>, egor83rus@tpu.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-3285-1673>, tsh2@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 August 2022

Revised: 31 August 2022

Accepted: 21 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Selective laser melting

Metal powder

Powder morphology

Additive technologies

X-ray diffraction analysis

Scanning electron microscopy

Al-Si-Mg alloy

Funding

The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation No. 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491>.

Acknowledgements

The authors are grateful to M.A. Khimich for assistance in conducting study. Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. The technology of selective laser melting is one of the key technologies in *Industry 4.0*, which allows manufacturing products of any complex geometric shape, reducing significantly the amount of material used, reducing the lead time and obtaining a new alloy from elementary powders in the melting process. To understand the process of alloy formation under laser exposure, it is necessary to know the initial data of powders, which significantly affect the quality of the products obtained. **The purpose of this study** is to determine the requirements for the structural-phase state, elemental composition of aluminum, silicon and magnesium powders and further preparation of *Al-Si-Mg* (Al — 91 wt.%, Si — 8 wt.%, Mg — 1 wt.%) powder mixture for laser synthesis. The initial powders of aluminum *PA-4* (*GOST 6058-73*), silicon (*GOST 2169-69*) and magnesium *MPF-4* (*GOST 6001-79*) and powder composition *Al-Si-Mg* are studied using X-ray diffraction and X-ray phase analysis. The shape and sizes of particles are determined by the studies of raster electronic images. By the method of selective laser melting, samples are obtained from a powder composition under constant and pulsed laser exposure. The composition is prepared by mixing powders in a globe mill. **Results and discussion.** It is shown that the initial powders of aluminum, silicon and magnesium are single-phase. Particles with a size of 20–64 μm, recommended for selective laser melting, are used to obtain a powder composition. By mixing the powders for one hour, spherical particles are obtained, which is preferable for laser melting. The results of grinding the samples after laser melting showed that the samples obtained under constant laser exposure at the following mode parameters: $P = 80$ W, $V = 300$ mm/s, $s = 90$ μm, $h = 25$ μm have the greatest mechanical strength. **Conclusions.** The described study shows the possibility of synthesizing products from a powder composition of aluminum, silicon and magnesium by selective laser melting.

For citation: Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 151–164. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164. (In Russian).

References

1. Khajavi S.H., Partanen J., Hölmstrom J. Additive manufacturing in the spare parts supply chain. *Computers in Industry*, 2014, vol. 65, pp. 50–63.

* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 National Research Tomsk Polytechnic University,
 30 Lenin Ave.,
 634050, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (923) 49-72-483, e-mail: saprykina@tpu.ru

2. Alghamdi F., Song X., Hadadzadeh A., Shalchi-Amirkhiz B., Mohammadi M., Haghshenas M. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: on silicon morphology, texture and small-scale properties. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 783, p. 139296.
3. Yadollahi A., Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 98, pp. 14–31.
4. Khimich M.A., Prosolov K.A., Mishurova T., Evsevelev S., Monforte X., Teuschl A.H., Slezak P., Ibragimov E.A., Saprykin A.A., Kovalevskaya Z.G., Dmitriev A.I., Bruno G., Sharkeev Y.P. Advances in laser additive manufacturing of Ti-Nb alloys: from nanostructured powders to bulk objects. *Nanomaterials*, 2021, vol. 11 (5), p. 1159.
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.
6. Aboulkhair N.T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. 3D printing of aluminum alloys: additive manufacturing of aluminum alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 2019, vol. 106, p. 100578.
7. Uzan N.E., Shneck R., Yeheskel O., Frage N. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering A*, 2017, vol. 704, pp. 229–237.
8. Aboulkhair N.T., Everitt N.M., Ashcroft I., Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2014, vol. 1–4, pp. 77–86.
9. Ma K., Wen H., Hu T., Topping T.D., Isheim D., Seidman D.N., Lavernia E.J., Schoenung J.M. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 62, pp. 141–155.
10. King W.E., Anderson A.T., Ferencz R.M., Hodge N.E., Kamath C., Khairallah S.A. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2 (4), p. 41304. DOI: 10.1063/1.4937809.
11. Saprykina N.A., Saprykin A.A., Arkhipova D.A. Influence of shielding gas and mechanical activation of metal powders on the quality of surface sintered layers. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 125 (1), p. 012016.
12. Awd M., Tenkamp J., Hirtler M., Siddique S., Bambach M., Walther F. Comparison of microstructure and mechanical properties of Scalmetalloy® produced by selective laser melting and laser metal deposition. *Materials*, 2017, vol. 11, pp. 1–17.
13. Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W., Bültmann J. High power selective laser melting (HPSLM) of aluminum parts. *Physics Procedia*, 2011, vol. 12, pp. 271–278.
14. Griffiths S., Rossell M.D., Croteau J., Vo N.Q., Dunand D.C., Leinenbach C. Effect of laser rescanning on the grain microstructure of a selective laser melted Al-Mg-Zr alloy. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 34–42.
15. Lu Z., Zhang L.J. Thermodynamic description of the quaternary Al-Si-Mg-Sc system and its application to the design of novel Sc-additional A356 alloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 116, pp. 427–437.
16. Zhang D. Processing of advanced materials using high-energy mechanical milling. *Progress in Materials Science*, 2004, vol. 49, pp. 537–560.
17. Gu D., Wang H., Zhang G. Selective laser melting additive manufacturing of Ti-based nanocomposites: the role of nanopowder metall. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 464–476.
18. Sharkeev Y.P., Dmitriev A.I., Knyazeva A.G., Eroshenko A.Yu., Saprykin A.A., Khimich M.A., Ibragimov E.A., Glukhov I.A., Mairambekova A.M., Nikonov A.Y. Selective laser melting of the Ti-(40–50) wt.% Nb alloy. *High Temperature Material Processes*, 2017, vol. 21 (2), pp. 161–183.
19. Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Saprykina N.A., Ibragimov E.A. Selective laser melting of magnesium. *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 839, pp. 144–149.
20. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57, pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

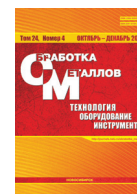
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние комплексного модифицирования на структуру и свойства серого чугуна триботехнического назначения

Денис Габец^{1,а}, Андрей Марков^{1,б}, Михаил Гурьев^{1,с}, Евгений Письменный^{2,д},
Алина Насырова^{3,е,*}

¹ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, пр. Ленина, 46, г. Барнаул, 656038, Россия

² АО «Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта», ул. 3-я Мытищинская, 10, г. Москва, 129851, Россия

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

^а  <https://orcid.org/0000-0003-0304-4407>,  gabets22@mail.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-3101-9711>,  andmarkov@inbox.ru,

^с  <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>,  gurievma@mail.ru, ^д  <https://orcid.org/0000-0002-7454-0830>,  pysmennyi.eug@gmail.com,

^е  <https://orcid.org/0000-0003-2551-3657>,  nasyrova.alina98@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-196.55

История статьи:

Поступила: 15 сентября 2022

Рецензирование: 29 сентября 2022

Принята к печати: 17 октября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Легирование чугуна

Модифицирование

Износостойкость

Ударный изгиб

Износостойкий чугун

Графитовые включения

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Подход, основанный на комплексном модифицировании чугунов, позволяет добиться существенного улучшения их механических свойств за счет изменения структуры металлической матрицы, а также формы графита и его распределения. **Целью работы** является изучение влияния легирующих элементов на структуру и механические свойства серого чугуна, предназначенного для эксплуатации в условиях фрикционного изнашивания. **Методы исследования.** В статье описан процесс получения комплексно-модифицированного чугуна, изучены его механические свойства и микроструктура. Проведены фратографические исследования динамически разрушенных образцов. Изучены детали строения структурных составляющих чугунов СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45. Проведены триботехнические испытания серых чугунов по схеме трения скольжения. **Результаты и их обсуждение.** Установлено, что комплексное модифицирование серого чугуна марки СЧ35 молибденом, никелем и ванадием позволяет повысить уровень его твердости до 295 НВ и предел прочности при растяжении до 470...505 МПа. Введение в состав серого чугуна никеля (0,4...0,7 масс. %), молибдена (0,4...0,7 масс. %) и ванадия (0,2...0,4 масс. %) приводит к двукратному уменьшению межпластинчатого расстояния в перлите, а также к измельчению зерна металлической матрицы. Длина графитных пластин в результате модифицирования чугуна уменьшается в 3–5 раз. Дополнительное влияние на предел прочности чугуна обусловлено легированием молибденом и ванадием феррита, выделяющегося по границам графитных включений. Легирование феррита молибденом и ванадием повышает уровень его микротвердости в 1,4 раза по сравнению с α-фазой серийного чугуна СЧ35. Представлены результаты триботехнических испытаний разработанного материала. **Заключение.** Установлено, что износ образцов из чугуна СЧКМ-45 примерно на 20...30 % ниже по сравнению с чугуном СЧ35 и на 10...15 % ниже по сравнению с чугуном ЧМН-35М. Фратографические исследования свидетельствуют о том, что комплексное легирование молибденом, ванадием и никелем способствует измельчению колоний перлита, что приводит к уменьшению размеров фасеток скола.

Для цитирования: Влияние комплексного модифицирования на структуру и свойства серого чугуна триботехнического назначения / Д.А. Габец, А.М. Марков, М.А. Гурьев, Е.А. Письменный, А.К. Насырова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 165–180. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-165-180.

Введение

Опыт эксплуатации различных типов оборудования позволяет сделать вывод о возможности применения низколегированных серых чугунов

для изготовления конструкций ответственного назначения [1–4]. К ним относятся, в частности, корпусные изделия, детали тормозных систем, рабочие части горнодобывающих машин, детали тележек железнодорожных вагонов. К чугунам, из которых они изготовлены, помимо высоких прочностных показателей предъявляются требования по обеспечению коррозионной стойкости, триботехнических свойств в условиях трения скольжения, ударно-фрикционного изнашивания

*Адрес для переписки

Насырова Алина Камильевна, м.н.с.

Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +79059376536, e-mail: nasyrova.alina98@mail.ru

ния. Учитывая роль структуры в формировании комплекса механических свойств чугунов, необходимо контролировать характерные для них особенности строения, в том числе неравномерность распределения графитных включений в объеме материала, присутствие зон отбела, являющихся причиной охрупчивания чугуна, и др. Улучшению структуры чугунов, снижению в них количества дефектов, а также повышению комплекса механических свойств способствует введение в сплавы различных легирующих добавок, в число которых входят никель, молибден, фосфор, ванадий, алюминий, бор и др. Роль легирующих элементов и модифицирующих добавок в формировании структуры и комплекса свойств чугунов отражена в работах [1–10].

Важнейшими структурными факторами, определяющими уровень механических свойств серых чугунов, являются форма, размеры и объемная доля графитных включений, а также характер их распределения в объеме материала [2, 9, 10]. Графитные пластины, распределенные в чугуне, могут, с одной стороны, рассматриваться в качестве естественных концентраторов механических напряжений, способствующих образованию трещин и разрушению материала, а с другой – в качестве «карманов», внутри которых сосредоточены микрообъемы твердой смазки, способствующей уменьшению коэффициента трения и, как следствие, увеличению срока службы пар трения. Распределенный в сером чугуне графит препятствует схватыванию поверхностей, входящих в узлы сухого трения скольжения [9–14].

Одно из основных требований, предъявляемых к чугунам, используемым для изготовления деталей железнодорожного транспорта, согласно ведомственным нормам РЖД связано с обеспечением предела прочности σ_B при деформации по схеме растяжения на уровне не менее 350 МПа при твердости в диапазоне 250...350 НВ. Типичные детали, изготовленные из этих материалов, должны обеспечивать не менее 160 тыс. км пробега железнодорожного транспорта. Поиск технических решений, обеспечивающих возможность повышения механических свойств чугунов, представляет собой актуальную задачу, имеющую прикладное значение. Одно из таких решений связано с легированием сплавов. Проведенные ранее исследования [1–14] свиде-

тельствуют о существенном влиянии на физико-механические свойства серых чугунов таких элементов, как никель, молибден и ванадий.

Разработанный ранее чугун марки ЧМН-35М [12], производство которого соответствует ТУ 0812-001-10036140–2014, не в полной мере обеспечивает требования, предъявляемые к деталям, работающим в условиях фрикционного воздействия. В первую очередь речь идет о жестких режимах эксплуатации оборудования (сухое трение скольжения с высоким уровнем контактных нагрузок). Экспериментально установлено, что в таких условиях на поверхностях деталей из чугуна ЧМН-35М возникают очаги схватывания, результатом развития которых является рост интенсивности изнашивания.

Цель настоящей работы связана с изучением влияния легирующих элементов (никель, молибден, ванадий) на структуру и механические свойства серого чугуна, предназначенного для изготовления элементов конструкций, эксплуатирующихся в условиях сухого трения скольжения.

В качестве основного параметра, контролируемого при выполнении исследования, выступал уровень временного сопротивления разрушению. Его величина составляла не менее 450 МПа (при твердости в диапазоне 250...350 НВ). Ограничивающим требованием являлась стоимость материала при условии гарантированного соблюдения минимального требуемого уровня предела прочности.

Методика исследований

В качестве базового материала для проведения исследований был выбран серый чугун марки СЧ35 ГОСТ 1412–85. Выплавку осуществляли в индукционной плавильной печи объемом 150 кг. В качестве шихты использовали лом 4А ГОСТ 2787–75 массой 100 кг. После расплава шихты и науглероживания материала производился отбор проб для оценки химического состава. С целью повышения прочностных свойств чугуна легировали никелем, молибденом и ванадием, концентрацию которых изменяли в пределах от 0,1 до 0,8 масс. %. Легирование выполняли путем внесения расчетного количества ферросплавов никеля, ванадия и молибдена непосредственно в расплав чугуна СЧ35. Темпера-

тура расплава перед сливом из печи составляла 1425...1440 °С. Время заливки форм не превышало пяти минут [11].

Для определения химического состава исследуемых материалов был использован оптико-эмиссионный спектрометр GNR Solaris CCD Plus.

Испытания образцов на растяжение осуществляли на универсальной электромеханической машине Instron 3360 согласно ГОСТ 27208–87. Отбор проб и изготовление образцов проводили в соответствии с ГОСТ 24648–90. Твердость чугунов определяли по ГОСТ 24648–90 на твердомере марки ИТРБ-3000. Исследования микроструктуры (ГОСТ 3443–87) проводили на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m с использованием программного обеспечения «Thixomet Pro» [15–26].

Микротвердость образцов оценивали согласно ГОСТ Р ИСО 6507–1–2007 на микротвердомере МН-6 при нагрузке 0,2452 Н. На поверхность каждого из слабопротравленных шлифов наносили массив отпечатков алмазной пирамиды в количестве 15х15 штук. Отпечатки, попавшие на границы феррит/перлит, феррит/графит, а также на пластины графита, при выполнении анализа не учитывались.

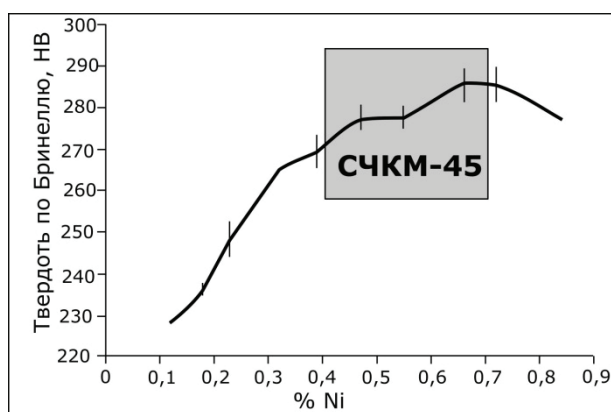
Оценку триботехнических свойств в условиях сухого трения выполняли по схеме «вал – колодка» на машине трения модели 2168 УМТ. Иссле-

дованию подвергались пары трения «исследуемый материал – сталь 30ХГСА/20ГЛ/09Г2С». Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре Metrosom в соответствии с ГОСТ 9454–78. Для проведения испытаний использовали образцы с концентратором напряжений U-образной формы глубиной 2 мм, нанесенным на проволоочном электроискровом станке Sodick AG400L.

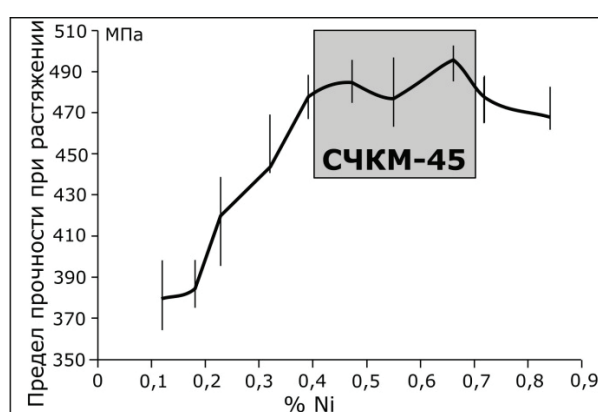
В качестве материала сравнения при проведении механических характеристик использовали чугун СЧ35 и его ближайший аналог чугун ЧМН-35М [12].

Результаты и их обсуждение

Для разработки химического состава чугуна СЧКМ-45, обладающего повышенным комплексом механических свойств, были проведены эксперименты, позволившие выбрать оптимальную концентрацию легирующих добавок. В соответствии с результатами проведенных исследований содержание никеля, обеспечивающее требуемый уровень твердости (не менее 250 НВ) составляет 0,4...0,7 масс. %. При этом величина предела прочности превышает 450 МПа (рис. 1) [11, 27]. Аналогичный вывод можно сделать относительно количества молибдена. Введение более 0,7 масс. % молибдена нерационально в связи с существенным ростом уровня твердо-



a



б

Рис. 1. Влияние концентрации никеля серого чугуна СЧКМ-45, содержащего 0,45 масс. % молибдена и 0,34 масс. % ванадия:

a – на твердость; *б* – на предел прочности

Fig. 1. Effect of nickel concentration in SChKM-45 gray cast iron containing 0.45 wt.% of molybdenum and 0.34 wt.% of vanadium:

a – on hardness; *б* – on ultimate strength

сти (более 350 НВ) и охрупчиванием материала. При этом величина предела прочности возрастает в меньшей степени (рис. 2) [11, 27].

Содержание ванадия, обеспечивающее выполнение требований по уровню твердости и предела прочности, находится в диапазоне от 0,2 до 0,4 масс. %. При введении этого элемента в количестве менее 0,2 масс. % уровень предела прочности не достигает 450 МПа. Превышение содержания ванадия более 0,4 мас. % сопрово-

ждается отбелом чугуна и появлением островков скелетной эвтектики. Следует подчеркнуть, что повышение содержания ванадия к росту предела прочности материала не приводит (рис. 3), а стоимость материала увеличивается. Отмеченное обстоятельство является одним из факторов, существенно ограничивающих эффективность легированного сплава [11, 27].

Результатом проведенных экспериментов по определению оптимального химического состава

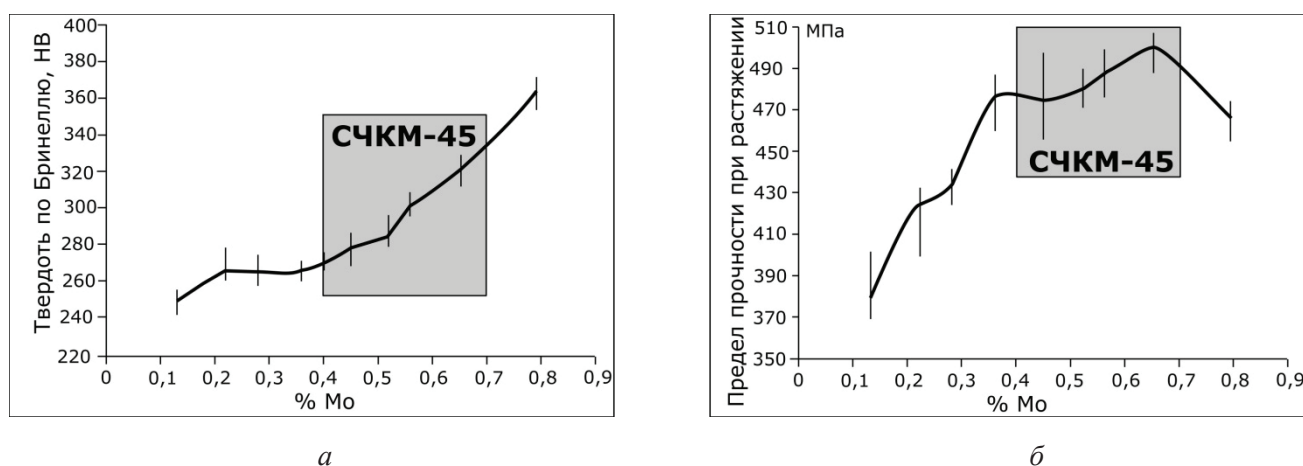


Рис. 2. Влияние концентрации молибдена серого чугуна СЧКМ-45, содержащего 0,52 масс. % никеля и 0,38 масс. % ванадия:

a – на твердость; *б* – на предел прочности

Fig. 2. Effect of molybdenum concentration in SChKM-45 gray cast iron containing 0.52 wt.% of nickel and 0.38 wt.% of vanadium:

a – on hardness; *b* – on ultimate strength

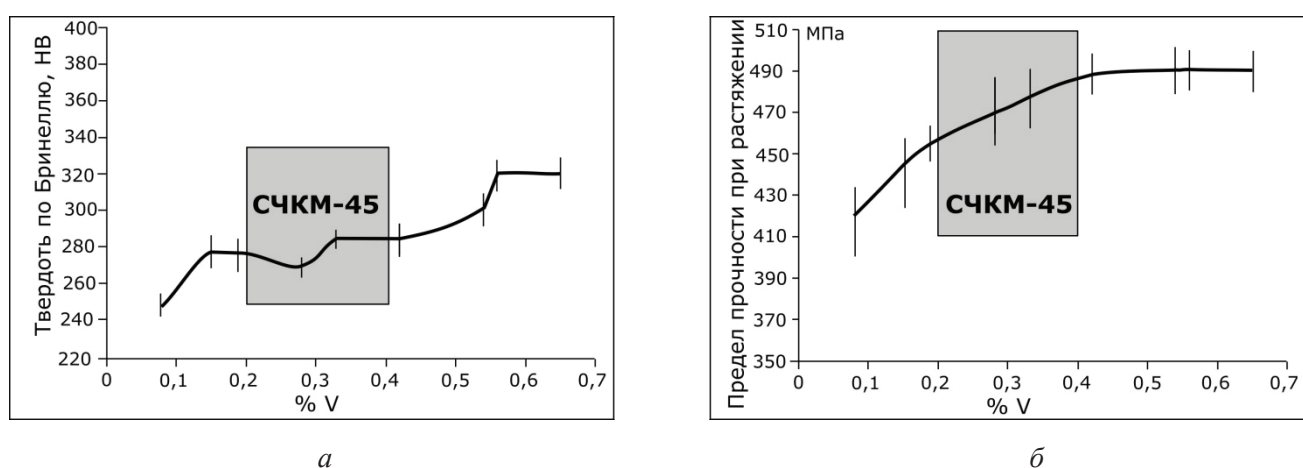


Рис. 3. Влияние концентрации ванадия серого чугуна СЧКМ-45, содержащего 0,6 масс. % молибдена и 0,55 масс. % никеля:

a – на твердость; *б* – на предел прочности

Fig. 3. Effect of vanadium concentration in SChKM-45 gray cast iron containing 0.6 wt.% of molybdenum and 0.55 wt.% of nickel:

a – on hardness; *b* – on ultimate strength

ва для сплава, обладающего высоким комплексом свойств, является разработка серого чугуна СЧКМ-45, легированного никелем, молибденом и ванадием. Авторство разработки закреплено патентом РФ на изобретение № 2733940 [13].

Химический состав сплавов СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45 представлен в табл. 1.

Механические свойства сплава СЧКМ-45 в сравнении со стандартным чугуном СЧ35 и разработанным ранее сплавом ЧМН-35М представлены в табл. 2.

Свойства серых легированных чугунов в значительной степени определяются строением его металлической матрицы, а также формой и характером распределения графитных включений. Результаты сравнительного анализа структуры анализируемых в работе чугунов представлены в табл. 3 [11].

Для чугуна СЧ35 характерно образование пластинчатых включений графита длиной от

~10 до ~200 мкм. Форма графита – пластинчатая, частично завихренная (рис. 4, а) [28, 29]. Чугун ЧМН-35 характеризуется равномерным распределением графитных включений, размеры которых находятся в диапазоне от ~10 до ~150 мкм (рис. 4, б) [11, 27]. Одновременное легирование чугуна такими элементами, как молибден и ванадий, способствует формированию соответствующих твердых растворов преимущественно в α-фазе, что способствует более высокой степени графитизации. Наряду с этим обогащенные молибденом и ванадием объемы расплава характеризуются повышенным количеством центров кристаллизации [28]. По мере повышения степени легирования размер графитных пластин в чугунах уменьшается. Длина графитных включений, наблюдаемых в чугуне СЧКМ-45 (10...110 мкм), примерно в два раза меньше по сравнению с серым чугуном СЧ35. Форма включений пластинчатая, частично завихренная (рис. 4, в).

Таблица 1

Table 1

Химический состав чугунов СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45
Chemical composition of SCh35, ChMN-35M and SChKM-45 cast irons

Марка чугуна / Cast iron grade	Массовая доля элементов, % Fe – остальное / Mass fraction of elements, % Fe – balance									
	C	Si	Mn	Mo	Ni	V	Cr	Cu	S	P
СЧ35 / SCh35	2,92	1,45	0,88	–	–	–	0,04	0,03	0,04	0,01
ЧМН-35М / ChMN-35M	2,85	1,39	0,86	0,82	0,75	–	0,05	0,03	0,03	0,02
СЧКМ-45/ SChKM-45	2,65	1,35	0,89	0,45	0,52	0,34	0,05	0,03	0,03	0,02

Таблица 2

Table 2

Механические свойства чугунов СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45
Mechanical properties of SCh35, ChMN-35M and SChKM-45 cast irons

Марка чугуна / Cast iron grade	Временное сопротивление при растяжении, МПа, не менее / Ultimate tensile strength, MPa, at least	Твердость по Бринеллю, HB / Brinell hardness, HB	
		от / from	до / to
СЧ35 / SCh35	345...365	272	288
ЧМН-35М / ChMN-35M	362...395	277	319
СЧКМ-45/ SChKM-45	470...505	268	321

Таблица 3

Table 3

Параметры структуры чугунов СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45
Structural parameters of SCh35, ChMN-35M and SChKM-45 cast irons

Характеристика микроструктуры по ГОСТ 3443–87 / Characteristic of microstructure according ISO 945–75	Марка чугуна / Cast iron grade		
	СЧ35 / SCh35	ЧМН-35М / ChMN-35M	СЧКМ-45 / SChKM-45
Форма включений графита, шкала 1А, ×100 / Shape of graphite inclusions, scale 1A, ×100	ПГф2 / vermicular	ПГф2 / vermicular	ПГф2 / vermicular
Длина включений графита, шкала 1Б, ×100 / Length of graphite inclusions, scale 1B, ×100	ПГд90 / 60...120 μm	ПГд45 / 30...60 μm	ПГд45 / 30...60 μm
Распределение включений графита, шкала 1В, ×100 / Distribution of graphite inclusions, scale 1B, ×100	ПГр6 / reticular	ПГр1 / equilibrium	ПГр1 / equilibrium
Вид структуры металлической основы чугуна, шкала 5, ×500 / Type of the structure of the metal base of cast iron, scale 5, ×500	Пт1 / lamellar pearlite	Пт1 / lamellar pearlite	Пт1 / lamellar pearlite
Количество включений графита, шкала 1Г, ×100 / Number of graphite inclusions, scale 1G, ×100	ПГ2 / ≤ 3 %	ПГ4 / 3...5 %	ПГ6 / 5...8 %
Содержание перлита и феррита в структуре чугуна, % шкала 6А, ×100 / The content of pearlite and ferrite in the structure of cast iron, % scale 6A, row 1, ×100	П(Ф0) / perlite ≥ 98 % ferrite ≤ 2 %	П92(Ф8) / perlite 90...94 % ferrite 6...10 %	П86(Ф14) / perlite 80...90 % ferrite 10...20 %
Дисперсность перлита / Perlite dispersion	ПД1,6 / distance between cementite plates ≥ 1.6 μm	ПД1,4 / distance between cementite plates 1.3...1.6 μm	ПД1,0 / distance between cementite plates 0.8...1.3 μm

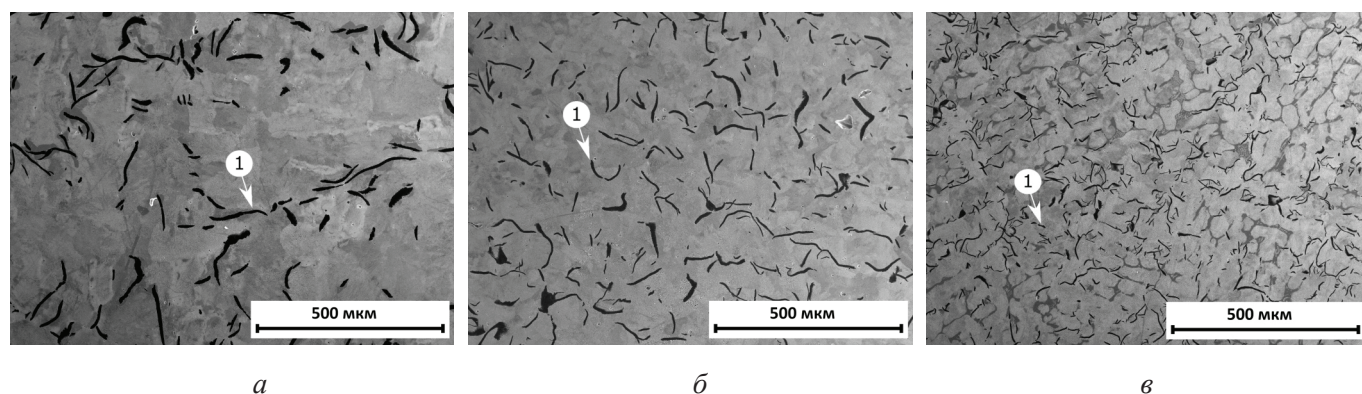


Рис. 4. Распределение графита в чугунах:

а – СЧ35; б – ЧМН-35М; в – СЧКМ-45 (цифрой 1 обозначен графит)

Fig. 4. Distribution of graphite in:

а – SCh35; б – ChMN-35M; в – SChKM-45 (number 1 denotes graphite)

Основной структурной составляющей металлических матриц всех трех марок чугунов является пластинчатый перлит. Его содержание колеблется от 92 об. % в сплаве ЧМН-35 до 100 % в чугуне СЧ35. Доля перлита в сплаве СЧКМ-45

составляет ~ 86 об. %. Таким образом, результатом введения в чугуны легирующих элементов является повышение в структуре доли ферритной составляющей [1, 2, 10, 31]. Влияние молибдена на объемную долю феррита более

существенное, поскольку он в большей степени растворяется в α -фазе по сравнению с ванадием. Отмечается также, что легирование молибденом и ванадием приводит к повышению термодинамической устойчивости феррита [31, 32].

Особенности строения металлической матрицы анализируемых чугунов, зафиксированные методом световой микроскопии, отражены на рис. 5. Феррит, выделившийся в чугунах

ЧМН-35 и СЧКМ-45, преимущественно локализован вблизи графитных включений. Причина этого явления обусловлена присутствием в сплавах никеля и молибдена, комплексное влияние которых приводит к тому же эффекту, что и снижение скорости охлаждения расплава. Таким образом, по краям графитных включений в указанных чугунах образуется ферритная оторочка [32, 33]. По данным энергодисперсионного анализа,

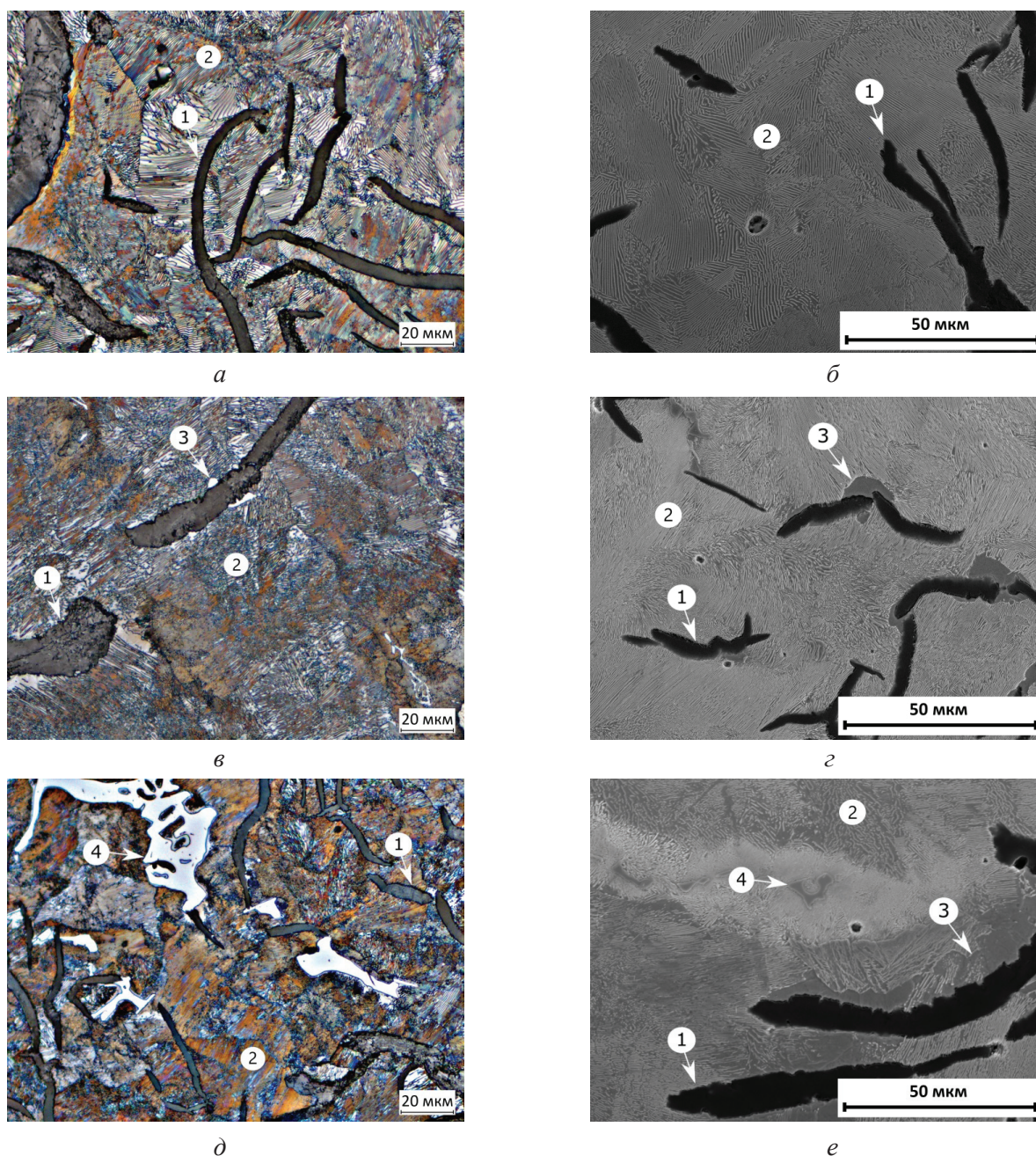


Рис. 5. Строение металлических матриц в чугунах:

a, б – СЧ35; *в, г* – ЧМН-35М; *д, е* – СЧКМ-45 (цифрой 1 обозначен графит; 2 – перлит; 3 – феррит; 4 – цементит)

Fig. 5. The structure of metal matrices in cast irons:

a, б – SCh35; *в, г* – ChMN-35M; *д, е* – SChKM-45 (number 1 denotes graphite; 2 – pearlite; 3 – ferrite; 4 – cementite)

феррит, наблюдаемый в чугунах ЧМН-35, легирован преимущественно молибденом. В феррите чугуна СЧКМ-45 наряду с молибденом зафиксирован также ванадий. Никель по объему исследуемых материалов распределен равномерно.

Результатом легирования сплавов молибденом и никелем является повышение дисперсности пластинчатого перлита. Причины этого эффекта отражены в работах [31–33]. В соответствии с ГОСТ 3443–87 в чугунах СЧ35 межпластинчатое расстояние соответствует ПД1,6 и составляет 2,2 мкм. Легирование чугуна молибденом и никелем приводит к снижению межпластинчатого расстояния до ~1,4...1,5 мкм (ПД1,4). Для перлита, наблюдаемого в чугунах СЧКМ-45, легированного молибденом никелем и ванадием, характерен еще более высокий уровень дисперсности (ПД1,0) [30, 34–36].

Результаты измерения микротвердости объемов структурно свободного феррита и пластинчатого перлита в анализируемых чугунах представлены в табл. 4. Сравнительный анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что с повышением степени легирования микротвердость отдельных структурных составляющих металлической матрицы возрастает [37, 38]. Методами структурного анализа установлено также, что в чугунах СЧКМ-45 в небольших количествах присутствует первичный цементит, размер частиц которого находится в диапазоне от ~ 8 до ~ 35 мкм (см. рис. 5, д). Аналогичный эффект описан в работах [31, 32].

В качестве критериев, характеризующих триботехнические свойства анализируемых материалов, использовали значения коэффициента трения и весовой износ элементов пары трения. Результаты испытаний образцов представлены в табл. 5. Полученные данные свидетельствуют

о высоких триботехнических свойствах чугуна СЧКМ-45. Величина износа образцов из этого сплава примерно в 1,3–1,8 раз ниже по сравнению с чугуном СЧ35 и в 1,1–1,2 раза – по сравнению с чугуном ЧМН-35М. Подтверждена эффективность комплексно легированного чугуна СЧКМ-45 при использовании его в парах трения со сталями 30ХГСА, 20ГЛ и 09Г2С [39, 40–42].

Данные фрактографических исследований, приведенные на рис. 6, позволяют сделать вывод о хрупком характере разрушения всех образцов. Хрупкость исследуемых сплавов, обусловленная присутствием графитных включений, резко снижает чувствительность серых чугунов к концентраторам напряжений. Изломы образцов из чугунов СЧ35 (рис. 6, а) и ЧМН-35М (рис. 6, б) одинаковы как в зонах зарождения, так и в зонах распространения трещин. Разрушение преимущественно происходит по транскристаллитному механизму с незначительной долей интеркристаллитной составляющей [11, 27, 39].

Изломы, представленные на рис. 6, имеют характерное фасеточное строение. Анализ их морфологии позволяет сделать вывод о том, что в зарождении и развитии трещин существенную роль сыграли графитные включения. В местах выхода на поверхность пластин графита зафиксированы микротрещины, уходящие в глубь материала. На образцах из легированного сплава ЧМН-35М строение поверхностей разрушения более однородное. Размер фасеток скола примерно в 1,5 раза меньше по сравнению с чугуном СЧ35, что объясняется более дисперсным строением металлической основы чугуна [11]. На рис. 6, в стрелками выделены зоны разрушения, характерные для транскристаллитного механизма материала. Формирование участков

Таблица 4

Table 4

Средние значения микротвердости структурных составляющих в сплавах СЧ35, ЧМН-35М и СЧКМ-45

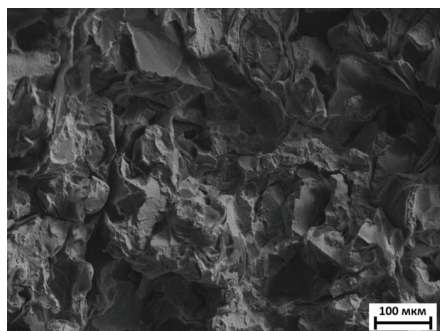
Average values of microhardness of structural components in SCh35, ChMN-35M and SChKM-45 alloys

Микротвердость / Microhardness	Марка чугуна / Cast iron grade		
	СЧ35/ SCh35	ЧМН-35М / ChMN-35M	СЧКМ-45 / SChKM-45
Феррит / Ferrite	195	235	270
Перлит / Perlite	290	315	370

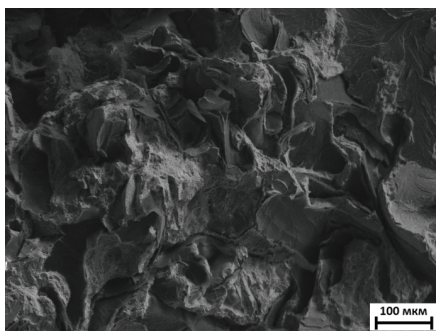
Результаты триботехнических испытаний материалов

Results of tribotechnical tests

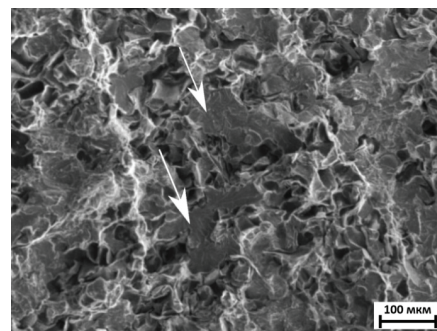
№ п/п	Пара трения (колотка – вал) / Friction pair (hob – shaft)	Коэффициент трения / Friction coefficient	Весовой износ, г / Weight wear, g		Суммарный износ, г / Total wear, g
			Колодка / Hob	Вал / Shaft	
1	СЧ35–30ХГСА / SCh35 – 0.3C-Cr-Mn-Si _(high quality)	0,11...0,13	0,11	0,84	0,95
2	ЧМН-35М–30ХГСА / ChMN-35M – 0.3C-Cr-Mn-Si _(high quality)	0,10...0,12	0,15	0,45	0,60
3	СЧКМ-45–30ХГСА / SChKM-45 – 0.3C-Cr-Mn-Si _(high quality)	0,10...0,12	0,10	0,43	0,53
4	СЧ35–20ГЛ / SCh35 – 0.2C-Mn _(cast)	0,11...0,13	0,24	0,86	1,10
5	ЧМН-35М–20ГЛ / ChMN-35 – 0.2C-Mn _(cast)	0,11...0,12	0,23	0,60	0,83
6	СЧКМ-45–20ГЛ / SChKM-45 – 0.2C-Mn _(cast)	0,12...0,12	0,22	0,58	0,80
7	СЧ35–09Г2С / SCh35 – 0.09C-2Mn-Si	0,13...0,14	0,40	0,45	0,95
8	ЧМН-35М–09Г2С / ChMN-35M – 0.09C-2Mn-Si	0,11...0,12	0,24	0,66	0,90
9	СЧКМ-45–09Г2С / SChKM-45 – 0.09C-2Mn-Si	0,11...0,12	0,20	0,55	0,75



а



б



в

Рис. 6. Структура изломов образцов после испытаний на ударный изгиб:

а – СЧ35; б – ЧМН-35М; в – СЧКМ-45

Fig. 6. Structure of fractures of cast irons after impact bending tests:

а – SCh35; б – ChMN-35M; в – SChKM-45

излома такого типа может объясняться прочностными свойствами металлической матрицы чугуна ЧМН-35М, а также повышенным уровнем релаксационных свойств материала, легированного молибденом и никелем. Однако на общую картину разрушения в целом легирование

чугуна молибденом и никелем существенного влияния не оказывает.

Комплексное легирование чугуна СЧКМ-45 молибденом, никелем и ванадием, сопровождающееся повышением дисперсности структуры перлита, приводит к существенному измельче-

нию фасеток скола (рис. 6, в). Примерно 30 % поверхности излома сформировано по механизму интеркристаллитного разрушения. Чувствительность чугуна СЧКМ-45 к наличию концентраторов напряжений также менее заметна, что свидетельствует об определяющей роли графитных включений пластинчатой морфологии в проявлении механизмов зарождения и развития трещин [11, 27, 39].

Выводы

1. Комплексное легирование молибденом, никелем и ванадием обеспечивает твердость серого чугуна СЧКМ-45 на уровне 295 НВ, а предел прочности при испытаниях по схеме растяжения на уровне 470...505 МПа, что превышает значения, соответствующие серому чугуну СЧ35 (290 НВ и 365 МПа соответственно).

2. Введение в серый чугун никеля (0,4...0,7 масс. %), молибдена (0,4...0,7 масс. %) и ванадия (0,2...0,4 масс. %) приводит к двукратному уменьшению межпластинчатого расстояния в перлите и уменьшению длины графитных включений. Указанные изменения являются факторами, объясняющими рост прочностных свойств легированного чугуна по сравнению со сплавом СЧ35.

3. Легирование серого чугуна молибденом и ванадием обеспечивает повышение микротвердости ферритных зерен, декорирующих графитные включения, примерно в 1,4 раза. Этот фактор оказывает дополнительное влияние на уровень прочностных свойств исследуемых материалов.

4. Легированный никелем, молибденом и ванадием чугун характеризуется более высоким комплексом триботехнических свойств по сравнению с серийным серым чугуном. Суммарный износ валов из чугуна СЧКМ-45 примерно в 1,3–1,8 раз ниже по сравнению с чугуном СЧ35, и в 1,1–1,2 раза – по сравнению с чугуном ЧМН-35М. Анализ результатов исследований свидетельствуют об эффективности использования чугуна СЧКМ-45 в парах трения с контртелами из сталей 30ХГСА, 20ГЛ и 09Г2С.

5. Зафиксированное методом фрактографических исследований комплексно легированного чугуна СЧКМ-45 существенное измельчение фасеток скола на изломах динамически разрушен-

ных образцов свидетельствует о повышенном уровне энергетических затрат на процесс разрушения материала по сравнению с нелегированным чугуном.

6. Химический состав чугуна, обеспечивающий требуемые параметры механических свойств (предел прочности при растяжении 450...505 МПа, твердость 265...330 НВ), включает: 2,3...2,8 % С, 1,3...1,5 % Si, 0,6...1,0 % Mn, 0,4...0,7 % Mo, 0,2...0,4 % V, 0,4...0,7 % Ni. В составе чугуна допустимо содержание не более 0,3 % Cr, 0,3 % Cu, 0,2 % P, 0,1 % S.

Список литературы

1. Bagesh B., Rahul K., Anil K.S. Effect on the mechanical properties of gray cast iron with variation of copper and molybdenum as alloying elements // International Journal of Engineering Research and Technology. – 2014. – Vol. 3 (5). – P. 81–84.

2. Effect on the mechanical properties of grey cast iron with variation of molybdenum and as – cast alloying elements / B. Sujith, S.R. Mukkolli, B.B. Harish, Z. Leman // Universal Journal of Mechanical Engineering. – 2020. – Vol. 8 (6). – P. 298–304. – DOI: 10.13189/ujme.2020.080602.

3. Effect of alloying elements W, Ti, Sn on microstructure and mechanical properties of gray iron 220 / A. Razaq, J. Zhou, T. Hussain, Z. Tu, Y. Yin, X. Ji, G. Xiao, X. Sen // China Foundry. – 2019. – Vol. 16. – P. 393–398. – DOI: 10.1007/s41230-019-9035-4.

4. Ankamma K. Effect of trace elements (boron and lead) on the properties of gray cast iron // Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. – 2014. – Vol. 95. – P. 19–26. – DOI: 10.1007/s40033-013-0031-3.

5. Effect of Ti-V-Nb-Mo addition on microstructure of high chromium cast iron / Y. Ma, X. Li, Y. Liu, S. Zhou // China Foundry. – 2012. – Vol. 9 (2). – P. 148–153.

6. Vadiraj A., Tiwari S. Effect of silicon on mechanical and wear properties of aluminium-alloyed gray cast iron // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – Vol. 23. – P. 3001–3006. – DOI: 10.1007/s11665-014-1040-6.

7. Hassani A., Habibolahzadeh A., Sadeghinejad S. Comparison of microstructural and tribological effects of low vanadium-low titanium additions to a gray cast iron // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22. – P. 267–282. – DOI: 10.1007/s11665-012-0229-9.

8. Hassani A., Habibolahzadeh A., Sadeghinejad S. Influence of vanadium and chromium additions on the wear resistance of a gray cast iron // International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. – 2012. –



Vol. 19. – P. 602–607. – DOI: 10.1007/s12613-012-0601-7.

9. Rana R. High-performance ferrous alloys. – Switzerland: Springer, 2021. – 624 p. – ISBN 978-3-030-53824-8. – DOI: 10.1007/978-3-030-53825-5-5.

10. Pero-Sanz Elorz J.A., Fernandez Gonzalez D., Verdeja L.F. Physical metallurgy of cast irons. – Switzerland: Springer, 2018. – 343 p. – DOI: 10.1007/978-3-319-97313-5-5.

11. Габец Д.А., Марков А.М. Исследование влияния легирующих элементов на структуру и свойства серых чугунов, работающих в условиях ударно-фрикционного износа // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 70–81. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.1-70-81.

12. Патент № 2562554 Российская Федерация. Чугун: № 2014118635: заявл. 08.05.2014: опубл. 12.08.2015, Бюл. № 25 / А.В. Габец, Д.А. Габец. – 5 с.

13. Патент № 2733940 Российская Федерация. Чугун: № 2020109253: заявл. 02.03.2020: опубл. 08.10.2020, Бюл. № 28 / Д.А. Габец, А.М. Марков. – 8 с.

14. Оценка влияния легирующих добавок на структуру и механические свойства серых чугунов / Д.А. Габец, А.М. Марков, А.В. Габец, Е.О. Чертовских // Ползуновский вестник. – 2018. – № 4 – С. 189–195.

15. Vander Voort G.F. Color metallography // ASM Handbook. Vol. 9. Metallography and Microstructures. – ASM International, 2004. – P. 493–512. – DOI: 10.1361/asmhba0003752.

16. Research on the origin of nonmetallic inclusions in high-strength low-alloy steel using automated feature analysis / A.A. Kazakov, S. Ryaboshuk, D. Lyubochko, L. Chigintsev // Microscopy and Microanalysis. – 2015. – Vol. 21 (3). – P. 1755. – DOI: 10.1017/s1431927615009551.

17. Kazakov A., Kovalev P., Ryaboshuk S. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products // CIS Iron and Steel Review. – 2007. – N 1–2. – P. 7–13.

18. Kazakov A., Kiselev D. Industrial application of Thixomet // Metallography, Microstructure, and Analysis. – 2016. – Vol. 5. – P. 294–301. – DOI: 10.1007/s13632-016-0289-6.

19. Vander Voort G.F. Computer-aided microstructural analysis of specialty steels // Materials Characterization. – 1991. – Vol. 27 (4). – P. 241–260. – DOI: 10.1016/1044-5803(91)90040-B.

20. Особенности методики подготовки образцов для автоматического анализа карбидной фазы стали X12Ф1 после цементации в вакууме с применением программного комплекса «Thixomet PRO» / С.Г. Иванов, А.М. Гурьев, С.А. Земляков, М.А. Гурьев, В.В. Романенко // Ползуновский вестник. – 2020. –

№ 2. – С. 165–168. – DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.02.031.

21. Разработка методики количественной оценки микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, С.В. Андреева, Л.С. Чигинцев, С.В. Головин, В.А. Егоров, С.И. Марков // Черные металлы. – 2007. – № 7–8. – С. 31–37.

22. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of Thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure // Microscopy and Microanalysis. – 2015. – Vol. 21 (3). – P. 457. – DOI: 10.13140/RG.2.1.2204.0720.

23. Исследование природы неметаллических включений в стали с помощью автоматического анализатора частиц / А.А. Казаков, Д.А. Любочко, С.В. Рябошук, Л.С. Чигинцев // Черные металлы. – 2014. – № 4 (988). – С. 37–42.

24. Разработка методики количественной оценки загрязненности низколегированных трубных сталей неметаллическими включениями с помощью автоматического анализа изображений / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, С.В. Андреева, А.А. Мясников, С.В. Головин, В.А. Егоров // Черные металлы. – 2007. – № 7–8. – С. 24–31.

25. Vander Voort G.F., Pakhomova O., Kazakov A. Evaluation of normal versus non-normal grain size distributions // Materials Performance and Characterization. – 2016. – Vol. 5 (5). – P. 521–534. – DOI: 10.1520/MPC20160001.

26. Казаков А.А., Казакова Е.И., Геллер Г.В. Оценка качества микроструктуры тиксотропных материалов // Цветные металлы. – 2007. – № 10. – С. 110–118.

27. Габец Д.А., Марков А.М., Габец А.В. Исследование влияния химического состава и структуры на механические свойства чугуна ЧМН-35М // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2017. – Т. 4, № 4. – С. 100–107.

28. Гиринович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.: Машиностроение, 1966. – 562 с.

29. Чигарев В.В., Рассохин Д.А., Лоза А.В. Изменение структуры и свойств литого металла легированием в отливках из чугуна и стали // Вестник Приазовского державного технического университета. Серия: Технические науки. – 2010. – Т. 21. – С. 61–66.

30. Семенов В.И., Чайкин А.В. Фазовые и структурные изменения в чугуне после модифицирования // Металлургия машиностроения. – 2006. – № 5. – С. 14–18.

31. ASM Handbook. Vol 22B. Metals process simulation / ed. by D.U. Furrer, S.L. Semiatin. – ASM International, 2010. – 695 p. – DOI: 10.31399/asm.hb.v22b.9781627081979.

32. ASM Handbook. Vol. 4. Heat Treating. – ASM International, 1991. – 2173 p. – DOI: 10.31399/asm.hb.v4.0871703793.
33. ASM Handbook. Vol. 15. Casting / ed. by S. Viswanathan, D. Apelian, R.J. Donahue, B. DasGupta, M. Gywn, J.L. Jorstad. – ASM International, 1998. – 2002 p. – DOI: 10.31399/asm.hb.v15.9781627081870.
34. Комаров О.С., Розенберг Е.В., Урбанович Н.И. Особенности модифицирования различных типов железоуглеродистых сплавов // Литье и металлургия. – 2015. – Т. 79, № 2. – С. 24–28.
35. Boulifaa M.I., Hadji A. Effect of alloying elements on the mechanical behavior and wear of austempered ductile iron // Mechanics and Industry. – 2015. – Vol. 16 (3). – P. 304. – DOI: 10.1051/meca/2015002.
36. Ларин Т.В., Асташкевич Б.М., Транковская Г.Р. Влияние ванадия, меди, алюминия на износостойкость и фрикционные свойства фосфористого чугуна для тормозных колодок // Вестник ВНИИЖТ. – 1986. – № 8. – С. 40–42.
37. Получение чугуна с шаровидным графитом «ЛС процессом» / А.И. Беляков, Л.А. Петров, В.В. Каменский, Т.А. Ахунов, В.П. Ершов // Литейное производство. – 1997. – № 5. – С. 20–21.
38. Корниенко Э.Н., Бикулов Р.А. Тяжелая лигатура для получения высокопрочного чугуна // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – № 2. – С. 3–5.
39. Габец Д.А., Марков А.М., Габец А.В. Специальный модифицированный чугун марки ЧМН-35М для тяжело нагруженных деталей тележки грузового вагона // Тяжелое машиностроение. – 2016. – № 1–2. – С. 23–26.
40. Vijeesh V., Prabhu K.N. Review of microstructure evolution in hypereutectic Al-Si alloys and its effect on wear properties // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2014. – Vol. 67 (1). – P. 1–18. – DOI: 10.1007/s12666-013-0327-x.
41. Effect of fluctuation and modification on microstructure and impact toughness of 20 wt.% Cr hypereutectic white cast iron / X. Zhi, J. Xing, H. Fu, Y. Gao // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. – 2008. – Vol. 39 (6). – P. 391–393. – DOI: 10.1002/mawe.200700219.
42. Повышение износостойкости фрикционных деталей из серого чугуна / Б.В. Борщ, А.В. Габец, А.В. Сухов, Г.А. Филиппов // Сталь. – 2014. – № 1. – С. 66–68.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



The effect of complex modification on the structure and properties of gray cast iron for tribotechnical application

Denis Gabets^{1, a}, Andrey Markov^{1, b}, Mikhail Guryev^{1, c}, Evgeny Pismenny^{2, d},
 Alina Nasyrova^{3, e, *}

¹ I.I. Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation

² Railway Research Institute of JSC Russian Railways, 10, 3rd Mytishchinskaya st., Moscow, 129851, Russian Federation

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-0304-4407>, gabets22@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-3101-9711>, andmarkov@inbox.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>, gurievma@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-7454-0830>, pysmennyi.eug@gmail.com,

^e <https://orcid.org/0000-0003-2551-3657>, nasyrova.alina98@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 September 2022

Revised: 29 September 2022

Accepted: 17 October 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Alloying of cast iron

Modification

Wear resistance

Impact bend

Wear resistant cast iron

Graphite inclusions

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. An approach based on the complex modification of cast irons makes it possible to improve its mechanical properties by changing the structure of the metal matrix, as well as the shape of graphite and its distribution. **The aim of this work** is to study the influence of alloying elements on the structure and mechanical properties of gray cast irons obtained for operation under friction wear conditions. **Research methods.** The paper describes the process of obtaining complex modified gray cast irons. Fractographic investigation of dynamically destroyed samples is carried out. Structure's features of *SCh35*, *ChMN-35M* and *SChKM-45* gray cast irons are studied. Tribological testing under sliding friction conditions is carried out. **Results and its discussion.** It is established that the complex modification of *SCh35* gray cast iron with molybdenum, nickel and vanadium makes it possible to increase its hardness to 295 HB and tensile strength to 470-505 MPa. Alloying with nickel (0.4-0.7 wt.%), molybdenum (0.4-0.7 wt.%) and vanadium (0.2-0.4 wt.%) leads to a decrease in the interlamellar distance of perlite by 2 times, as well as to the metal matrix grain refining. The length of graphite lamellas of modified cast irons is reduced by 3-5 times. An additional effect on the tensile strength of cast iron is due to the alloying of ferrite with molybdenum and vanadium, which is fallen out along the boundaries of graphite inclusions. Alloying of ferrite with molybdenum and vanadium increases the level of its microhardness by 1.4 times in comparison with the α -phase of *SCh35* serial cast iron. The results of tribotechnical tests of the designed materials are presented. **Conclusions.** It is established that the wear of specimens made of *SChKM-45* cast iron is approximately 20-30% lower compared to cast iron *SCh35* cast iron and 10-15% lower compared to *ChMN-35M* cast iron. Fractographic studies show that complex alloying with molybdenum, vanadium and nickel, contributing to the refining of pearlite colonies, leads to a decrease of the size of the cleavage facets.

For citation: Gabets D.A., Markov A.M., Guryev M.A., Pismenny E.A., Nasyrova A.K. The effect of complex modification on the structure and properties of gray cast iron for tribotechnical application. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 165–180. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-165-180. (In Russian).

References

1. Bagesh B., Rahul K., Anil K.S. Effect on the mechanical properties of gray cast iron with variation of copper and molybdenum as alloying elements. *International Journal of Engineering Research and Technology*, 2014, vol. 3 (5), pp. 81–84.
2. Sujith B., Mukkollu S.R., Harish B.B., Leman Z. Effect on the mechanical properties of grey cast iron with variation of molybdenum and as – cast alloying elements. *Universal Journal of Mechanical Engineering*, 2020, vol. 8 (6), pp. 298–304. DOI: 10.13189/ujme.2020.080602.

* Corresponding author

Alina Nasyrova K., Junior researcher

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +79059376536, e-mail: nasyrova.alina98@mail.ru

3. Razaq A., Zhou J., Hussain T., Tu Z., Yin Y., Ji X., Xiao G., Sen X. Effect of alloying elements W, Ti, Sn on microstructure and mechanical properties of gray iron 220. *China Foundry*, 2019, vol. 16, pp. 393–398. DOI: 10.1007/s41230-019-9035-4.
4. Ankamma K. Effect of trace elements (boron and lead) on the properties of gray cast iron. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series D*, 2014, vol. 95, pp. 19–26. DOI: 10.1007/s40033-013-0031-3.
5. Ma Y., Li X., Liu Y., Zhou S. Effect of Ti-V-Nb-Mo addition on microstructure of high chromium cast iron. *China Foundry*, 2012, vol. 9 (2), pp. 148–153.
6. Vadiraj A., Tiwari S. Effect of silicon on mechanical and wear properties of aluminium-alloyed gray cast iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, pp. 3001–3006. DOI: 10.1007/s11665-014-1040-6.
7. Hassani A., Habibolahzadeh A., Sadeghinejad S. Comparison of microstructural and tribological effects of low vanadium-low titanium additions to a gray cast iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, pp. 267–282. DOI: 10.1007/s11665-012-0229-9.
8. Hassani A., Habibolahzadeh A., Sadeghinejad S. Influence of vanadium and chromium additions on the wear resistance of a gray cast iron. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2012, vol. 19, pp. 602–607. DOI: 10.1007/s12613-012-0601-7.
9. Rana R. *High-performance ferrous alloys*. Switzerland, Springer, 2021. 624 p. ISBN 978-3-030-53824-8. DOI: 10.1007/978-3-030-53825-5-5.
10. Pero-Sanz Elorz J.A., Fernandez Gonzalez D., Verdeja L.F. *Physical metallurgy of cast irons*. Switzerland, Springer, 2018. 343 p. DOI: 10.1007/978-3-319-97313-5-5.
11. Gabets D.A., Markov A.M. Issledovanie vliyaniya legiruyushchikh elementov na strukturu i svoistva serykh chugunov, rabotayushchikh v usloviyakh udarno-friktsionnogo iznosa [Study of the influence of alloying elements on the structure and properties of gray cast iron operating under conditions of shock-friction wear]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 70–81. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.1-70-81.
12. Gabets A.V., Gabets D.A. *Chugun* [Cast iron]. Patent RF, no. 2562554, 2015.
13. Gabets D.A., Markov A.M. *Chugun* [Cast iron]. Patent RF, no. 2733940, 2020.
14. Gabets D.A., Markov A.M., Gabets A.V., Chertovskikh E.O. Otsenka vliyaniya legiruyushchikh dobavok na strukturu i mekhanicheskie svoistva serykh chugunov [Evaluation of the influence of alloying on the structure and mechanical properties of gray cast irons]. *Polzunovskii vestnik = Polzunov Bulletin*, 2018, no. 4, pp. 189–195.
15. Vander Voort G.F. Color metallography. *ASM Handbook*. Vol. 9. *Metallography and Microstructures*. ASM International, 2004, pp. 493–512. DOI: 10.1361/asmhba0003752.
16. Kazakov A.A., Ryaboshuk S., Lyubochko D., Chigintsev L. Research on the origin of nonmetallic inclusions in high-strength low-alloy steel using automated feature analysis. *Microscopy and Microanalysis*, 2015, vol. 21 (3), p. 1755. DOI: 10.1017/s1431927615009551.
17. Kazakov A., Kovalev P., Ryaboshuk S. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products. *CIS Iron and Steel Review*, 2007, no. 1–2, pp. 7–13.
18. Kazakov A., Kiselev D. Industrial application of Thixomet. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2016, vol. 5, pp. 294–301. DOI: 10.1007/s13632-016-0289-6.
19. Vander Voort G.F. Computer-aided microstructural analysis of specialty steels. *Materials Characterization*, 1991, vol. 27 (4), pp. 241–260. DOI: 10.1016/1044-5803(91)90040-B.
20. Ivanov S.G., Guriev A.M., Zemljakov S.A., Guriev M.A., Romanenko V.V. Osobennosti metodiki podgotovki obraztsov dlya avtomaticheskogo analiza karbidnoi fazy stali Kh12F1 posle tsementatsii v vakuumе s primeneniem programmnoгo kompleksa «Thixomet PRO» [Features of the method of preparation of samples for automatic analysis of the carbide phase of steel X12F1 on the program complex “Thixomet PRO” after carbonization in vacuum]. *Polzunovskiy vestnik = Polzunov Bulletin*, 2020, no. 2, pp. 165–168. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.02.031.
21. Kazakov A.A., Kiselev D.V., Andreeva S.V., Chigintsev L.S., Golovin S.V., Egorov V.A., Markov S.I. Razrabotka metodiki kolichestvennoi otsenki mikrostrukturnoi poloschatosti nizkolegirovannykh trubnykh stalei s pomoshch'yu avtomaticheskogo analiza izobrazhenii [Development of technique for quantifying microstructural banding of low-alloy pipe steels using automatic image analysis]. *Chernyye metally = Ferrous Metals*, 2007, no. 7–8, pp. 31–37.



22. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of Thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure. *Microscopy and Microanalysis*, 2015, vol. 21 (3), p. 457. DOI: 10.13140/RG.2.1.2204.0720.

23. Kazakov A.A., Lyubochko D.A., Ryaboshuk S.V., Chigintsev L.S. Issledovanie prirody nemetallicheskih vkluchenii v stali s pomoshch'yu avtomaticheskogo analizatora chastits [Investigation of the nature of non-metallic inclusions in HSLA steels using an automatic particle analyzer]. *Chernyye metally = Ferrous Metals*, 2014, no. 4 (988), pp. 37–42.

24. Kazakov A.A., Kiselev D.V., Andreeva S.V., Myasnikov A.A., Golovin S.V., Egorov V.A. Razrabotka metodiki kolichestvennoi otsenki zagryaznennosti nizkolegirovannykh trubnykh staley nemetallicheskim vklucheniyami s pomoshch'yu avtomaticheskogo analiza izobrazhenii [Development of a method for quantifying the contamination of low-alloy pipe steels with non-metallic inclusions using automatic image analysis]. *Chernyye metally = Ferrous Metals*, 2007, no. 7–8, pp. 24–31.

25. Vander Voort G.F., Pakhomova O., Kazakov A. Evaluation of normal versus non-normal grain size distributions. *Materials Performance and Characterization*, 2016, vol. 5 (5), pp. 521–534. DOI: 10.1520/MPC20160001.

26. Kazakov A.A., Kazakova E.I., Geller G.V. Otsenka kachestva mikrostruktury tiksotropnykh materialov [Evaluation of the quality of the microstructure of thixotropic materials]. *Tsvetnyye metally*, 2007, no. 10, pp. 110–118. (In Russian).

27. Gabets D.A., Markov A.M., Gabets A.V. Issledovanie vliyaniya khimicheskogo sostava i struktury na mekhanicheskie svoystva chuguna ChMN-35M [Investigation of chemical composition and material structure influence on mechanical properties of special cast iron]. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii = Actual Problems in Mechanical Engineering*, 2017, vol. 4, no. 4, pp. 100–107. (In Russian).

28. Girshovich N.G. *Kristallizatsiya i svoystva chuguna v otlivkakh* [Crystallization and properties of cast iron in castings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1966. 562 p.

29. Chigarev V.V., Rassokhin D.A., Loza A.V. Izmenenie struktury i svoystv litogo metalla legirovaniem v otlivkakh iz chuguna i stali [Modification of the structure and properties of cast metal by means of alloying in castings, made of iron and steel]. *Vestnik Priazovskogo derzhavnogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, 2010, vol. 21, pp. 61–66. (In Russian).

30. Semenov V.I., Chaikin A.V. Fazovye i strukturnye izmeneniya v chugune posle modifitsirovaniya [Phase and structural changes in cast iron upon inoculation]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2006, no. 5, pp. 14–18.

31. Furrer D.U., Semiatin S.L., eds. *ASM Handbook*. Vol 22B. *Metals process simulation*. ASM International, 2010. 695 p. DOI: 10.31399/asm.hb.v22b.9781627081979.

32. *ASM Handbook*. Vol. 4. *Heat Treating*. ASM International, 1991. 2173 p. DOI: 10.31399/asm.hb.v4.0871703793.

33. Viswanathan S., Apelian D., Donahue R.J., DasGupta B., Gwyn M., Jorstad J.L., eds. *ASM Handbook*. Vol. 15. *Castings*. ASM International, 1998. 2002 p. DOI: 10.31399/asm.hb.v15.9781627081870.

34. Komarov O.S., Rozenberg E.V., Urbanovich N.I. Osobennosti modifitsirovaniya razlichnykh tipov zhelezouglerodistykh splavov [Features modifying various types of iron-carbon alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2015, vol. 79, no. 2, pp. 24–28.

35. Boulifaa M.I., Hadji A. Effect of alloying elements on the mechanical behavior and wear of austempered ductile iron. *Mechanics and Industry*, 2015, vol. 16 (3), p. 304. DOI: 10.1051/meca/2015002.

36. Larin T.V., Astashkevich B.M., Trankovskaya G.R. Vliyanie vanadiya, medi, alyuminiya na iznosostoikost' i friksionnye svoystva fosforistogo chuguna dlya tormoznykh kolodok [Influence of vanadium, copper, aluminum on the wear resistance and frictional properties of phosphorous cast iron for brake pads]. *Vestnik nauchno-issledovatel'skogo instituta zheleznodorozhnogo transporta = Vestnik of the Railway Research Institute*, 1986, no. 8, pp. 40–42.

37. Belyakov A.I., Petrov L.A., Kaminskij V.V., Akhunov T.A., Ershov V.P. Poluchenie chuguna s sharovidnym grafitom «LS protsessom» [Making spheroidal graphite cast iron by the LS-process]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 1997, no. 5, pp. 20–21.

38. Kornienko E.N., Bikulov R.A. Tyazhelaya ligatura dlya polucheniya vysokoprochnogo chuguna [Heavy master alloy for producing ductile iron]. *Zagotovitel'nyye proizvodstva v mashinostroyenii = Blanking productions in mechanical engineering*, 2009, no. 2, pp. 3–5.

39. Gabets D.A., Markov A.M., Gabets A.V. Spetsial'nyi modifitsirovannyi chugun marki ChMN-35M dlya tyazhelo nagruzhennykh detalei telezhki gruzovogo vagona [Special modified ЧМН-35М cast iron for heavily loaded parts of a freight car bogie]. *Tyazheloe mashinostroenie = Russian Journal of Heavy Machinery*, 2016, no. 1–2, pp. 23–26. (In Russian).

40. Vijeesh V., Prabhu K.N. Review of microstructure evolution in hypereutectic Al-Si alloys and its effect on wear properties. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2014, vol. 67 (1), pp. 1–18. DOI: 10.1007/s12666-013-0327-x.

41. Zhi X., Xing J., Fu H., Gao Y. Effect of fluctuation and modification on microstructure and impact toughness of 20 wt.% Cr hypereutectic white cast iron. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2008, vol. 39 (6), pp. 391–393. DOI: 10.1002/mawe.200700219.

42. Borshch B.V., Gabets A.V., Sukhov A.V., Filippov G.A. Povyshenie iznosostoikosti friktsionnykh detalei iz serogo chuguna [Increased wear resistance of friction parts made of gray cast iron]. *Stal' = Steel in Translation*, 2014, no. 1, pp. 66–68. (In Russian).

Conflicts of Interest

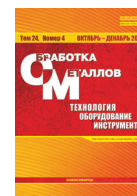
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Оценка остаточных напряжений в кристаллических фазах высокоэнтропийных сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$

Иван Иванов^{1, a, *}, Александр Юргин^{1, b}, Игорь Насенник^{1, c}, Константин Купер^{2, 3, d}

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

² Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. Академика Лаврентьева, 11, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Никольский пр., 1, Кольцово, 630559, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>,  i.ivanov@corp.nstu.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0473-7627>,  yurgin2012@yandex.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0937-5004>,  goga.mer@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5017-6248>,  k.e.kuper@inp.nsk.su

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 538.911

История статьи:

Поступила: 13 сентября 2022

Рецензирование: 26 сентября 2022

Принята к печати: 06 октября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Высокоэнтропийные сплавы

$Al_xCoCrFeNi$

Пластическая деформация

Остаточные напряжения

Дифракция синхротронного рентгеновского излучения

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 20-73-10215 «In-situ исследование эволюции дислокационной структуры пластически деформированных высокоэнтропийных сплавов в условиях действия высоких давлений и температур с применением синхротронного излучения». Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Для всех пластически деформированных металлических сплавов характерно наличие дефектов кристаллической структуры, повышающих внутреннюю энергию системы. Эти дефекты также приводят к появлению остаточных напряжений, которые оказывают сложное влияние на свойства материала. Наиболее критичными с точки зрения эксплуатации изделия часто оказываются макронапряжения, которые могут приводить к его короблению, снижению коррозионной стойкости и изменению прочностных характеристик. **Целью данной работы являлась оценка** остаточных напряжений фазы с примитивной кубической решеткой, характерной для высокоэнтропийных сплавов $Al_{0.6}CoCrFeNi$ и $AlCoCrFeNi$. **Методы исследования.** Кристаллическое строение сплавов исследовалось с использованием метода рентгеноструктурного анализа. Эксперименты по рентгеноструктурному анализу проводили в Сибирском центре синхротронного и терагерцового излучения на ускорителе ВЭПП-4 (г. Новосибирск, ИЯФ СО РАН, линия 5-А «Рентгеновская микроскопия и томография»). Исследования с использованием синхротронного излучения были проведены в режиме «на просвет». Оценка остаточных макронапряжений кристаллических фаз сплавов $Al_{0.6}CoCrFeNi$ и $AlCoCrFeNi$ основывалась на анализе изменения формы дифракционных колец при изменении азимутального угла χ . **Материалы исследования.** В данной работе объектами исследований являлись слитки высокоэнтропийных сплавов $Al_{0.6}CoCrFeNi$ и $AlCoCrFeNi$. Слитки были получены из чистых металлов методом аргонодуговой плавки с охлаждением на медной подложке. Для проведения дальнейших исследований из слитков вырезались цилиндрические образцы, которые подвергались пластической деформации по схеме одноосного сжатия. **Результаты и обсуждение.** Результаты анализа указывают на тот факт, что в сплаве $Al_{0.6}CoCrFeNi$ для данной фазы характерно наличие более высоких значений макронапряжений по сравнению со сплавом $AlCoCrFeNi$. Остаточная деформация решетки B2 фазы вдоль направления [100], входящей в состав сплава $AlCoCrFeNi$, составила 2,5 % при внешней нагрузке 2500 МПа, в то время как значение искажения решетки данной фазы для сплава $Al_{0.6}CoCrFeNi$ равно 5,5 % при аналогичных внешних условиях. Кроме того, пластическая деформация ВЭС $Al_{0.6}CoCrFeNi$ не привела к его разрушению. Это позволяет сделать вывод, что повышенная пластичность данного сплава связана не только с наличием фазы с гранецентрированной кубической решеткой, но и повышенной податливостью фазы с примитивной решеткой.

Для цитирования: Оценка остаточных напряжений в кристаллических фазах высокоэнтропийных сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$ / И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.Е. Насенник, К.Э. Купер // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 181–191. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24-4-181-191.

*Адрес для переписки

Иванов Иван Владимирович, к.т.н.

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

Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: i.ivanov@corp.nstu.ru

Введение

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) являются новым и одним из наиболее многообещающих классов материалов [1–6]. Благодаря своей структуре они обладают высокими показателями механических и физических свойств, что делает

их перспективными для применения в самых различных областях промышленности.

Высокие ожидания относительно возможностей применения ВЭС во многом обусловлены их высокой фазовой стабильностью [7, 8]. Известно, что для ВЭС характерно образование фаз с кубическими кристаллическими решетками [9, 10]. Изначально считалось, что расположение атомов в структуре ВЭС является полностью случайным, что должно было обуславливать их высокие механические и физические свойства. Однако в последнее время все чаще стали появляться работы, в которых показано, что в ВЭС присутствуют дополнительные фазы, для которых характерно закономерное, а не случайное расположение атомов в структуре [11–14]. Зачастую эти фазы появляются в структуре ВЭС при длительном термическом воздействии [15, 16]. Так, например, известно, что в некоторых сплавах системы $Al_xCoCrFeNi$ формируются упорядоченные $B2$ и $L1_2$ фазы, характеризующиеся примитивной кубической решеткой [17–19]. Благодаря возможности гибкого регулирования фазового состава путем изменения содержания алюминия система сплавов $Al_xCoCrFeNi$ является наиболее многообещающей среди всех высокоэнтропийных сплавов.

Отдельным вопросом является развитие деформационно- и термически напряженных состояний в пределах заготовок, полученных из высокоэнтропийных сплавов. Хорошо известно, что энергия пластической деформации накапливается в структуре металлических сплавов в виде остаточных напряжений. Различают следующие виды внутренних напряжений: макронапряжения; микронапряжения и статические искажения решетки [20]. Данные напряжения оказывают влияние на ряд свойств материалов. Перспективы использования ВЭС в качестве конструкционных и функциональных материалов требуют от ученых и инженеров понимания процессов развития внутренних напряжений в пределах кристаллических фаз, составляющих ВЭС. Однако на данный момент в литературных источниках не представлено исследований остаточных напряжений и остаточных деформаций высокоэнтропийных сплавов, в частности, системы $Al_xCoCrFeNi$.

Целью настоящей работы являлась оценка остаточных деформаций фаз высокоэнтропий-

ных сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$ после холодной пластической деформации. Для этого были проведены эксперименты по пластической деформации сплавов $Al_{0,6}CoCrFeNi$ и $AlCoCrFeNi$ методом осевого сжатия и расчет остаточных деформаций методом дифракции рентгеновского синхротронного излучения. Результаты работы позволяют сделать выводы о механических свойствах фаз высокоэнтропийных сплавов.

Методика исследований

В данной работе объектами исследований являлись слитки высокоэнтропийных сплавов $Al_{0,6}CoCrFeNi$ и $AlCoCrFeNi$. Слитки были получены из чистых металлов методом аргонодуговой плавки с охлаждением на медной подложке. Форма слитков была близка к цилиндрической. Высота полученных заготовок составляла около 10 мм, диаметр около 20 мм. С целью наиболее равномерного распределения химических элементов переплав осуществлялся не менее 10 раз. Потеря массы при выплавке не превышала 0,2 %. Элементный состав слитков оценивали методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием сканирующего электронного микроскопа *Carl Zeiss EVO50 XVP* и энергодисперсионного детектора *Oxford Instruments X-Act*. Конечное значение элементного состава определялось путем усреднения значений не менее чем с двадцати различных областей слитка. Согласно полученным данным отклонение состава от номинального не превышало 0,6 %.

Для проведения дальнейших исследований из слитков вырезались цилиндрические образцы высотой 8 мм и диаметром 5 мм. Полученные цилиндры подвергались пластической деформации по схеме одноосного сжатия на универсальной электромеханической установке *Instron 3369*. При максимальном приложенном напряжении ~2500 МПа деформация сплава $AlCoCrFeNi$ составила 30 %, а деформация сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ – 53 %. Исходя из этих значений были выбраны следующие степени обжатия: 25; 34; 45; 50 и 53 % для сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ и 12; 18 и 30 % для сплава $AlCoCrFeNi$.

Металлографические исследования образцов проводили методом световой микроскопии на микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer*. Перед исследованиями металлографические шлифы

подвергали травлению раствором, состоящим из грамма сульфата меди(II), соляной кислоты и воды (по 5 мл).

Кристаллическое строение сплавов исследовалось с использованием метода рентгеноструктурного анализа. Эксперименты по рентгеноструктурному анализу проводили в Сибирском центре синхротронного и терагерцового излучения на ускорителе ВЭПП-4 (г. Новосибирск, ИЯФ СО РАН, линия 5-А «Рентгеновская микроскопия и томография»). Исследования с использованием синхротронного излучения были проведены в режиме «на просвет». Длина волны рентгеновского излучения составляла 0,0221 нм. Для регистрации дифракционных картин использовали 2D-детектор *mar345s* с размером пикселя 100×100 мкм² и диаметром области сканирования 345 мм. Полученные дифракционные картины путем азимутального интегрирования приводили к одномерному виду [21].

Результаты и их обсуждение

Популярность ВЭС системы $Al_xCoCrFeNi$ среди исследователей во многом обусловлена возможностью управления фазовым составом сплавов путем изменения содержания алюминия. При этом различие в фазовом составе оказывает существенное влияние на механические свойства сплавов. На рис. 1 показаны кривые сжатия исследуемых высокоэнтропийных сплавов. Из представленных данных следует, что сплав $Al_{0,6}CoCrFeNi$ обладает большей пластичностью по сравнению со сплавом $AlCoCrFeNi$, в то время как при максимальном приложенном напряжении ~2500 МПа деформация этого сплава составила 30 %, а деформация сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ – 53 %.

Согласно результатам металлографических исследований структура сплавов также подверглась существенным изменениям после пласти-

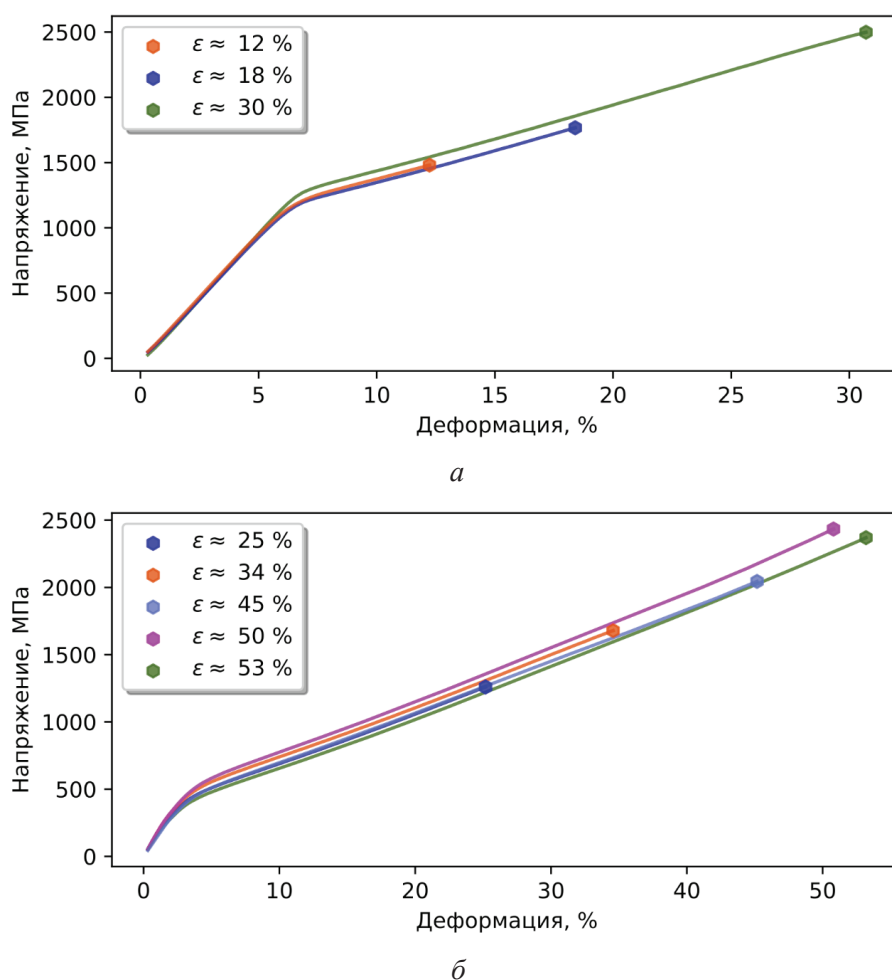


Рис. 1. Кривые сжатия сплавов $AlCoCrFeNi$ (а) и $Al_{0,6}CoCrFeNi$ (б)

Fig. 1. Compression curves of $AlCoCrFeNi$ (a) and $Al_{0,6}CoCrFeNi$ (b) alloys

ческой деформации (рис. 2). Во-первых, в результате деформации наблюдается характерное изменение формы зёрен. Во-вторых, пластическая деформация сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ со степенью обжатия 53 % (рис. 2, *з*) не приводит к его разрушению, однако в случае сплава $AlCoCrFeNi$ (рис. 2, *в*) следы разрушения проявляются уже при обжатии на 12 %.

Известно, что остаточные напряжения уравниваются в различных объемах деформированного тела и также оказывают влияние на изменение положения и формы дифракционных максимумов. Макронапряжения (или напряжения I рода) уравниваются в макрообъемах материала и приводят к изменению положений дифракционных максимумов и формы дифракционных колец. Микронапряжения (напряжения II рода) уравниваются в пределах нескольких кристаллитов или блоков и приводят

к изменению формы (ширины) дифракционных максимумов. Статические напряжения уравниваются в пределах групп атомов и приводят к росту диффузного рассеяния и соответственно повышению интенсивности фона. С точки зрения эксплуатационных свойств проектируемого изделия наиболее важными являются макронапряжения, поскольку они могут приводить к его короблению.

Оценка остаточных макронапряжений кристаллических фаз сплавов $Al_{0,3}CoCrFeNi$ и $Al_{0,6}CoCrFeNi$ основывалась на анализе изменения формы дифракционных колец при изменении азимутального угла χ . Другими словами, для каждого угла χ оценивались параметры решетки. Однако для этого необходимо, чтобы положения дифракционных максимумов были хорошо различимы. На рис. 3 приведен пример одномерных дифрактограмм, полученных в данной работе.

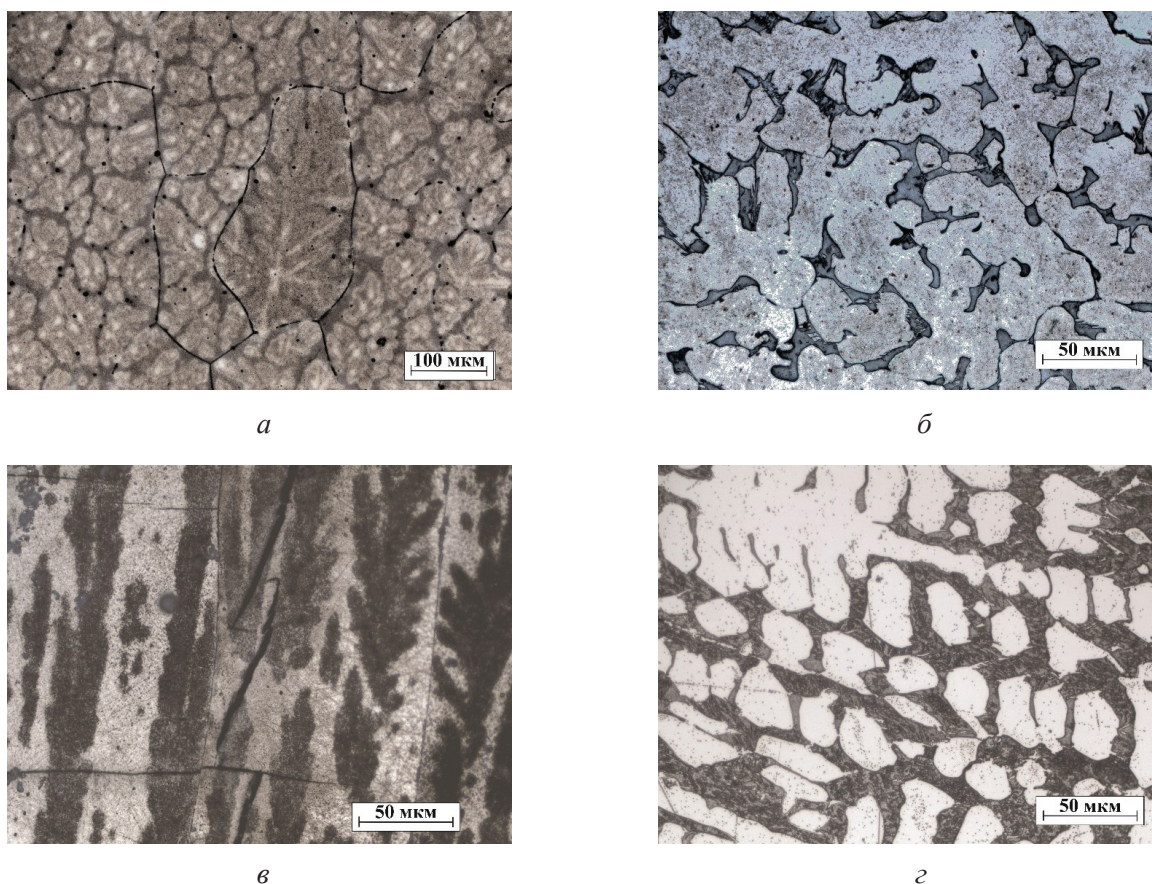


Рис. 2. Результаты металлографических исследований:

сплав $AlCoCrFeNi$ до деформации (*а*); деформированный на 12 % (*в*); сплав $Al_{0,6}CoCrFeNi$ до деформации (*б*); после сжатия на 53 % (*з*)

Fig. 2. Results of metallographic studies:

$AlCoCrFeNi$ alloy before deformation (*a*); deformed by 12 % (*в*); $Al_{0,6}CoCrFeNi$ alloy before deformation (*б*); after 53 % compression (*з*)

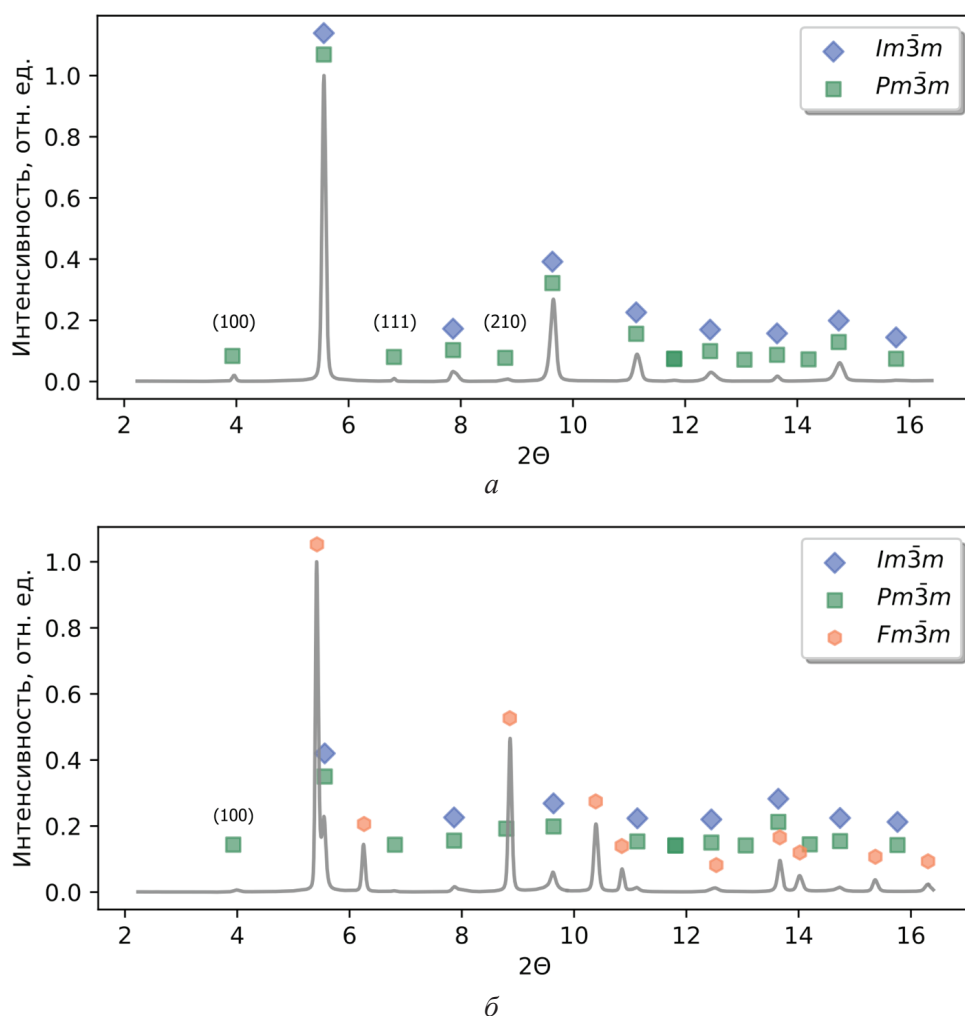


Рис. 3. Дифрактограммы сплавов AlCoCrFeNi (а) и $Al_{0.6}CoCrFeNi$ (б), подвергнутых одноосному сжатию на 18 и 25 % соответственно

Fig. 3. Diffraction patterns of AlCoCrFeNi (a) and $Al_{0.6}CoCrFeNi$ (b), alloys subjected to uniaxial compression by 18 and 25 % respectively

Согласно работам [11, 12] в состав сплава AlCoCrFeNi входят две фазы, характеризующиеся кубической сингонией: разупорядоченная (пространственная группа симметрии $Im\bar{3}m$) и упорядоченная (пространственная группа симметрии $Pm\bar{3}m$, тип B2 в системе обозначений *Strukturbericht*). Ввиду того что параметры решеток данных фаз являются идентичными, дифракционные максимумы имеют одинаковые угловые позиции. Поэтому анализ деформаций сплава AlCoCrFeNi возможен только для пиков фазы с примитивной решеткой. В настоящей работе расчет проводился по трем дифракционным максимумам $Pm\bar{3}m$ фазы: (100); (111) и (210). Перекрытие дифракционных максимумов различных фаз также характерно и для дифрактограммы сплава $Al_{0.6}CoCrFeNi$, однако в этом

случае в его состав входит также фаза с пространственной группой симметрии $Fm\bar{3}m$. Для данного материала анализ напряжений примитивной кубической фазы проводился только по дифракционному максимуму (100).

Анализ остаточных макронапряжений осуществлялся по полученным двумерным дифракционным картинам. Для этого дифрактограмма представлялась в виде развертки в координатах углов « $2\theta-\chi$ » (рис. 4).

Представленная в таком виде дифрактограмма позволяет оценить искажения решетки за счет изменения положения дифракционного максимума вдоль угла χ . Для этого оптимальным является аппроксимация дифракционной полосы периодической функцией.

На рис. 5 представлены примеры разверток для трех дифракционных максимумов B2 фазы.

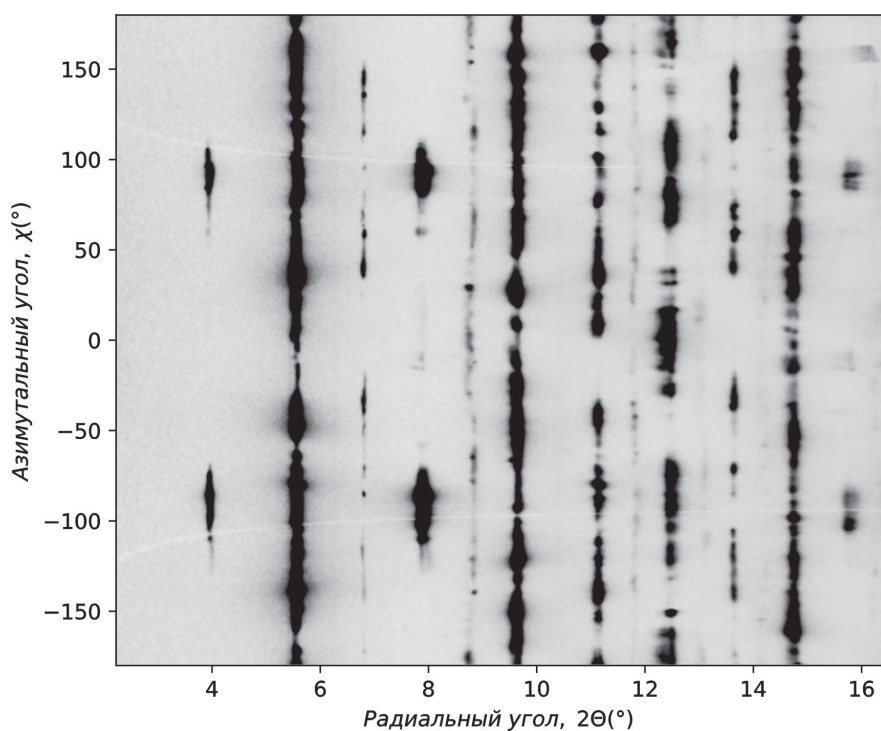


Рис. 4. Развертка двумерной дифрактограммы сплава AlCoCrFeNi после одноосного сжатия на 18 %

Fig. 4. Scanning of a two-dimensional diffraction pattern of the Al-CoCrFeNi alloy after uniaxial compression by 18 %

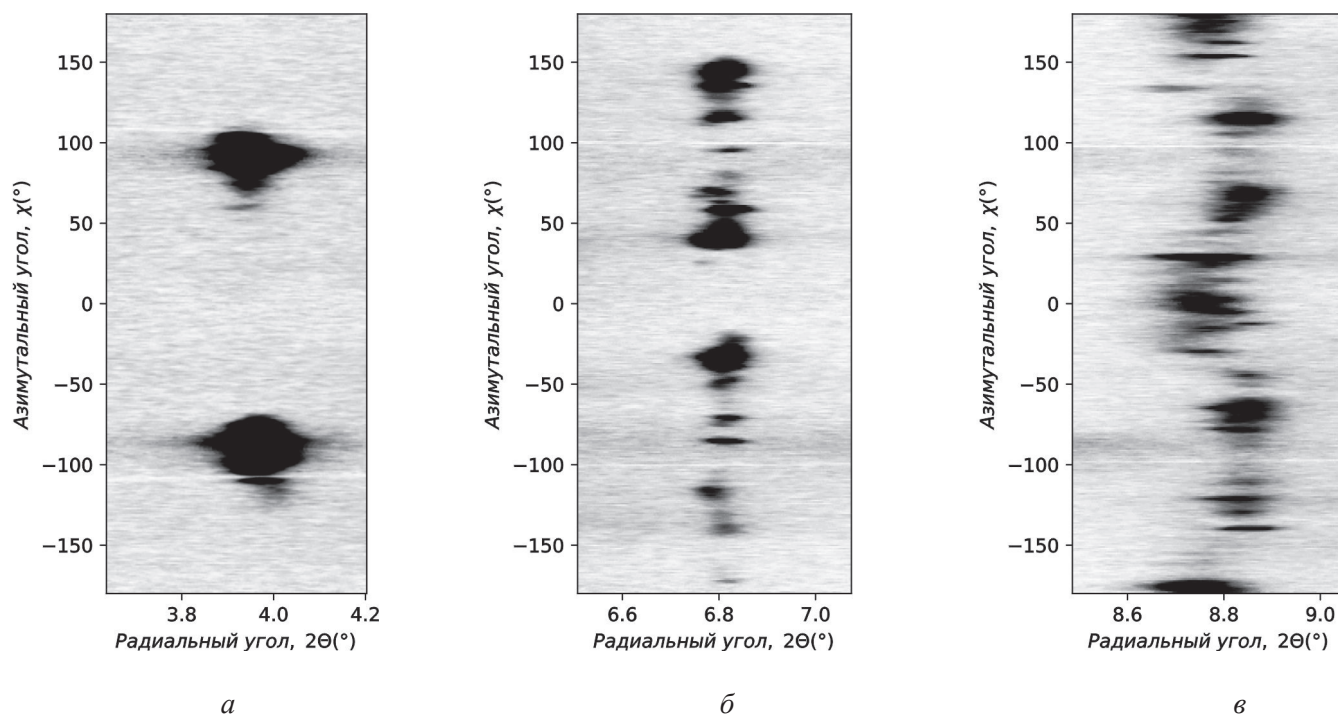


Рис. 5. Дифракционные максимумы (100) (а), (111) (б) и (210) (в) в координатах « χ - 2θ » фазы B2 после одноосного сжатия сплава AlCoCrFeNi на 18 %

Fig. 5. Diffraction maxima (100) (a), (111) (б) and (210) (в) in the coordinates « χ - 2θ » of B2 phase after uniaxial compression of alloy AlCoCrFeNi by 18 %

Из изображений следует, что наличие кристаллографической текстуры приводит к наличию текстурных максимумов у рефлексов (100) и (111), что делает невозможным аппроксимацию дифракционной линии функцией. Поэтому анализ остаточных напряжений осуществлялся путем анализа отклонения среднего значения интенсивности дифракционного максимума от его положения в случае отсутствия внутренних напряжений.

На рис. 6, а представлена зависимость остаточной деформации кристаллической решетки от приложенных напряжений. Наибольший прирост напряжений характерен для направления [100], что связано с анизотропией кристаллической решетки фазы B2. При приложенном напряжении ~2500 МПа остаточная деформация

решетки вдоль этого направления составила 2,25 %. Кроме того, видно, что для образца до деформации (т.е. в литом состоянии) также характерно присутствие деформации решетки, что связано с наличием термических напряжений при охлаждении слитка на медной подложке.

Анализ сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ показал, что для B2 фазы данного образца характерно более существенное искажение решетки. Согласно полученным результатам (рис. 6, б), деформация решетки при приложенном напряжении ~2500 МПа составила 5,5 %. Данный факт хорошо согласуется с результатами металлографических исследований (см. рис. 2). Ввиду того что в структуре сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ не было обнаружено следов разрушений (рис. 2, в), можно сделать вывод, что не произошло релаксации структуры

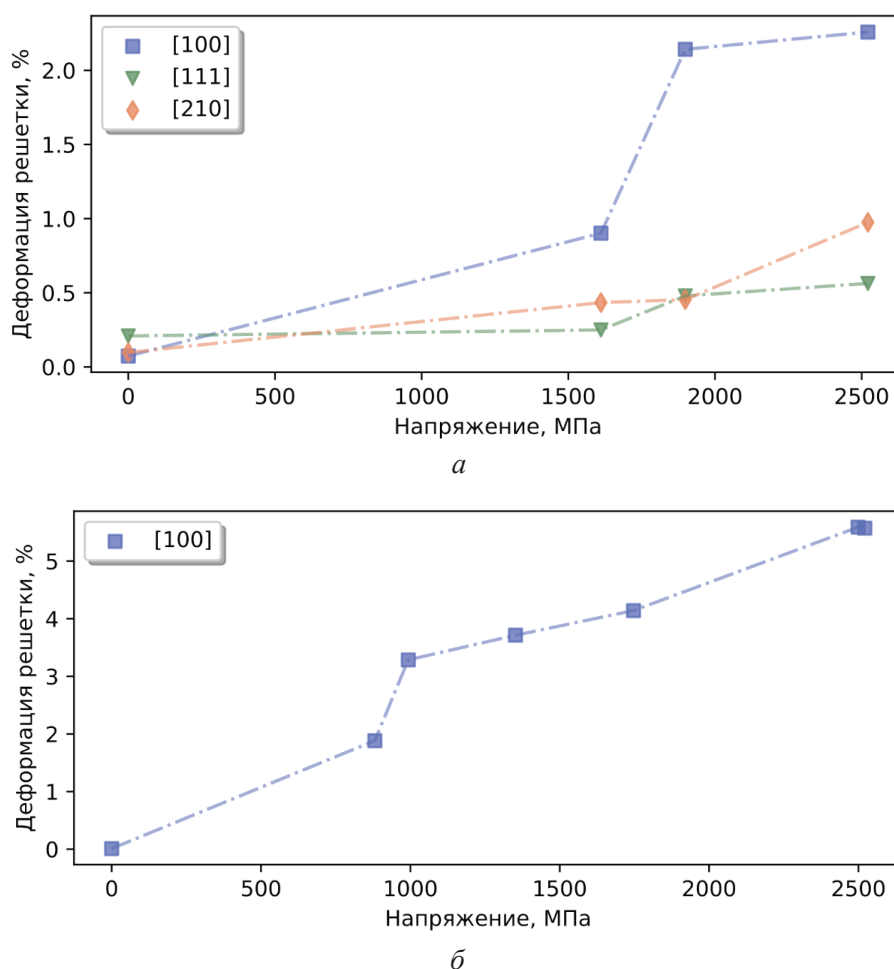


Рис. 6. Зависимость деформации решетки B2 фазы сплавов $AlCoCrFeNi$ (а) и $Al_{0,6}CoCrFeNi$ (б) по направлениям $[hkl]$ в зависимости от приложенных напряжений при деформации

Fig. 6. Dependence of the deformation of the B2 lattice of $AlCoCrFeNi$ (a) and $Al_{0,6}CoCrFeNi$ (б) alloys in the directions $[hkl]$ depending on the applied stresses during deformation

путем ее разрушения. В то же время наличие трещин в структуре сплава AlCoCrFeNi (рис. 2, з) свидетельствует о частичной ее релаксации, на что указывают значения искажений кристаллической решетки (рис. 6, б).

Проведенный анализ деформации кристаллической решетки позволяет также оценить значения ее модуля упругости. Однако вследствие того, что энергия пластической деформации сохраняется в структуре в виде как макро-, так и микронапряжений, анализ изменения положений дифракционных максимумов позволяет оценить только верхний предел возможных значений модуля упругости. Вместе с тем даже такая оценка позволяет качественно сравнить свойства фаз исследуемых сплавов. Согласно полученным результатам максимально возможное значение модуля упругости $B2$ фазы сплава AlCoCrFeNi вдоль направления $[100]$ составляет 111 ГПа, в то время как для сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ оно равно 46 ГПа. Таким образом, решетка $B2$ фазы в сплаве AlCoCrFeNi является значительно менее податливой, чем решетка аналогичной фазы в сплаве $Al_{0,6}CoCrFeNi$.

Выводы

1. Пластическая деформация сплавов $Al_{0,6}CoCrFeNi$ и AlCoCrFeNi приводит к существенным изменениям их структуры. В то время как изменение формы зерен характерно для обоих материалов, следы частичного разрушения в виде трещин наблюдаются только в случае сплава AlCoCrFeNi. Это указывает на более высокую пластичность сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$.

2. Пластическая деформация обоих сплавов приводит к существенным изменениям формы и положений дифракционных максимумов фаз, входящих в состав сплавов. Однако ввиду перекрывания дифракционных максимумов оценка макронапряжений возможна только для фазы с примитивной кубической решеткой.

3. Согласно анализу изменения положения дифракционных максимумов остаточная деформация решетки $B2$ фазы вдоль направления $[100]$, входящей в состав сплава AlCoCrFeNi, составила 2,5 % при внешней нагрузке 2500 МПа. В то же время значение искажения решетки этой фазы для сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ равно 5,5 % при аналогичных внешних условиях, что указывает

на наличие высоких остаточных напряжений в структуре фазы $B2$ сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$.

4. Результаты проведенных исследований указывают на то, что высокая пластичность сплава $Al_{0,6}CoCrFeNi$ связана не только с наличием ГЦК-фазы, но и с высокой податливостью примитивной кубической решетки.

Список литературы

1. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 116–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Tensile and shear loading of four fcc high-entropy alloys: a first-principles study / X. Li, S. Schönecker, W. Li, L.K. Varga, D.L. Irving, L. Vitos // Physical Review B. – 2018. – Vol. 97 (9). – P. 1–9. – DOI: 10.1103/PhysRevB.97.094102.
3. Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Фирстов С.А. Высокоэнтропийные сплавы – электронная концентрация – фазовый состав – параметр решетки – свойства // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118, № 10. – С. 1017–1029. – DOI: 10.7868/S0015323017080058.
4. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и материаловедение. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807–841. – DOI: 10.31857/S0015323020080094.
5. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys // Nature Reviews Materials. – 2019. – Vol. 4. – P. 515–534. – DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.
6. Sharma P., Dwivedi V.K., Dwivedi S.P. Development of high entropy alloys: a review // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 43. – P. 502–509. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.023.
7. Understanding the physical metallurgy of the CoCrFeMnNi high-entropy alloy: an atomistic simulation study / W.M. Choi, Y.H. Jo, S.S. Sohn, S. Lee, B.J. Lee // Npj Computational Materials. – 2018. – Vol. 4 (1). – P. 1–9. – DOI: 10.1038/s41524-017-0060-9.
8. Strength can be controlled by edge dislocations in refractory high-entropy alloys / C. Lee, F. Marasca, R. Feng, Y. Chou, T. Ungar, M. Widom, K. An, J.D. Poplawsky, Y.C. Chou, P.K. Liaw, W.A. Curtin // Nature Communications. – 2021. – Vol. 12 (1). – P. 1–8. – DOI: 10.1038/s41467-021-25807-w.
9. Ikeda Y., Grabowski B., Körmann F. Ab initio phase stabilities and mechanical properties of multicomponent alloys: a comprehensive review for high entropy alloys and compositionally complex alloys // Materials Characterization. – 2019. – Vol. 147. – P. 464–511. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.019.

10. Effect of Sc and Y addition on the microstructure and properties of HCP-structured high-entropy alloys / T. Huang, H. Jiang, Y. Lu, T. Wang, T. Li // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. – 2019. – Vol. 125 (3). – P. 1–5. – DOI: 10.1007/s00339-019-2484-1.

11. Predictive multiphase evolution in Al-containing high-entropy alloys / L.J. Santodonato, P.K. Liaw, R.R. Unocic, H. Bei, J.R. Morris // *Nature Communications*. – 2018. – Vol. 9 (1). – P. 1–10. – DOI: 10.1038/s41467-018-06757-2.

12. Wang W.R., Wang W.L., Yeh J.W. Phases, microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys at elevated temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 589. – P. 143–152. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.084.

13. Memon B.A., Yao H. High-pressure induced phase transitions in high-entropy alloys: a review // *Entropy*. – 2019. – Vol. 21 (3). – P. 88–92. – DOI: 10.3390/e21030239.

14. Applications of high-pressure technology for high-entropy alloys: a review / W. Dong, Z. Zhou, M. Zhang, Y. Ma, P. Yu, P.K. Liaw, G. Li // *Metals*. – 2019. – Vol. 9 (8). – P. 2–16. – DOI: 10.3390/met9080867.

15. Microstructure and mechanical properties of Al-CoCrFeNi high entropy alloys produced by spark plasma sintering / P.F. Zhou, D.H. Xiao, Z. Wu, M. Song // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6 (8). – DOI: 10.1088/2053-1591/ab2517.

16. Структура высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi после деформации по схеме одноосного сжатия и термической обработки / И.В. Иванов, К.И. Эмурлаев, А.А. Руктуев, А.Г. Тюрин, И.А. Батаев // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2021. – Т. 64, № 10. – С. 736–746. – DOI: 10.17073/0368-0797-2021-10-736-746.

17. Feuerbacher M. Dislocations and deformation microstructure in a B2-ordered $\text{Al}_{28}\text{Co}_{20}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{26}$ high-entropy alloy // *Scientific Reports*. – 2016. – Vol. 6. – P. 1–9. – DOI: 10.1038/srep29700.

18. The BCC/B2 morphologies in $\text{Al}_x\text{NiCoFeCr}$ high-entropy alloys / Y. Ma, B. Jiang, C. Li, Q. Wang, C. Dong, P.K. Liaw, F. Xu, L. Sun // *Metals*. – 2017. – Vol. 7 (2). – DOI: 10.3390/met7020057.

19. The effects of annealing at different temperatures on microstructure and mechanical properties of cold-rolled $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy / Z. Zhu, T. Yang, R. Shi, X. Quan, J. Zhang, R. Qiu, B. Song, Q. Liu // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (6). – DOI: 10.3390/met11060940.

20. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 479 с.

21. Application of different diffraction peak profile analysis methods to study the structure evolution of cold-rolled hexagonal α -titanium / I.V. Ivanov, D.V. Lazurenko, A. Stark, F. Pyczak, A. Thömmes, I.A. Bataev // *Metals and Materials International*. – 2020. – Vol. 26 (1). – P. 83–93. – DOI: 10.1007/s12540-019-00309-z.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Residual stress estimation in crystalline phases of high-entropy alloys of the $Al_xCoCrFeNi$ system

Ivan Ivanov^{1, a, *}, Aleksandr Yurgin^{1, b}, Igor Nasennik^{1, c}, Konstantin Kuper^{2, 3, d}

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

² Budker Institute of Nuclear Physics of the Siberian Branch of the RAS, 11, Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Federal Research Center Boreskov Institute of Catalysis, 11, Ac. Nicol'skiy ave., Koltsovo, 630559, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>, i.ivanov@corp.nstu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0473-7627>, yurgin2012@yandex.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-0937-5004>, goga.mer@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-5017-6248>, k.e.kuper@inp.nsk.su

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 September 2022

Revised: 26 September 2022

Accepted: 06 October 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

High-entropy alloys

$Al_xCoCrFeNi$

Plastic deformation

Residual stresses

Synchrotron X-ray diffraction

Funding

This study was funded according to Russian Science Foundation research project № 20-73-10215 “In-situ study of the evolution of the dislocation structure of plastically deformed high-entropy alloys under high-pressures and temperatures using synchrotron radiation”. Research was conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. All plastically deformed alloys are characterized by crystal defects that increase the internal energy of the system. These defects also result in residual stresses that have a complex effect on the material properties. Macro stresses are often the most critical and can lead to warpage, reduced corrosion resistance, and changes in material strength characteristics. **The purpose of this work is to** assess the residual stresses of the primitive cubic phase of high entropy alloys $Al_{0.6}CoCrFeNi$ and $AlCoCrFeNi$. **Research methods.** The crystal structure of the alloys is studied using the method of X-ray diffraction analysis. Experiments on X-ray diffraction analysis were carried out at the Siberian Center for Synchrotron and Terahertz Radiation on a *VEPP-4* (Novosibirsk, INF SB RAS, 5-A line «X-ray microscopy and tomography»). Studies using synchrotron radiation were carried out in the transmission mode. The evaluation of the residual macro stresses of the crystalline phases of the alloys was based on the analysis of the change in the shape of the diffraction rings with a change in the azimuth angle (χ). **Materials.** The objects of research are ingots of high-entropy alloys $Al_{0.6}CoCrFeNi$ and $AlCoCrFeNi$. The ingots were obtained from pure metals by argon arc melting with cooling on a copper plate. To conduct further studies, cylindrical samples are cut from the ingots, which were subjected to plastic deformation according to the uniaxial compression scheme. **Results and discussion.** The obtained results indicate that the $Al_{0.6}CoCrFeNi$ alloy is characterized by higher macro stresses than the $AlCoCrFeNi$ alloy. The residual deformation of the B2 phase lattice of $AlCoCrFeNi$ alloy along the direction [100] is 2.5% at an external load of 2,500 MPa. The distortion value of the lattice of this phase for the alloy $Al_{0.6}CoCrFeNi$ is equal to 5.5% under similar external conditions. In addition, the plastic deformation of the $Al_{0.6}CoCrFeNi$ HEA did not lead to its destruction. This allows concluding that the increased ductility of this alloy is associated not only with the presence of a phase with a FCC lattice, but also with an increased compliance of the phase with a primitive lattice.

For citation: Ivanov I.V., Yurgin A.B., Nasennik I.E. Kuper K.E. Residual stress estimation in crystalline phases of high-entropy alloys of the $Al_xCoCrFeNi$ system. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 181–191. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-181-191. (In Russian).

References

1. Bataeva Z.B., Ruktuev A.A., Ivanov I.V., Yurgin A.B., Bataev I.A. Obzor issledovaniy splavov, razrabotannykh na osnove entropiynogo podkhoda [Review of alloys developed using the entropy approach]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 116–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Li X., Schönecker S., Li W., Varga L.K., Irving D.L., Vitos L. Tensile and shear loading of four fcc high-entropy alloys: a first-principles study. *Physical Review B*, 2018, vol. 97 (9), pp. 1–9. DOI: 10.1103/PhysRevB.97.094102.

* Corresponding author

Ivanov Ivan V., Ph.D. (Engineering)
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: i.ivanov@corp.nstu.ru

3. Gorban' V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. Vysokoentropiinye splavy – elektronnyaya kontsentratsiya – fazovyi sostav – parametr reshetki – svoystva [High-entropy alloys: interrelations between electron concentration, phase composition, lattice parameter, and properties]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118 (10), pp. 1017–1029. DOI: 10.7868/S0015323017080058. (In Russian).
4. Rogachev A.S. Struktura, stabil'nost' i svoystva vysokoentropiinykh splavov [Structure, stability and properties of high-entropy alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121 (8), pp. 807–841. DOI: 10.31857/S0015323020080094. (In Russian).
5. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 2019, vol. 4, pp. 515–534. DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.
6. Sharma P., Dwivedi V.K., Dwivedi S.P. Development of high entropy alloys: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 43, pp. 502–509. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.023.
7. Choi W.M., Jo Y.H., Sohn S.S., Lee S., Lee B.J. Understanding the physical metallurgy of the CoCrFeMnNi high-entropy alloy: an atomistic simulation study. *Npj Computational Materials*, 2018, vol. 4 (1), pp. 1–9. DOI: 10.1038/s41524-017-0060-9.
8. Lee C., Maresca F., Feng R., Chou Y., Ungar T., Widom M., An K., Poplawsky J.D., Chou Y.C., Liaw P.K., Curtin W.A. Strength can be controlled by edge dislocations in refractory high-entropy alloys. *Nature Communications*, 2021, vol. 12 (1). DOI: 10.1038/s41467-021-25807-w.
9. Ikeda Y., Grabowski B., Körmann F. Ab initio phase stabilities and mechanical properties of multicomponent alloys: a comprehensive review for high entropy alloys and compositionally complex alloys. *Materials Characterization*, 2019, vol. 147, pp. 464–511. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.019.
10. Huang T., Jiang H., Lu Y., Wang T., Li T. Effect of Sc and Y addition on the microstructure and properties of HCP-structured high-entropy alloys. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 2019, vol. 125 (3), pp. 1–5. DOI: 10.1007/s00339-019-2484-1.
11. Santodonato L.J., Liaw P.K., Unocic R.R., Bei H., Morris J.R. Predictive multiphase evolution in Al-containing high-entropy alloys. *Nature Communications*, 2018, vol. 9 (1), pp. 1–10. DOI: 10.1038/s41467-018-06757-2.
12. Wang W.R., Wang W.L., Yeh J.W. Phases, microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 589, pp. 143–152. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.084.
13. Memon B.A., Yao H. High-pressure induced phase transitions in high-entropy alloys: a review. *Entropy*, 2019, vol. 21 (3). DOI: 10.3390/e21030239.
14. Dong W., Zhou Z., Zhang M., Ma Y., Yu P., Liaw P.K., Li G. Applications of high-pressure technology for high-entropy alloys: a review. *Metals*, 2019, vol. 9 (8), pp. 2–16. DOI: 10.3390/met9080867.
15. Zhou P.F., Xiao D.H., Wu Z., Song M. Microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloys produced by spark plasma sintering. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6 (8). DOI: 10.1088/2053-1591/ab2517.
16. Ivanov I.V., Emurlaev K.I., Ruktuev A.A., Tyurin A.G., Bataev I.A. Struktura vysokoentropiinogo splava AlCoCrFeNi posle deformatsii po skheme odnoosnogo szhatiya i termicheskoi obrabotki [Structure of AlCoCrFeNi high-entropy alloy after uniaxial compression and heat treatment]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2021, vol. 64 (10), pp. 736–746. DOI: 10.17073/0368-0797-2021-10-736-746.
17. Feuerbacher M. Dislocations and deformation microstructure in a B2 ordered $\text{Al}_{28}\text{Co}_{20}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{26}$ high-entropy alloy. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6 (1), pp. 1–9. DOI: 10.1038/srep29700.
18. Ma Y., Jiang B., Li C., Wang Q., Dong C., Liaw P.K., Xu F., Sun L. The BCC/B2 morphologies in $\text{Al}_x\text{NiCoFeCr}$ high-entropy alloys. *Metals*, 2017, vol. 7 (2). DOI: 10.3390/met7020057.
19. Zhu Z., Yang T., Shi R., Quan X., Zhang J., Qiu R., Song B., Liu Q. The effects of annealing at different temperatures on microstructure and mechanical properties of cold-rolled $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy. *Metals*, 2021, vol. 11 (6). DOI: 10.3390/met11060940.
20. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Radiography of metals]. Moscow, Atomizdat Publ., 1977. 479 p.
21. Ivanov I.V., Lazurenko D.V., Stark A., Pyczak F., Thömmes A., Bataev I.A. Application of different diffraction peak profile analysis methods to study the structure evolution of cold-rolled hexagonal α -titanium. *Metals and Materials International*, 2020, vol. 26 (1), pp. 83–93. DOI: 10.1007/s12540-019-00309-z.

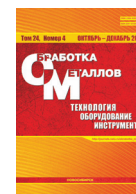
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Особенности формирования структуры спеченных порошковых материалов с использованием отходов металлообработки стальных заготовок

Елена Коростелева^{а, *}, Иван Николаев^б, Виктория Коржова^с

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

^а <https://orcid.org/0000-0002-4363-3604>, elenak@ispms.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0003-4529-6477>, rmkast97@gmail.com,
^с <https://orcid.org/0000-0003-0835-9264>, vicvic5@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762.5

История статьи:

Поступила: 15 сентября 2022
 Рецензирование: 04 октября 2022
 Принята к печати: 20 октября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Отходы металлообработки
 Металломатричные композиты
 Стальная стружка
 Порошковая смесь
 Оксиды
 Спекание
 Структура

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда и субсидии администрации Томской области, грант № 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031/>.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Обрабатывающие производственные процессы в той или иной степени связаны с получением отходов металлообработки в виде металлической стружки. Развитие технологий утилизации и переработки отходов машиностроительного производства является востребованным решением как в целях ресурсосбережения, так и с экологической точки зрения. Среди множества традиционных подходов к проблеме вторичного использования металлической стружки наиболее интересным может быть способ использования стружки как одного из компонентов в порошковом материале. **Целью работы** является анализ возможности использования отходов металлообработки стальных заготовок из стали 45 (металлическая стружка) в порошковых композициях на основе титана и алюминия не только как источник железа, но и как возможный источник оксида Fe_2O_3 . Внимание к оксиду было уделено с точки зрения инициирования в порошковой смеси на основе титана и алюминия реакций восстановления с образованием оксидной фазы Al_2O_3 для получения металломатричного композита. **Методы исследования:** для использования в порошковых композициях с титановым и алюминиевым порошками стальная стружка от обработки заготовок из стали 45 была дополнительно окислена в воде и измельчена в вибромельнице до средних размеров частиц 300 мкм. Измельченную и окисленную стружку смешивали с порошками титана и алюминия в различных пропорциях, чтобы изучить ее взаимодействие с этими порошковыми компонентами. Полученные смеси прессовали в виде цилиндрических образцов и спекали в вакуумной печи при температуре 1000 °С. Фазовый состав и микроструктуру исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра XRD-6000 с CuK_{α} -излучением и оптического микроскопа AXIOVERT-200MAT. **Результаты и обсуждения.** Показано, что после фрезерной обработки без использования СОЖ стружка из стали 45 не аккумулировала заметный объем оксидов железа, что потребовало дополнительных окислительных процедур. Рассмотрено взаимодействие измельченной окисленной стружки с компонентами порошковых смесей, показано ее влияние на объемные изменения прессовок и структурообразование металломатричных композитов. Результаты оптической металлографии и рентгеноструктурного анализа (PCA) спеченных порошковых композиций с использованием окисленной измельченной стружки стали 45 позволили дать оценку протекающим процессам структурообразования в зависимости от сочетания взаимодействующих компонентов, их взаимному влиянию и перспективам получения композитов с дисперсной оксидной фазой.

Для цитирования: Коростелева Е.Н., Николаев И.О., Коржова В.В. Особенности формирования структуры спеченных порошковых материалов с использованием отходов металлообработки стальных заготовок // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 192–205. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-192-205.

Введение

Производственные процессы машиностроительных предприятий связаны с формированием большого количества разнообразных отходов, среди которых может быть и ценное вторичное сырье. Среди проблем ресурсосбережения и снижения экологической нагрузки на окружающую среду широко востребованы решения,

*Адрес для переписки

Коростелева Елена Николаевна, к.т.н., доцент
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 2-286-962, e-mail: elenak@ispms.ru

связанные с технологиями утилизации и переработки отходов машиностроительных производств, их включения в технологический цикл производства. Это актуально в условиях рационального использования природных ресурсов, особенно металлов и сплавов, широко используемых в машиностроении. Наибольший вклад в совокупный объем отходов производственных цепочек в машиностроении дает металлообработка на различных станках. Независимо от вида обработки, используемого инструмента при изготовлении любой детали всегда образуется металлическая стружка. Эффективная утилизация металлической стружки после механической обработки представляет для машиностроительных предприятий серьезную проблему, поскольку ее состояние сильно отличается от исходного состояния заготовки. Традиционно при любом виде металлообработки стружка загрязняется всевозможными примесями. Кроме смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) может присутствовать масло, влага, частицы пескоструйной обработки, шлам, другой мусор. Все это затрудняет переработку и утилизацию непосредственно в цехах производства. Другой проблемой возвращения во вторичное использование стружки является ржавчина, которая интенсивно начинает образовываться сразу после обработки и продолжает нарастать со временем хранения отходов. Во избежание всех этих проблем чаще всего машиностроительные предприятия аккумулируют металлические отходы и передают их в металлургическое производство на переплавку [1–5]. В этой связи при утилизации стружки в качестве приоритетной задачи рассматривают возможность уплотнения стружечных отходов для минимизации объема с целью облегчения транспортировки [3] для дальнейшей переплавки. В ряде работ [6–8] предлагают рассматривать отходы производства как самостоятельный ресурс в виде модифицированной шихты для дальнейшего использования в качестве полуфабрикатов.

Одним из наиболее распространенных материалов для машиностроения остаются различные марки стали, соответственно значительный объем отходов будет составлять стальная стружка. Вместе с тем стальную стружку можно рассматривать как ресурс не только для вторичной переплавки, но и как источник компонентов для

порошковых технологий. Во-первых, стружка независимо от сплава представляет собой материал с дефектной структурой, которая сформировалась в результате резания [2, 7], что может способствовать ее диспергированию и применению технологий горячего уплотнения уже порошкообразного продукта. Во-вторых, стружка представляет собой достаточно активированный материал, который можно подвергнуть дальнейшему измельчению и дополнительному окислению. В-третьих, большое значение имеет влияние среды обработки с применением охлаждающей жидкости, сопутствующие окислительные процессы и т. п. [5]. Это делает стальную стружку удобным сырьем для приготовления порошковых композиций с определенным сочетанием компонентов.

Стальная стружка также может быть интересна не только как источник железа, но и оксидсодержащий компонент для получения композиционных материалов с оксидными включениями. Использование оксидов в композиционном материаловедении развивается уже не одно десятилетие [9–15]. Комбинация «оксид – металлическая основа» зависит от назначения и условий эксплуатации изделий из этого композита. В данном случае можно рассматривать не только объемные материалы, но и модифицированные композиционными покрытиями поверхности [16].

В случае рассмотрения стальной стружки как потенциального источника оксидных включений не меньшую роль играет анализ металлических компонентов, которые можно использовать в композиции с измельченной окисленной стальной стружкой. Наиболее интересной группой металлических компонентов, которые можно рассмотреть в качестве матричного материала при использовании переработанной металлической стружки, являются порошковые материалы на основе титана и алюминия. В частности, хорошо известны исследования композиционных материалов на основе титана с различными тугоплавкими добавками из соединений карбидов, нитридов, боридов, силицидов и оксидов [9–10, 14]. Также представляют интерес композиты на основе алюминиевой матрицы с добавлением тугоплавких соединений [13, 17, 18]. Не теряет своей актуальности в исследованиях и группа композитов на основе системы Ti–Al, которую

можно рассматривать как матрицу композиционного материала [13, 19–22]. Для получения металлматричных композиционных материалов используют широкий ряд технологических процессов, связанных как с различными видами наплавки и модификаций поверхности [19], так и с процессами СВС, электроискрового спекания и другими видами консолидации порошковых компонентов [9–16, 18–23]. Вакуумное спекание с регулируемым нагревом среди этих способов представляется достаточно простым и удобным вариантом для изучения физико-химических процессов, которые могут протекать в сложных системах с взаимодействующими компонентами, в том числе с оксидными соединениями. Вакуумное спекание удобно использовать на начальном этапе исследования, поскольку сложно предугадать возможные диффузионно-реакционные процессы, которые могут происходить в исследуемой смеси с продуктами из отходов металлообработки при других технологических процессах получения порошковых композитов (СВС, электроискровое и лазерное спекание, тепловой взрыв и т. п.).

Прогнозирование поведения материалов на основе титана и алюминия с добавлением стальной стружки, которая, в свою очередь, представляет собой железо с добавлением других примесей в различных пропорциях, является чрезвычайно сложной задачей. При общем подходе приходится ориентироваться на известные данные базовых систем Ti–Al, Ti–Fe, Al–Fe, а с учетом окисленности стружки, то и на систему Ti–Al–Fe–O [20–22, 24–25]. В связи с этим актуально исследование продуктов взаимодействия матричных компонентов (Ti, Al) с обработанной стальной стружкой, синтезированных в условиях вакуумного спекания. Таким образом, целью настоящего исследования является анализ структурно-фазового состояния спеченных порошковых продуктов с различной комбинацией матричных компонентов при использовании измельченной стальной стружки. Оценка взаимодействия обработанной стальной стружки с титановыми и алюминиевыми порошковыми компонентами позволит определить возможные направления исследований для достижения приемлемых свойств с точки зрения управления составами, режимами обработки и условиями консолидации.

Методика экспериментального исследования

Для экспериментальных исследований были приготовлены порошковые смеси с использованием как промышленных порошков титана (ТПП-8 с дисперсностью <125...160 мкм), алюминия (ПА-4, <100 мкм), так и с использованием порошка из измельченной и отсеянной до 300 мкм, дополнительно окисленной стружки из стали 45. Исходное состояние стружки показано на рис. 1. Для исследования использовали отходы от фрезерной обработки заготовок из стали 45 без использования СОЖ. Предполагалось, что в результате этой технологической операции на стружке сформируется значительная часть оксидной пленки.

Результаты РСА стружки из стали 45 показали практически стандартный набор фаз, характерный для этого сорта стали, т. е. формирования заметного количества оксидов не произошло, который позволил бы зафиксировать не менее 10...15 об. % Fe_2O_3 (рис. 2, а). Очевидно, что повышенное содержание кислорода присутствует, но он распределен в виде локальных мелких (возможно, наноразмерного порядка) оксидных включений, что выходит за рамки чувствительности рентгеновского дифрактометра. В связи с этим было принято решение дополнительно окислить стружку наиболее простым и доступ-



Рис. 1. Внешний вид стружки после фрезерной обработки заготовки из стали 45

Fig. 1. Chip appearance after milling a steel 45 workpiece

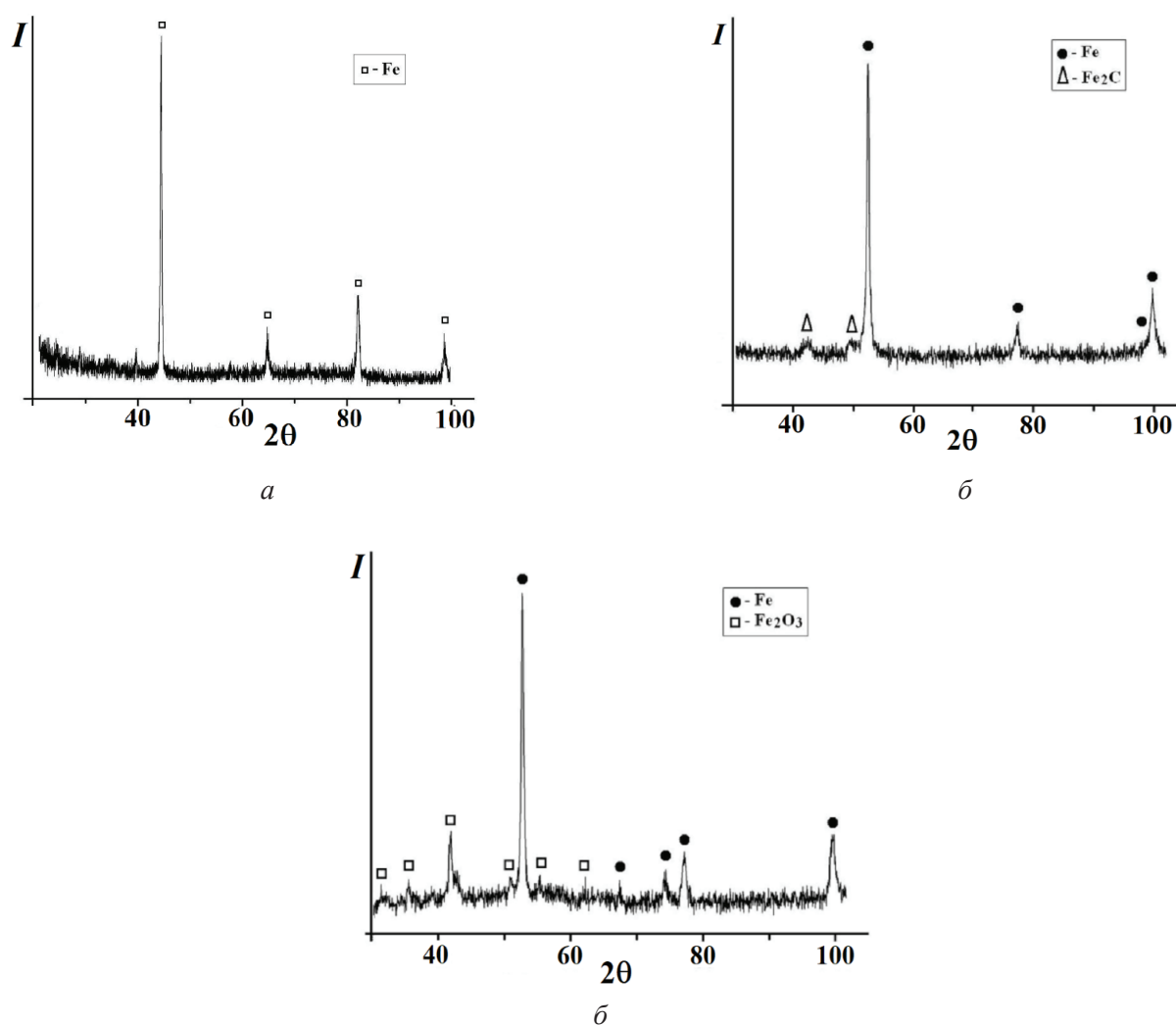


Рис. 2. Фазовый состав металлической стружки из стали 45:

a – исходное состояние; *б* – после отжига на воздухе в печи при 400 °С; *в* – после выдержки в воде в течение 48 часов и сушке при комнатной температуре

Fig. 2. Phase composition of metal chips from steel 45:

a – initial state; *б* – after annealing in a furnace at 400 °C in air; *в* – after holding in water for 48 hours and drying at room temperature

ным способом, выдержав в воде 48 часов. В качестве другого способа окисления использовали распространенный способ отжига на воздухе в муфельной печи (до 400 °С), но после такой термической обработки в стружке происходило выделение карбида Fe_2C (рис. 2, б), поэтому предпочтение было отдано окислению в воде, в результате чего смогли сформироваться оксиды Fe_2O_3 в достаточном объеме (рис. 2, в).

Измельчение нарезанной на мелкие фрагменты стружки осуществляли с использованием вибромельницы в присутствии стальных шаров при соотношении 20:1 (шары/стружка). Такая обработка давала возможность дополнительно стимулировать формирование оксидов железа.

В результате вибрационного помола стружка измельчалась на разные по размерам фракции, из которых были отсеяны частицы до 300 мкм. Более мелкие фракции не отсеивали, так как их выход составлял менее 10 % от переработанного объема стружки. Составы используемых смесей предусматривали несколько вариантов сочетания компонентов: Al+стружка(ст45); Ti+стружка(ст45) и Ti+Al+стружка(ст45). Соотношение компонентов в смесях определяли исходя из возможных реакций взаимодействия. В случае первого варианта (Al+стружка(ст45)) количество взаимодействующих компонентов должно быть достаточным для инициирования реакций восстановления железа из оксида

железа Fe_2O_3 , образованном в стальной стружке. Во втором варианте доля порошка из обработанной стальной стружки в титане соответствовала области, сопоставимой с предельной растворимостью железа в титане [25]. Третий вариант смеси соответствовал составу, в котором выбранное соотношение компонентов могло стимулировать как реакции восстановления (металлотермии), так и синтеза интерметаллидов. Используемые в экспериментах варианты порошковых смесей, представлены в табл. 1.

Смешивание порошков осуществляли в аксиальном смесителе в течение 4 часов. Полученные смеси прессовали с использованием цилиндрической пресс-формы с плавающим пуансоном высотой 10...15 мм и диаметром 10 мм. Исследуемые образцы с начальной пористостью 25...30 % спекали в вакуумной печи с выдержкой 60 мин при температуре 1000 °С при скорости нагрева в диапазоне 5...10 °/мин. Для определения пористости использовали стандартное выражение:

$$\theta = 100 \left(1 - \frac{\rho_{\text{обр}}}{\rho_{\text{теорет}}} \right), \quad (1)$$

где θ – пористость; %; $\rho_{\text{обр}}$ – реальная плотность образца; $\rho_{\text{теорет}}$ – теоретическая плотность порошковой смеси, рассчитанная аддитивным методом, где в расчете до спекания использовали данные исходных компонентов, а после спекания – качественные и количественные данные РСА. Дополнительным косвенным показателем структурно-фазовых изменений в спеченных порошковых материалах являются объемные изменения и трансформация поровой структуры. Поэтому были рассчитаны изменения объема

образцов тех составов порошковых композиций, которые сохраняли свою форму. Объемные изменения определяли как относительное изменение объема образцов до и после спекания:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \left(\frac{V_0 - V}{V_0} \right), \quad \%, \quad (2)$$

где V_0 – исходный объем образца; V – объем образца после спекания.

Структурные исследования были проведены с использованием оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и энергодисперсионного микроанализа (оптический микроскоп AXIOVERT-200MAT, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-6000, CuK_{α} -излучение, сканирующий электронный микроскоп TESCAN MIRA 3LMU). Анализ фазового состава проведен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4 с использованием количественного определения фаз по методу Ритвельда.

Результаты и их обсуждение

Для понимания поведения обработанной стружки из стали 45 в процессе спекания были приготовлены контрольные прессовки из порошка измельченной окисленной стружки и спечены наряду с остальными образцами других исследуемых составов. Общий вид, морфологические особенности и зафиксированные фазы спеченной обработанной стружки представлены на рис. 3. Микроструктура спеченной стружки показывает характерную форму фрагментированных частиц из стали, где наблюдаются небольшие оксидные включения (рис. 3, б). РСА

Таблица 1

Table 1

Состав исследуемых порошковых композиций с переработанной стружкой стали 45

The composition of the studied powders with recycled steel 45 chips

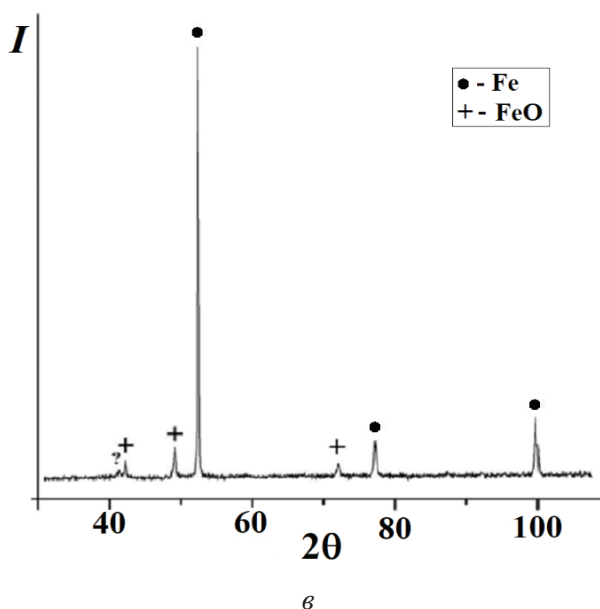
№ п/п	Состав / Composition	Компоненты, вес. % / Components, wt. %		
		Порошок из стружки стали 45 / Steel 45 chip powder	Al	Ti
1	Al + стружка (сталь 45) / Al + chips (steel 45)	75	25	–
2	Ti + стружка (сталь 45) / Ti + chips (steel 45)	25	–	75
3	Ti + Al + стружка (сталь 45) / Ti + Al + chips (steel 45)	23	8	69



a



б



в

Рис. 3. Общий вид (а) спеченной прессовки из обработанной стружки, ее микроструктура (б) и фазовый состав (в)

Fig. 3. General view (a) of a sintered compact made of processed chips, its microstructure (б) and phase composition (в)

спеченной обработанной стружки показал деградацию начального оксида Fe_2O_3 с переходом в монооксид FeO (рис. 3, в).

При добавлении к обработанной стружке стали 45 порошка алюминия исходили из того, что могут инициироваться несколько параллельно-последовательных реакций, так как с точки зрения элементного состава эта смесь представляла собой активно-взаимодействующую композицию Fe-Al-O . Как известно, согласно равновесной диаграмме состояний [25] в системе Fe-Al возможно образование нескольких интерметаллидов (Fe_3Al , FeAl , FeAl_2 , Fe_2Al_5 и FeAl_3). Если в обработанной стружке присутствует оксид железа Fe_2O_3 , то не исключена реакция восстановления: $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}$. Как образование интерметаллидов, так и алюмотермия являются экзотермическими реакциями, которые могут значительно повышать текущую температуру нагрева. В этом случае процесс спекания может перейти в тепловой взрыв. Результатом взаимодействия алюминия с измельченными частицами окисленной стружки из стали 45 будет не спеченный компактированный образец, а синтезированный порошкообразный продукт со сложным фазовым составом (рис. 4), который, в свою очередь, можно рассматривать как самостоятельный материал для использования в различных аддитивных технологиях или в виде прекурсора в других порошковых смесях.

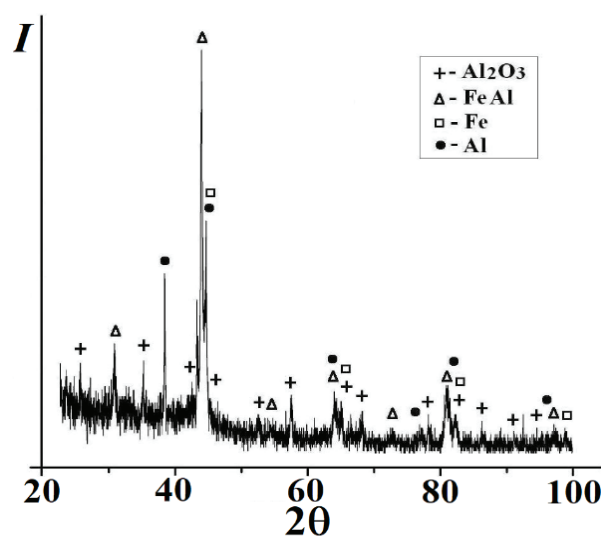


Рис. 4. Фазовый состав спеченного порошкового продукта из смеси Al +стружка (сталь 45)

Fig. 4. Phase composition of the sintered powder product from Al + chips (steel 45) mixture

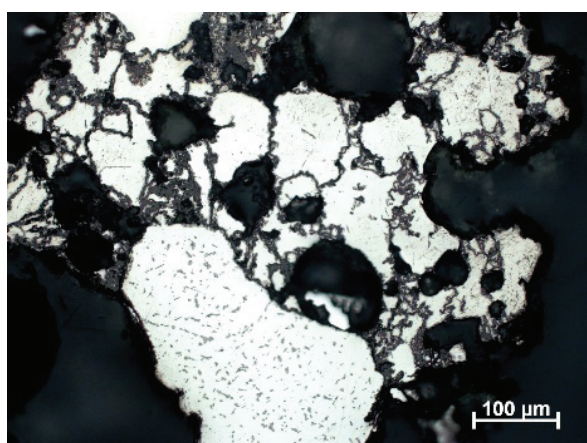
На первый взгляд можно предположить, что основа синтезированных частиц из смеси алюминия и обработанной стружки представляет собой металлическую матрицу с иглоподобными включениями алюминидов железа и вкраплениями оксидной фазы Al_2O_3 (рис. 5). Расчет соотношения фаз в синтезированном продукте показал, что заметная часть объема приходится на фазы $FeAl$ (до 30 об. %) и Al_2O_3 (до 17 об. %). РСА также фиксирует свободное железо (23 об. %) и алюминий (15 об. %). Согласно карте распределения основных химических элементов (рис. 6), железо и кислород распределены по объему синтезированных частиц, также там присутствует и алюминий, но в соединении с железом $FeAl$ или в виде оксида Al_2O_3 . Участки с преимущественным содержанием железа преобладают непосредственно в объеме частиц, тогда как свободный алюминий сконцентрирован на их периферии (рис. 6, в).

Взаимодействие обработанной стальной стружки с титаном было рассмотрено на примере состава Ti +стружка(ст45), где в отличие от предыдущей смеси основу составлял титан, а стружка являлась легирующей добавкой. В этом случае никаких экстремальных реакций не ожидалось, процесс проходил в условиях типичного твердофазного спекания. Выбранная температура спекания (1000 °С) для данного состава является невысокой, а возможная жидкая фаза (эв-

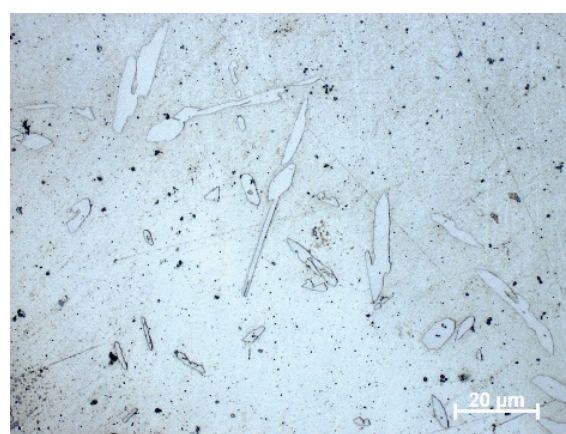
тектика) в системе Ti - Fe согласно равновесной диаграмме состояния образуется при 1085 °С. Поэтому в результате спекания прессовок из смеси Ti +стружка(ст45) преимущественно наблюдается титановая фаза с небольшим включением свободного железа (рис. 7). Общая картина микроструктуры спеченного материала соответствует конфигурации титановой матрицы с включениями остатков железа (рис. 7, б).

Присутствующий изначально на частицах обработанной стальной стружки кислород в оксидных включениях, вероятнее всего, мигрировал в титановую матрицу, куда возможно продиффундировала и часть железа. Наличие кислорода до 2,5 % в спеченных образцах подтверждается данными элементного анализа газовых примесей, выполненного с помощью анализатора LECO ONH-836. Результаты РСА спеченных образцов состава Ti +стружка(ст45) позволяют идентифицировать титановую основу как неравновесный твердый раствор на основе α - Ti , доля которого достигает 91 об. %. Оставшаяся часть приходится на свободное железо (9 об. %) в местах расположения фрагментов частиц стальной стружки.

Вариант, когда в процессе спекания порошкообразная окисленная стружка одновременно взаимодействует с титаном и алюминием, представлен на рис. 8. Соотношение компонентов допускает как инициирование перекрестного синтеза интерметаллидов, так и реакцию



а



б

Рис. 5. Микроструктура порошкового продукта, полученного при спекании смеси Al + стружка (сталь 45):

общая структура зерен порошковых частиц (а) и их внутренняя структура (б)

Fig. 5. Microstructure of the powder product obtained by sintering a mixture of Al + chips (steel 45): the general grain view of powder particles (a) and the internal structure (b)

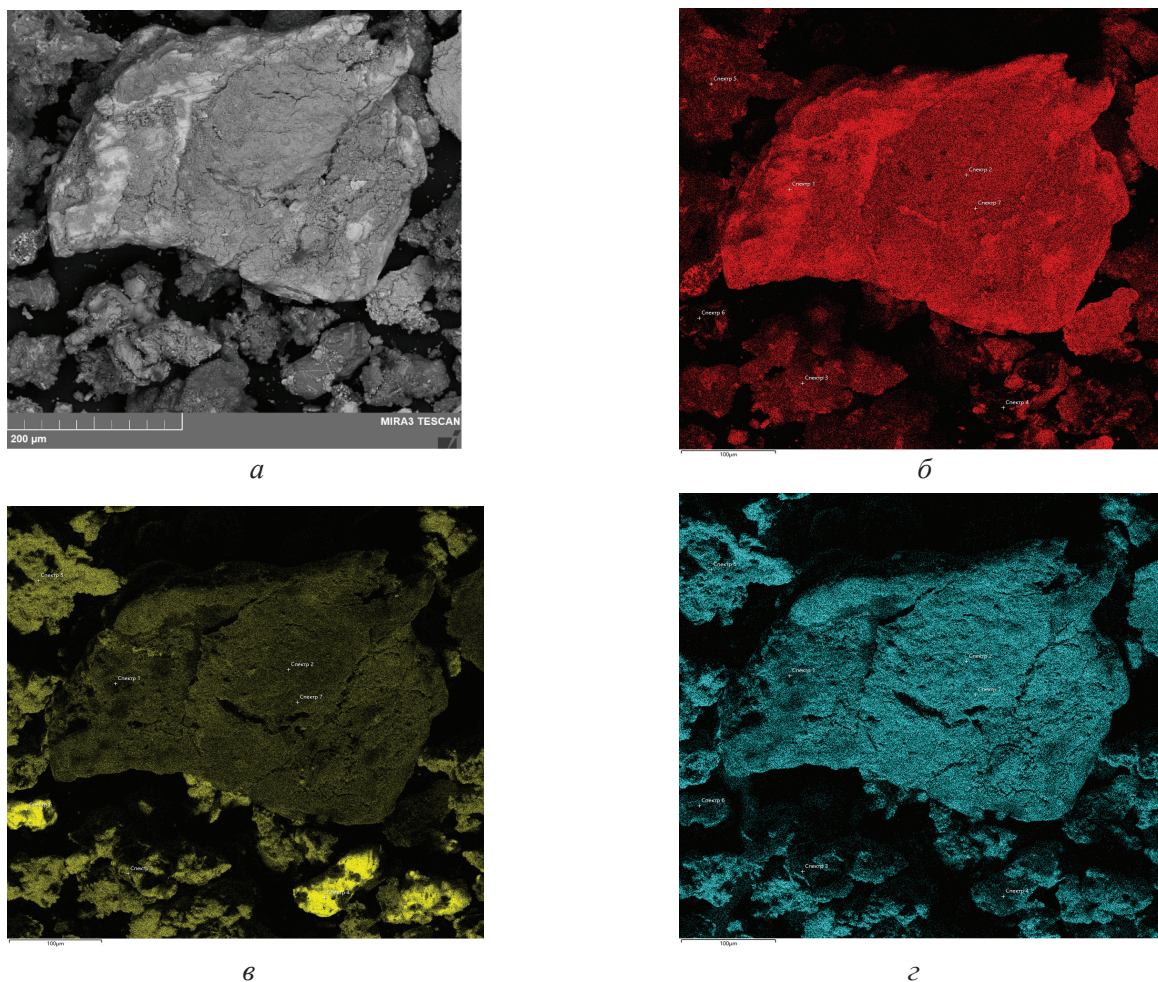


Рис. 6. Распределение химических элементов в спекленном порошковом продукте из смеси Al + стружка(сталь 45):

РЭМ-изображение во вторичных электронах (а); в характеристических излучениях Fe (б); Al (в) и O (г)

Fig. 6. Chemical elements distribution in the sintered powder product of the Al + chips (steel 45) mixture:

SEM secondary electron image (а); in the characteristic radiation Fe (б); Al (в) and O (г)

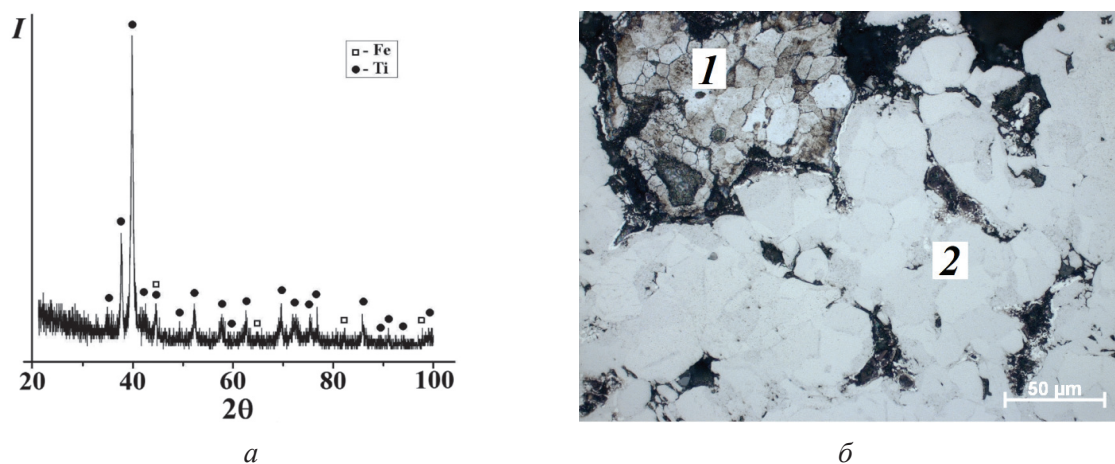


Рис. 7. Фазовый состав (а) и микроструктура (б) спекленной прессовки из смеси Ti + стружка (сталь 45); 1 – область, богатая свободным железом; 2 – область твердого раствора на основе α -Ti

Fig. 7. Phase composition (а) and microstructure (б) of sintered compacts from Ti + chips (steel 45) mixture; 1 – an area rich in free iron; 2 – solid solution area based on α -Ti

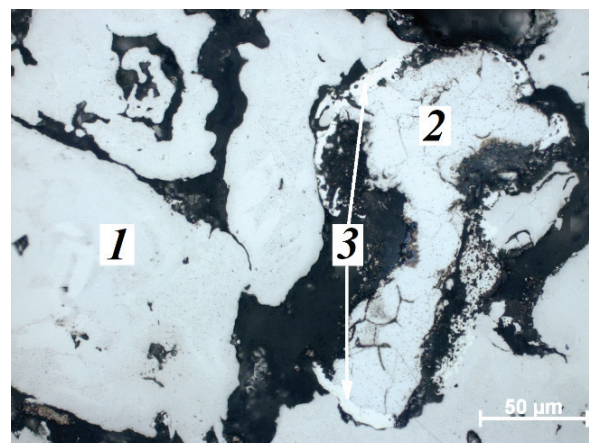
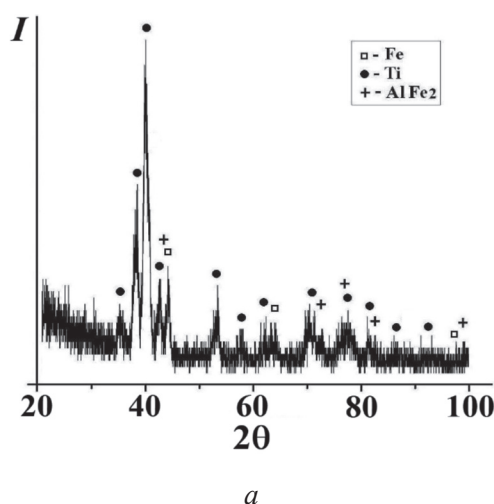


Рис. 8. Фазовый состав (а) и микроструктура (б) спеченных образцов из смеси Ti+Al+стружка (сталь 45); 1 – область твердого раствора на основе α -Ti; 2 – область, богатая свободным железом; 3 – область, соответствующая неравновесной фазе AlFe_2

Fig. 8. Phase composition (a) and microstructure (b) of sintered specimens from Ti + Al + chips (steel 45) mixture; 1 – solid solution area based on α -Ti; 2 – area rich in free iron; 3 – area corresponding to the nonequilibrium AlFe_2 phase

восстановления железа из оксидных включений на частицах стальной стружки. Реальный фазовый состав показывает (рис. 8, а), что в этом случае формируется большой объем (около 67 об. %) неравновесной фазы твердого раствора на основе α -Ti, куда может продиффундировать как часть алюминия, так и кислорода. На границе частиц стальной стружки при контакте с частицами алюминия может происходить образование до 12 об. % другой неравновесной фазы, стехиометрия которой близка к AlFe_2 (согласно картотеке базы данных PDF 4+). В спеченном образце из данной композиции рентгеноструктурный анализ определил также содержание железа до 21 об. %, возможно какая-то доля его является продуктом реакции восстановления из сформированных оксидных фаз на измельченной окисленной стальной стружке при взаимодействии с алюминием. Несмотря на присутствие кислорода, которое зафиксировано анализатором на уровне 1,8 %, в явном виде оксидные фазы не были определены с помощью PCA. Очевидно, что выбранное соотношение компонентов (Ti, Al и измельченная стружка ст.45) и степень окисленности стружки (не более 30 об. % Fe_2O_3) не обеспечили необходимого количества продуктов реакции восстановления $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}$.

После рассмотрения представленных в работе вариантов композиций с использованием обработанной стальной стружки можно однознач-

но утверждать, что измельченная окисленная стружка является активным взаимодействующим компонентом в исследуемых составах. Присутствие оксидной фазы на фрагментированных частицах стружки не только не препятствует реакционно-диффузионному взаимодействию с другими компонентами, но и способствует реализации дополнительных реакционных процессов. В качестве косвенного подтверждения таких процессов можно использовать результаты анализа объемных изменений прессовок после спекания. В табл. 2 приведены значения изменения объемов спеченных прессовок за исключением смеси с алюминием (Al + стружка(ст45)), которая вследствие интенсивной экзотермической реакции потеряла свою начальную форму. Отрицательные значения показывают объемный рост прессовок за счет формирования новых фаз, миграции элементов из одной группы компонентов в другую, образования пор на месте расплавленного алюминия, который, в свою очередь, мигрировал в другие компоненты, увеличив объем их зерен, и т. п. Наиболее заметное увеличение объема прессовок после спекания наблюдается в последнем варианте смеси Ti + Al + стружка(ст45). Здесь проявляется сразу несколько диффузионных процессов, связанных с миграцией алюминия, которые позволяют увеличивать объем не только решетки титана, но и оказывают влияние на размерные параметры железа. Для сравнения

Таблица 2

Table 2

Объемные изменения спеченных прессовок с переработанной стружкой стали 45, %
Volumetric changes of the sintered compacts with recycled steel 45 chips, %

№ п/п	Состав / Composition	$\Delta V/V_0$, %
1	Порошок из стружки стали 45 / Steel 45 chip powder	6,5
2	Ti + стружка (сталь 45) / Ti + chips (steel 45)	-2,7
3	Ti + Al + стружка (сталь 45) / Ti + Al + chips (steel 45)	-26,7

в табл. 2 приведены объемные изменения прессовок из обработанной стружки без добавления других компонентов (алюминия и титана) после спекания, которые демонстрируют стандартную для этого случая усадку.

Выводы

Отходы металлообработки заготовок из стали 45 могут быть использованы в порошковых технологиях не только в качестве источников железа, но и его оксидов после простых доступных дополнительных операций окисления и измельчения.

Путем применения несложного способа подготовки (обработки) стальной стружки можно получить приемлемый порошковый компонент-добавку для дальнейшего использования в многокомпонентных смесях для синтеза металломатричных композитов на основе титана и алюминия. Стальная стружка после дополнительного окисления в воде хорошо измельчается и активно взаимодействует с титановой и алюминиевой основой при вакуумном спекании при 1000 °С. В случае смеси с алюминием (Al + стружка(ст45)) спекание протекает фактически в режиме теплового взрыва, и результаты взаимодействия могут быть в виде многофазного порошкового продукта с синтезированной оксидной фазой Al_2O_3 . Взаимодействие с титаном при выбранном соотношении компонентов (Ti + стружка(ст45)) не приводит к изменению фазового состава, хотя есть потенциал за счет большего окисления стружки увеличить долю кислорода. При использовании титана и алюминия в качестве матричного материала с добавкой измельченной стружки (Ti + Al + стружка(ст45)) синтез in-situ фазы Al_2O_3 не исключен, если определить соотношение компонентов и уровень

окисленности используемой стальной стружки. В этом случае имеется перспектива разработки нового композиционного материала с мелкодисперсной оксидной фазой в металлической матрице.

Предварительные результаты анализа особенностей формирования структуры металломатричных композитов с участием стальной стружки в условиях вакуумного спекания показали, что отходы металлообработки могут после соответствующей технологической подготовки использоваться как взаимодействующий компонент порошковой смеси. Дальнейшие исследования позволят в перспективе определить рабочий диапазон концентраций компонентов, их оптимальное соотношение, которое сможет обеспечить формирование заданного структурно-фазового состояния, предопределяющего соответствующие свойства.

Список литературы

1. Дьяконов О.М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов. – Минск: Технология, 2012. – 262 с.
2. Дьяконов О.М. Исследование физико-химических и механических свойств стальной и чугуновой стружки // Литье и металлургия. – 2009. – № 4 (53). – С. 161–173.
3. Дьяконов О.М. Получение металлургических брикетов на основе стружко-порошковых композиций горячим прессованием // Литье и металлургия. – 2011. – № 4 (63). – С. 129–137.
4. Переработка стружки черных металлов / С.Л. Ровин, Л.Е. Ровин, Т.М. Заяц, О.М. Валицкая // Литье и металлургия. – 2017. – № 4 (89). – С. 94–101.
5. Ровин С.Л., Калиниченко А.С., Ровин Л.Е. Возвращение дисперсных металлоотходов в производство // Литье и металлургия. – 2019. – № 1. – С. 45–48.
6. Ровин С.Л., Валицкая О.М. Тепловая обработка чугуновой стружки // Литье и металлургия. – 2007. – № 3. – С. 86–89.

7. Логинов Ю.Н., Загиров Н.Н., Иванов Е.В. Оценка уровня упрочнения стружки из алюминиевого сплава, предназначенной для последующей обработки давлением // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 1. – С. 45–55. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.1-45-55.
8. Опыт утилизации металлической стружки / Д.М. Кукуй, И.В. Емельянович, В.П. Петровский, Л.Е. Ровин, С.Л. Ровин // *Литье и металлургия*. – 2009. – № 1. – С. 47–50.
9. Яценко И.В., Самборук А.Р., Кузнец Е.А. Получение композита $TiC+Al_2O_3+AlFe$ из гранулированной шихты методом СВС // *Современные материалы, техника и технологии*. – 2016. – № 3 (6). – С. 149–153.
10. Energy efficiency during conventional and novel sintering processes: the case of $Ti-Al_2O_3-TiC$ composites / С. Musa, R. Licheri, A.M. Locci, R. Orru, G. Cao, M.A. Rodriguez, L. Jaworska // *Journal of Cleaner Production*. – 2009. – Vol. 17. – P. 877–882.
11. Технология получения композиционного материала на основе многофункциональной оксидной керамики / В.А. Оковитый, Ф.И. Пантелеенко, Т.Л. Талако, А.Ф. Пантелеенко // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 2 (67). – С. 39–45. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-39-45.
12. Dispersion characteristics, microstructural evolution and sintering behaviour of $Al_2O_3-Ti_6Al_4V$ composites fabricated by spark plasma sintering / O.A. Moses, C.T. Edmond, T.T. Precious, L.S. Siphon, O.S. Ranti, O.P. Apata // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 18, pt. 7. – P. 3791–3797. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.317.
13. Spark plasma sintering of $Al-Ti-Al_2O_3$ composite / S.R. Oke, O.E. Falodun, B.G. Motsa, O.O. Ige, P.A. Olubambi // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 18, pt. 7. – P. 3946–3951. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.335.
14. Temperature distribution at steady state under constant current discharge in spark sintering process of Ti and Al_2O_3 powders / K. Matsugi, H. Kuramoto, T. Hatayama, O. Yanagisawa // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2004. – Vol. 146. – P. 274–281. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)01039-7.
15. Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монолитных СВС-композитов / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Т.М. Быкова, Е.И. Сенаева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 124–138. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-124-138.
16. Sharifitabar M., Khaki J.V., Sabzevar M.H. Fabrication of $Fe-TiC-Al_2O_3$ composites on the surface of steel using a $TiO_2-Al-C-Fe$ combustion reaction induced by gas tungsten arc cladding // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2016. – Vol. 23, N 2. – P. 193–204.
17. Bayraktar E., Katundi D. Development of a new aluminium matrix composite reinforced with iron oxide (Fe_3O_4) // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. – 2010. – Vol. 38, N 1. – P. 7–14.
18. Dadbakhsh S., Hao L. In situ formation of particle reinforced Al matrix composite by selective laser melting of Al/Fe_2O_3 powder mixture // *Advanced Engineering Materials*. – 2012. – Vol. 14, N 1–2. – P. 45–48. – DOI: 10.1002/adem.201100151.
19. Поверхностное легирование титана алюминием с использованием метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей / И.А. Батаев, Д.В. Лазуренко, М.Г. Голковский, И.С. Лаптев, И.К. Чакин, И.С. Иванчик // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 1 (74). – С. 51–60.
20. Formation of phases in reactively sintered $TiAl_3$ alloy / A. Skolaková, P. Salvetr, J. Leitner, T. Lovasi, P. Novak // *Molecules*. – 2020. – Vol. 25. – P. 1912. – DOI: 10.3390/molecules25081912.
21. Филимонов В.Ю., Логинова М.В. Формирование фазового состава в системе $Ti-3Al$ на этапе вторичного структурообразования при синтезе в режиме теплового взрыва // *Известия Томского политехнического университета*. – 2007. – Т. 311, № 2. – С. 116–119.
22. Kinetic and thermodynamic description of intermediary phases formation in $Ti-Al$ system during reactive sintering / A. Skolakova, J. Leitner, P. Salvetr, P. Novak, D. Deduytsche, J. Kopecek, C. Detavernier, D. Vojtech // *Materials Chemistry and Physics*. – 2019. – Vol. 230. – P. 122–130. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.03.062.
23. Дудина Д.В. Электроискровое спекание смесей металлических порошков и композитов с металлическими матрицами: особенности формирования структуры и свойства спеченных материалов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 2 (75). – С. 45–54. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-45-54.
24. Kostov A., Friedrich B., Živković D. Thermodynamic calculations in alloys $Ti-Al$, $Ti-Fe$, $Al-Fe$ and $Ti-Al-Fe$ // *Journal of Mining and Metallurgy*. – 2008. – Vol. 44 B. – P. 49–61. – DOI: 10.2298/jmmb0801049k.
25. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1: справочник / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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 structure formation of sintered powder materials using waste metal processing of steel workpieces

Elena Korosteleva ^{a, *}, Ivan Nikolaev ^b, Victoria Korzhova ^c

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4 Prospekt Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-4363-3604>, elenak@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-4529-6477>, rmkast97@gmail.com,
^c <https://orcid.org/0000-0003-0835-9264>, vicvic5@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 September 2022

Revised: 04 October 2022

Accepted: 20 October 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Metalworking waste
 Metal matrix composites
 Steel chip
 Powder mixture
 Oxides
 Sintering
 Structure

Funding

This research was supported by the Russian Science Foundation and funded by the Administration of the Tomsk Region; grant No. 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031>.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. Manufacturing processes, to one degree or another, are associated with the metal waste production in the form of metal chips. The development of technologies for recycling of waste from mechanical facilities is a popular solution both from the resource saving and from an environmental points of view. Among many traditional approaches to the problem of recycling metal chips, the most interesting may be the method of using chips as one of the components in a powder material. **The aim of this work** is to analyze the possibility of using metalworking wastes from steel 45 (metal chips) in powder compositions based on titanium and aluminum not only as a source of iron, but also as a possible source of Fe_2O_3 oxide. Attention to the oxide was paid in terms of initiating reduction reactions in the powder mixture based on titanium and aluminum with the formation of the Al_2O_3 oxide phase to obtain a metal matrix composite. **Research methods:** steel chips after processing workpieces from steel 45 were additionally oxidized in water and crushed in a vibrating mill to an average particle size of 300 μm for use in powder compositions with titanium and aluminum powders. Grinded and oxidized chips were mixed with titanium and aluminum powders in various proportions in order to study its interaction with these powder components. The obtained mixtures were pressed in the form of cylindrical samples and sintered in a vacuum furnace at a temperature of 1,000 °C. The phase composition and microstructure were studied using an XRD-6000 X-ray diffractometer with $\text{CuK}\alpha$ – radiation and an AXIOVERT-200MAT optical microscope. **Results and discussions.** It is shown that after milling without coolant, steel 45 chips did not accumulate a noticeable amount of iron oxides, which required additional oxidizing procedures. The interaction of grinded oxidized chips with the components of powder mixtures is considered, and its effect on volumetric changes in compacts and structure formation of metal-matrix composites is shown. The results of optical metallography and X-ray diffraction analysis (XRD) of sintered powder compositions using oxidized ground chips of steel 45 made it possible to evaluate the ongoing processes of structure formation depending on the combination of interacting components, its mutual influence, and the prospects for obtaining composites with a dispersed oxide phase.

For citation: Korosteleva E.N., Nikolaev I.O., Korzhova V.V. Features of the structure formation of sintered powder materials using waste metal processing of steel workpieces. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 192–205. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-192-205. (In Russian).

References

1. D'yakonov O.M. Kompleksnaya pererabotka struzhki i metallosoderzhashchikh shlamov [Integrated processing of chips and metal-containing sludge]. Minsk, Tekhnologiya Publ., 2012. 262 p.
2. D'yakonov O.M. Issledovanie fiziko-khimicheskikh i mekhanicheskikh svoystv stal'noi i chugunnoi struzhki [Investigation of physicochemical and mechanical characteristics of steel and cast iron chips]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2009, no. 4 (53), pp. 161–173.

* Corresponding author

Korosteleva Elena N., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
 2/4 Prospekt Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: 8 (382) 2-286-962, **e-mail:** elenak@ispms.ru

3. D'yakonov O.M. Poluchenie metallurgicheskikh briketov na osnove struzhko-poroshkovykh kompozitsii goryachim pressovaniem [Production of metallurgical briquettes on the basis of chips-powder compositions by hot press molding]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2011, no. 4 (63), pp. 129–137.
4. Rovin S.L., Rovin L.E., Zayac T.M., Valickaya O.M. Pererabotka struzhki chernykh metallov [Processing of ferrous metal shavings]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2017, no. 4 (89), pp. 94–101.
5. Rovin S.L., Kalinichenko A.S., Rovin L.E. Vozvrashchenie dispersnykh metallootkhodov v proizvodstvo [The return of the dispersed metal waste into production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2019, no. 1, pp. 45–48.
6. Rovin S.L., Valitskaya O.M. Teplovaya obrabotka chugunnoi struzhki [Heat treatment of cast iron shavings]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2007, no. 3, pp. 86–89.
7. Loginov Yu.N., Zagirov N.N., Ivanov E.V. Otsenka urovnya uprochneniya struzhki iz alyuminievogo splava, prednaznacheno dlya posleduyushchei obrabotki davleniem [Evaluation of the level of hardening of aluminum alloy chips intended for subsequent pressure treatment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 1, pp. 45–55. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.1-45-55.
8. Kukui D.M., Emel'yanovich I.V., Petrovskii V.P., Rovin L.E., Rovin S.L. Opyt utilizatsii metallicheskoj struzhki [Experience of utilization of metal chipping]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2009, no. 1, pp. 47–50.
9. Yatsenko I.V., Samboruk A.R., Kuznets E.A. Poluchenie kompozita $\text{TiS} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlFe}$ iz granulirovannoi shikhty metodom SVS [Production of $\text{TiC} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlFe}$ composite from granulated batch by using SHS]. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii = Modern Materials, Equipment and Technologies*, 2016, no. 3 (6), pp. 149–153.
10. Musa C., Licheri R., Locci A.M., Orru R., Cao G., Rodriguez M.A., Jaworska L. Energy efficiency during conventional and novel sintering processes: the case of $\text{Ti-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ composites. *Journal of Cleaner Production*, 2009, vol. 17, pp. 877–882.
11. Okovity V.A., Panteleenko F.I., Talako T.L., Panteleenko A.F. Tekhnologiya polucheniya kompozitsionnogo materiala na osnove mnogofunktsional'noi oksidnoi keramiki [The technology of producing a composite material based on a multifunctional oxide ceramics]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 2 (67), pp. 39–45. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-2-39-45.
12. Moses O.A., Edmond C.T., Precious T.T., Sipho L.S., Ranti O.S., Apata O.P. Dispersion characteristics, microstructural evolution and sintering behaviour of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti6Al4V}$ composites fabricated by spark plasma sintering. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 18, pt. 7, pp. 3791–3797. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.317.
13. Oke S.R., Falodun O.E., Motsa B.G., Ige O.O., Olubambi P.A. Spark plasma sintering of $\text{Al-Ti-Al}_2\text{O}_3$ composite. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 18, pt. 7, pp. 3946–3951. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.335.
14. Matsugi K., Kuramoto H., Hatayama T., Yanagisawa O. Temperature distribution at steady state under constant current discharge in spark sintering process of Ti and Al_2O_3 powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 146, pp. 274–281. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)01039-7.
15. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., Senaeva E.I. Vliyanie khimicheskogo sostava matritsy na strukturu i svoystva monolitnykh SVS-kompozitov [Influence of the chemical composition of the matrix on the structure and properties of monolithic SHS composites]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 124–138. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-124-138.
16. Sharifitabar M., Khaki J.V., Sabzevar M.H. Fabrication of $\text{Fe-TiC-Al}_2\text{O}_3$ composites on the surface of steel using a $\text{TiO}_2\text{-Al-C-Fe}$ combustion reaction induced by gas tungsten arc cladding. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2016, vol. 23, no. 2, pp. 193–204.
17. Bayraktar E., Katundi D. Development of a new aluminium matrix composite reinforced with iron oxide (Fe_3O_4). *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2010, vol. 38, no. 1, pp. 7–14.
18. Dadbakhsh S., Hao L. In situ formation of particle reinforced Al matrix composite by selective laser melting of $\text{Al/Fe}_2\text{O}_3$ powder mixture. *Advanced Engineering Materials*, 2012, vol. 14, no. 1–2, pp. 45–48. DOI: 10.1002/adem.201100151.
19. Bataev I.A., Lazurenko D.V., Golkovski M.G., Laptev I.S., Chakin I.K., Ivanchik I.S. Poverkhnostnoe legirovanie titana alyuminiem s ispol'zovaniem metoda vnevakuumnoi elektronno-luchevoi naplavki poroshkovykh smesei [Surface alloying of titanium with aluminium by non-vacuum electron beam cladding of powder mixtures]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 1 (74), pp. 51–60.

20. Skolaková A., Salvetr P., Leitner J., Lovasi T., Novak P. Formation of phases in reactively sintered TiAl_3 alloy. *Molecules*, 2020, vol. 25, p. 1912. DOI: 10.3390/molecules25081912.

21. Filimonov V.Yu., Loginova M.V. Formirovanie fazovogo sostava v sisteme Ti-3Al na etape vtorichnogo strukturoobrazovaniya pri sinteze v rezhime teplovogo vzryva [Formation of phase structure in the system Ti-3Al at the stage of secondary structurization at synthesis in the mode of thermal explosion]. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2007, vol. 311, no. 2, pp. 116–119. (In Russian).

22. Skolakova A., Leitner J., Salvetr P., Novak P., Deduytsche D., Kopecek J., Detavernier C., Vojtech D. Kinetic and thermodynamic description of intermediary phases formation in Ti-Al system during reactive sintering. *Materials Chemistry and Physics*, 2019, vol. 230, pp. 122–130. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.03.062.

23. Dudina D.V. Elektroiskrovoe spekanie smesei metallicheskih poroshkov i kompozitov c metallichesкими матрицами: osobennosti formirovaniya struktury i svoistva spechennykh materialov [Spark Plasma Sintering of the mixtures of metallic powders and metal matrix composites: peculiarities of the structure formation and properties of the sintered materials]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 2 (75), pp. 45–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-45-54.

24. Kostov A., Friedrich B., Živković D. Thermodynamic calculations in alloys Ti-Al, Ti-Fe, Al-Fe and Ti-Al-Fe. *Journal of Mining and Metallurgy*, 2008, vol. 44 B, pp. 49–61. DOI: 10.2298/jmmb0801049k.

25. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem*. V 3 t. T. 1 [State diagrams of binary metallic systems. In 3 vols. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p.

Conflicts of Interest

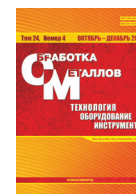
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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 деформационной обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Ti-42Nb-7Zr

Анна Ерошенко^{1, a, *}, Елена Легостаева^{1, b}, Иван Глухов^{1, c}, Павел Уваркин^{1, d}, Алексей Толмачев^{1, e},
Никита Лугинин^{1, 2, f}, Владимир Батаев^{3, g}, Иван Иванов^{3, h}, Юрий Шаркеев^{1, 2, i}

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, проспект Карла Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, lego@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, glia@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>, nikishek90@gmail.com,

^g <https://orcid.org/0000-0003-1721-2002>, bataev@corp.nstu.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>, i.ivanov@corp.nstu.ru,

ⁱ <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.4; 539.25

История статьи:

Поступила: 21 сентября 2022

Рецензирование: 14 октября 2022

Принята к печати: 03 ноября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Сплав Ti-Nb-Zr

Интенсивная пластическая деформация

Ультрамелкозернистая структура

Механические свойства

Фазовый состав

Финансирование:

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований СО РАН, проект FWRW-2021-0004 на 2021–2024 гг. Исследования выполнены на экспериментальном оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Интерес современного медицинского материаловедения направлен на разработку бета-сплавов тройных систем (TNZ) на основе титана, ниобия и циркония с низким модулем упругости, сопоставимым с модулем упругости кости. Однако их широкое применение в медицине ограничено недостаточными высокими прочностными свойствами, такими как пределы текучести, прочности, усталостной прочности, циклической долговечности и др. Формирование объемной ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах методами интенсивной пластической деформации позволяет обеспечить значительное повышение механических свойств без легирования «токсичными» элементами. **Целью работы** являлось обнаружение влияния деформационного воздействия (многоходовой прокатки и *abc*-прессования в сочетании с прокаткой) на микроструктуру и механические свойства сплава системы Ti-Nb-Zr. **Методы исследования.** Заготовки из сплава Ti-42Nb-7Zr были выполнены из чистых йодидного титана, ниобия и йодидного циркония методом дуговой плавки в защитной атмосфере аргона с использованием неплавящегося вольфрамового электрода. Сплав обладал высокой степенью однородности распределения по объему легирующих элементов ниобия и циркония. Для формирования ультрамелкозернистой структуры литые заготовки подвергали деформационному воздействию по двум схемам, которые включали многоходовую прокатку и комбинированный метод интенсивной пластической деформации, сочетающий *abc*-прессование и последующую многоходовую прокатку в ручьевых вальках. **Результаты и обсуждение.** В результате деформационной обработки прокаткой в заготовках сплава Ti-42Nb-7Zr формируется УМЗ-структура, представленная неравноосными β-субзернами с размерами в поперечном сечении 0,2...0,8 мкм и длиной 0,2...0,7 мкм, дисперсно-упрочненными наноразмерной ω-фазой и субзернами α'-фазы. Применение комбинированной деформации способствовало формированию в сплаве более диспергированной УМЗ (β+ω)-структуры со средним размером структурных элементов, равным 0,3 мкм. Сформированная в результате двухэтапной деформации УМЗ-структура обеспечила высокий уровень механических свойств: предел текучести – 480 МПа, предел прочности – 1100 МПа, микротвердость – 2800 МПа, при низком модуле упругости, равном 36 ГПа.

Для цитирования: Влияние деформационной обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Ti-42Nb-7Zr / А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева, И.А. Глухов, П.В. Уваркин, А.И. Толмачев, Н.А. Лугинин, В.А. Батаев, И.В. Иванов, Ю.П. Шаркеев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 206–218. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-206-218.

Введение

Получение металлических материалов медицинского назначения, совмещающих высокие механические свойства и низкий модуль упругости и обладающих одновременно механической и биологической совместимостью, является ак-

*Адрес для переписки

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., с.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Академический проспект, 2/4

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 28-69-11, e-mail: eroshenko@ispms.ru

туальной задачей [1]. В связи с этим перспективным направлением в области медицинского материаловедения является разработка сплавов на основе титана, легированных биоинертными металлами, которые не оказывают токсичного действия на организм. Это сплавы систем Ti-Nb, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Sn, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Hf, Ti-Nb-Zr-Sn, Ti-Nb-Ta-Sn, Ti-Nb-Ta-Zr [1, 2]. Легирование титана стабилизирующими элементами определенных концентраций, такими как ниобий, цирконий, тантал, позволяет сформировать бета-фазу, которая способствует получению низкого модуля упругости в сплаве. Модуль упругости таких сплавов в зависимости от элементного состава может варьироваться в диапазоне 14...50 ГПа, что сопоставимо с модулем упругости костной ткани (10...30 ГПа) [2]. Интерес к сплавам с низким модулем упругости находит свое отражение в ряде научных исследований, выполненных для сплавов тройных систем на основе титана, ниобия и циркония (TNZ), Ti-13Zr-13Nb, Ti-19Nb-14Zr, Ti-Nb (18-19)-Zr (5-6) [3-8]. Преимуществом сплавов TNZ является отсутствие токсичного воздействия на организм. Однако их широкое применение в медицине ограничено недостаточно высокими прочностными свойствами, такими, как пределы текучести, прочности, усталостной выносливости и др. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в бета-титановых сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет обеспечить значительное повышение усталостной прочности и циклической долговечности без легирования «токсичными» элементами, а также довести значения пределов прочности и текучести до уровня крупнокристаллических (КК) среднепрочных «альфа+бета» титановых сплавов, имеющих медицинские приложения. В работе [9] показано, что в зависимости от режимов термомеханических обработок модуль упругости в сплаве Ti-13Nb-13Zr находится в диапазоне 79...84 ГПа. У сплавов системы Ti-Nb-Zr с различной концентрацией ниобия и циркония после прокатки и термообработки модуль упругости и предел прочности могут варьироваться от 59 до 75 ГПа и от 345 до 810 МПа соответственно [9–11]. Однако вопросы, связанные с получением требуемых механических свойств и с закономерностями структурообразования, обусловленные большим многообразием

формирующихся структур и фазовых превращений для мультикомпонентных систем на основе титана со стабилизированной бета-фазой и с низким модулем упругости при ИПД, требуют дальнейшего развития. Все это определяет актуальность работы, направленной на разработку сплавов на основе титана, ниобия, циркония, и дальнейшее решение задач, связанных с повышением уровня механических свойств и получением низкого модуля упругости.

Цель работы – обнаружение влияния глубокого деформационного воздействия на микроструктуру и механические свойства сплава системы Ti-Nb-Zr.

Методика исследований

В качестве материала исследования использовался сплав системы Ti-Nb-Zr (TNZ, Ti-42Nb-7Zr). Экспериментальные заготовки из сплава Ti-42Nb-7Zr были изготовлены из чистых йодидного титана, ниобия и йодидного циркония методом дуговой плавки в защитной атмосфере аргона с использованием неплавящегося вольфрамового электрода в печи *Buhler* [12]. Для обеспечения однородности химического состава осуществляли пятикратный переплав. Заготовки получали массой 20 г в виде дисков (диаметр – 25 мм, высота – 8 мм). Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа слитки имели следующий состав (мас. %): Ti – 50,3; Nb – 42,3; Zr – 7,4. После переплава слитки подвергали выдержке при температуре 1000 °С в течение 3 часов в атмосфере аргона и затем закачивали в воду. Из слитков были подготовлены образцы, которые для получения УМЗ-состояния подвергали деформационному воздействию по двум схемам. Схемы обработок заготовок сплава показаны на рис. 1.

Согласно первой схеме образцы в форме параллелепипедов с размерами $7 \times 8 \times 15$ мм³, вырезанные из слитка искровой резкой, подвергали ИПД, состоящей из многоходовой прокатки в плоских валках. Предварительно заготовки перед прокаткой нагревали до температуры 200 °С, а прокатку проводили при комнатной температуре валков до суммарной логарифмической деформации $e = 2,19$.

В случае второй схемы применяли комбинированный метод ИПД, сочетающий *abc*-прессование

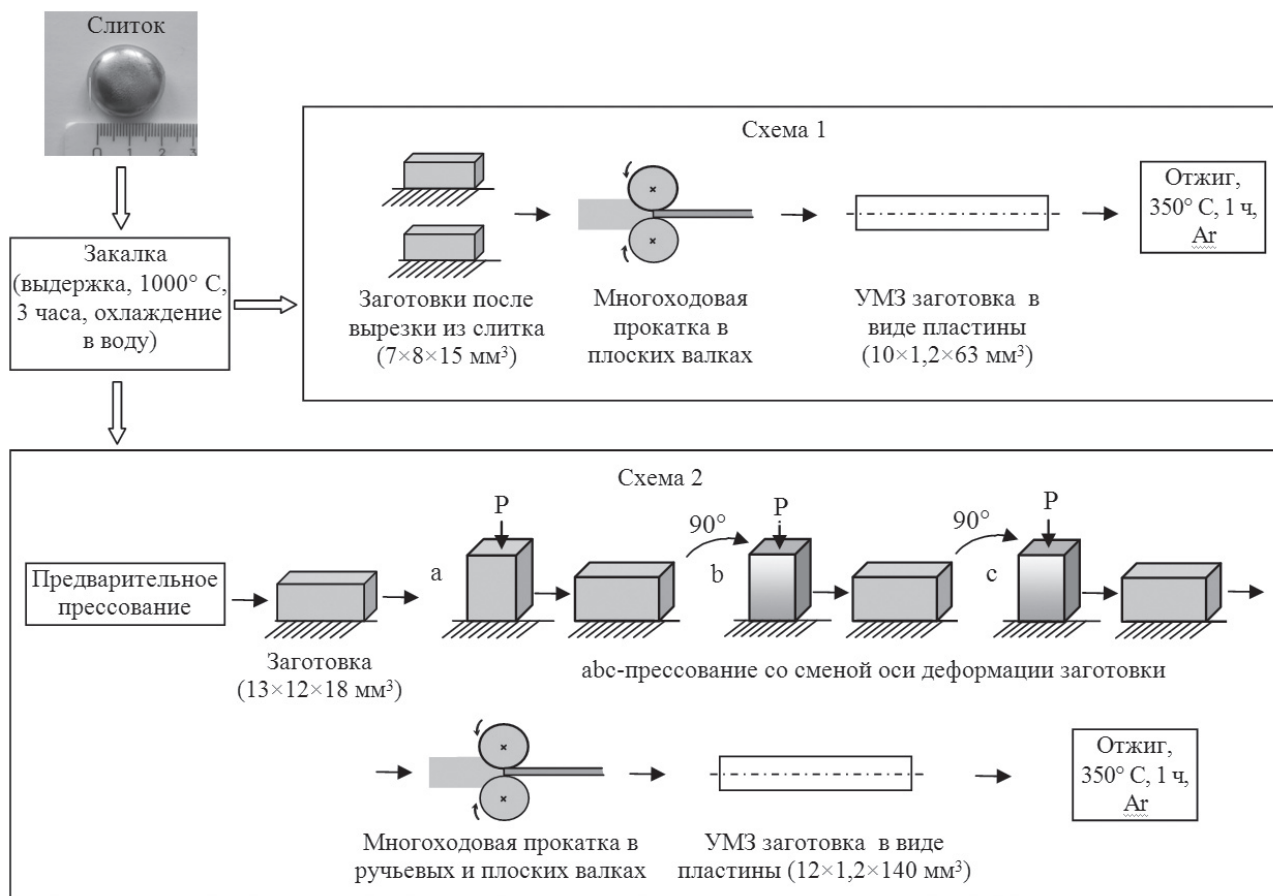


Рис. 1. Термические и деформационные обработки заготовок сплава Ti-42Nb-7Zr

Fig. 1. Scheme of heat and deformation treatments of Ti-42Nb-7Zr alloy

и последующую многоходовую прокатку в ручьевых валках и затем в плоских валках. Из слитка в результате предварительного прессования получали заготовку размером 13×15×18 мм³. *Аbc*-прессование заготовки осуществляли при ступенчатом понижении температуры в интервале 500...400 °С. При этом применяли однократные осадки заготовки при заданных температурах. Прокатку предварительно нагретых образцов до 200 °С проводили, как и в случае первой схемы, при комнатной температуре валков. В этом случае суммарная логарифмическая степень деформации составила $e = 2,94$.

В результате применения первой и второй схем получали пластины размером 10×1,5×140 мм³. Для снятия остаточных внутренних напряжений и увеличения пластичности готовые образцы отжигали при температуре 350 °С в течение одного часа в атмосфере аргона, а затем охлаждали с печью. С целью сравнительного исследования сформированных УМЗ состояний с КК-структурой применяли рекристаллизационный

отжиг части образцов длительностью 1 час при 800 °С после второй схемы деформации.

Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической микроскопии (микроскоп *Carl Zeiss Axio Observer*), просвечивающей и растровой электронной микроскопии (микроскопы *JEOL JEM 2100* и *LEO EVO 50*) и рентгеновской дифрактометрии (дифрактометр ДРОН-7). Рентгеновские дифрактограммы получали в CoK_α -излучении. Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) рассчитывали методом секущей [14]. Измерения микротвердости проводили на микротвердомере *Duramin 5*. Механические испытания на растяжение были выполнены на испытательной машине *Instron 5582*. При проведении механических испытаний использовали по 5 образцов для каждого состояния. Модуль упругости определяли на приборе (*Nano Hardness Teste DUN 211S*) при вдавливании индентора в поверхность образца с одновременным построением кинетической диаграммы «напряжение–нагрузка».

Микроструктурные, рентгеноструктурные исследования, измерения микротвердости и механические испытания образцов проводили для КК-состояния и для УМЗ-состояний, полученных после прокатки и после комбинированного деформационного воздействия (*abc*-прессование и прокатка).

Результаты и их обсуждение

На рис. 2, *a, б* представлена микроструктура заготовки Ti-42Nb-7Zr после переплава. По сечению заготовки в литом состоянии микроструктура неоднородная. Наблюдаются три зоны: зона, состоящая из равноосных зерен, зона с дендритным строением, которая состоит из промежуточной области с ячеистым строением и области вытянутых столбчатых дендритов. Наличие столбчатых дендритов свидетельствует о ликвации в β -твердом растворе при переплаве [15]. Исследование методом микрорентгено-спектрального анализа показало, что заготовка после переплава обладала высокой степенью однородности распределения по объему легирующих компонентов ниобия и циркония. Концентрация ниобия по сечению заготовки находится в диапазоне (41,2...43,1) мас. %, а циркония – (6,8...7,3) мас. %.

Характерной особенностью микроструктуры слитка является развитая дендритная структура в верхней части и крупнозернистая структура с размерами 200...500 мкм на основе твердого раствора титана и / или ниобия в нижней части.

Согласно данным ПЭМ основной фазой в сплаве является β -фаза на основе твердого раствора (рис. 2, *в*). Перед деформационной обработкой сплав подвергали закалке, которая включала выдержку при температуре 1000 °С в течение 3 часов с последующим охлаждением в воде при комнатной температуре. Оптическое изображение микроструктуры сплава после закалки приведено на рис. 2, *г*. Микроструктура однородная по сечению заготовки. В структуре наблюдаются равноосные зерна β -фазы и пластины, мартенситной α'' -фазы, характерные для структуры после закалки. Формирование α'' -фазы мартенсита закалки для β -сплавов на основе титана обусловлено высоким содержанием ниобия. Так, для системы Ti-Nb образование мартенситной α'' -фазы наблюдается в закаленных сплавах с содержанием ниобия в концентрационном интервале от 30 до 40 мас. % [15, 16]. Средний размер зерен β -фазы составил 100 мкм.

На рис. 3 представлена микроструктура закаленного сплава после многоходовой прокатки. Прокатка приводит к формированию полосового характера микроструктуры. На светлопольных изображениях наблюдаются «полосовые» фрагменты с размерами в поперечном сечении 0,2...0,8 мкм и длиной 0,2...0,7 мкм, что соответствует УМЗ-состоянию согласно классификации, приведенной в работе [17]. В полосовых фрагментах наблюдается формирование дислокационной субструктуры. Полосовые фрагменты состоят из β -фазы на основе твердого раствора титана и ниобия (рис. 3, *a, б*). На светлопольных

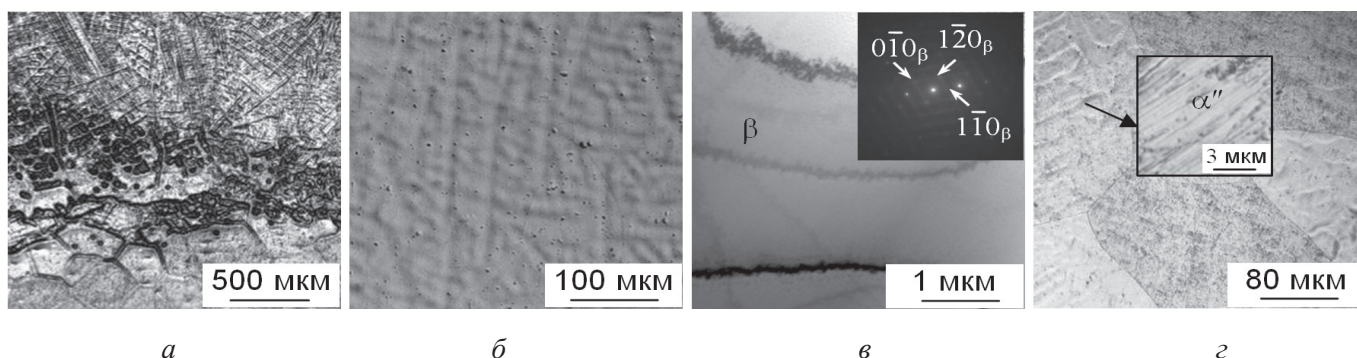


Рис. 2. Оптические (*a, г*), РЭМ (*б*) и ПЭМ с соответствующей микродифракцией (*в*) изображения микроструктуры сплава Ti-42Nb-7Zr:

литое (*a–в*); закаленное (*г*) состояния

Fig. 2. Optical (*a, g*), SEM (*b*) and TEM with corresponding microdiffraction pattern (*v*) images of Ti-42Nb-7Zr alloy microstructure:

cast (*a–v*); quenched (*g*) states

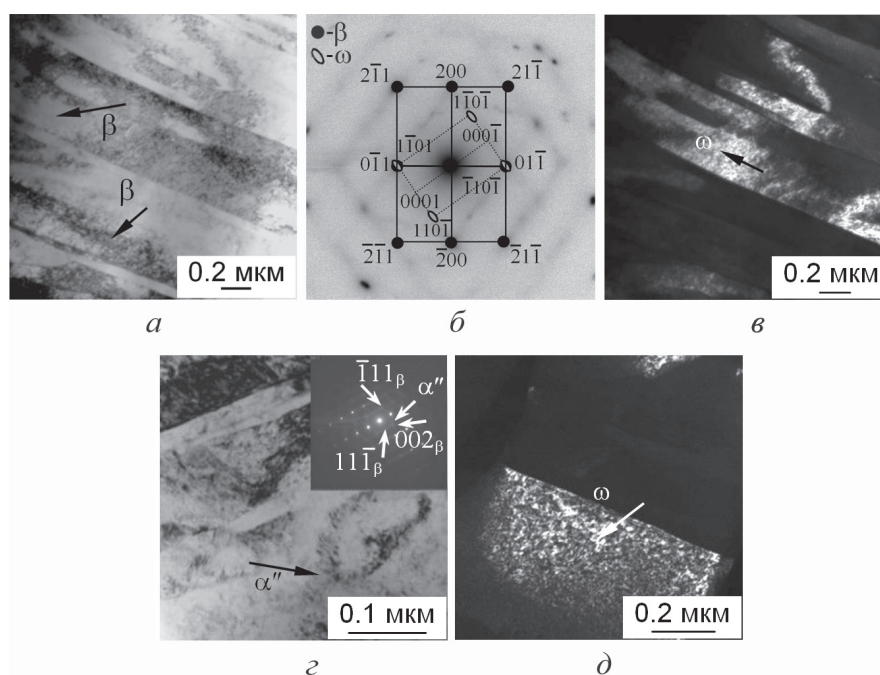


Рис. 3. ПЭМ-изображения микроструктуры закаленного сплава Ti-42Nb-7Zr после прокатки: светлопольные с соответствующими микродифракциями (а, з) и темнопольные (б, в) изображения; схема идентификации микродифракционной картины (б)

Fig. 3. TEM images of the quenched Ti-42Nb-7Zr alloy microstructure after rolling: bright field with corresponding microdiffraction patterns (a, z) and dark field (б, в) images; microdiffraction pattern identification scheme (б)

изображениях в локальных областях присутствуют выделения второй α'' -фазы шириной 10 нм в виде пластин, которые локализованы внутри субзерен матричной β -фазы (рис. 3, в). Микродифракционная картина представлена точечными рефлексам (рис. 3, б). На рис. 3, б приведена схема идентификации микродифракционной картины, на которой в сетке рефлексов от β -фазы различали рефлекс, соответствующие нанодисперсным частицам ω -фазы. На темнопольном изображении, полученном в рефлексах от β - и ω -фаз, внутри полос β -фазы видны наночастицы ω -фазы с размерами 10 нм (рис. 3, з).

На рис. 4 а, б представлены электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава Ti-42Nb-7Zr, подвергнутого *abc*-прессованию с последующей прокаткой. Микроструктура имеет менее выраженный «полосовой» характер (рис 4, а). В результате комбинированной ИПД формируются неравноосные субзерна β -фазы, в которых присутствуют дисперсные наночастицы ω -фазы (рис. 4, б). В субзернах β -фазы наблюдается развитая дислокационная субструктура с

повышенной плотностью дислокаций. Рефлексы на микродифракционной картине расположены по окружностям, что указывает на значительное измельчение структуры после деформации, а также на присутствие высокоугловых границ зерен. Субзерна β -фазы имеют размеры в интервале 0,1...0,6 мкм. Средний размер структурных элементов составил 0,3 мкм. Внутри фрагментов основной β -фазы наблюдаются наночастицы ω -фазы (рис. 4, з). Отметим, что в ходе применения комбинированной ИПД-пластины мартенситной α'' -фазы не удалось выявить. Это связано, по-видимому, с тем, что в процессе прессования в диапазоне температур 500...400 °С мартенситная α'' -фаза трансформируется в β -фазу по механизму $\alpha'' \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ [18–20].

Применение *abc*-прессования с прокаткой заготовок сплава приводит к формированию более диспергированной УМЗ-микроструктуры по сравнению с прокаткой без этапа прессования.

В КК рекристаллизованном состоянии (получен отжигом образцов сплава в УМЗ-состоянии при температуре 800 °С, 1 час) микроструктура

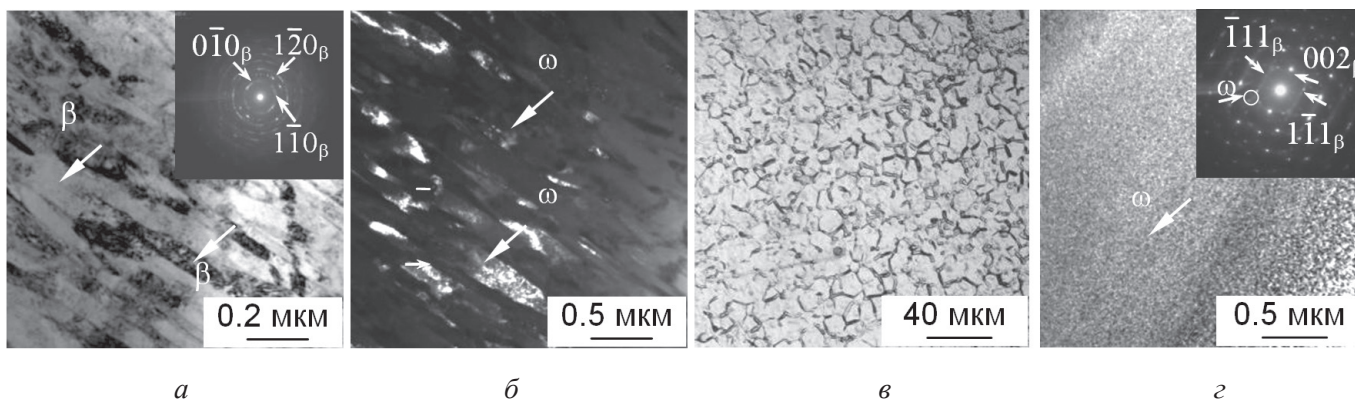


Рис. 4. ПЭМ-изображения и оптическое изображение микроструктуры сплава Ti-42Nb-7Zr УМЗ после *abc*-прессования с прокаткой (а, б) и в рекристаллизованном состоянии (в, г):

светлопольное с соответствующей микродифракцией (а, г); темнопольное (б); оптическое (в) изображения

Fig. 4. TEM and optical images of Ti-42Nb-7Zr UFG alloy microstructure after *abc*- pressing with rolling (а, б) and in the recrystallized state (в, г):

bright field with the corresponding microdiffraction patterns (а, г); dark field (б); optical (в) images

сплава Ti-Nb-Zr состоит из равноосных полиэдрических зерен матричной β -фазы (рис. 4, в). Средний размер β -зерна составил 20 мкм. Внутри матричных β -зерен присутствуют наночастицы ω -фазы со средним размером 10 нм (рис. 4, г).

На рис. 5 приведены рентгеновские дифрактограммы для сплава Ti-42Nb-7Zr в различных состояниях. В литом состоянии фазовый состав представлен β -фазой на основе твердого раствора титана и ниобия (рис. 5, а). В закаленном со-

стоянии (рис. 5, б) и после деформационной обработки прокаткой (рис. 5, в) на рентгенограммах помимо основной β -фазы фиксируются рефлексы с низкой интенсивностью от второй фазы – α'' -мартенсита, которая образовалась в ходе быстрого охлаждения из областей, обедненных легирующими элементами [15]. В то же время в состоянии после деформационного воздействия комбинированного метода ИПД в сплаве рефлексы α'' -фазы не выявляются на рентгенограмме,

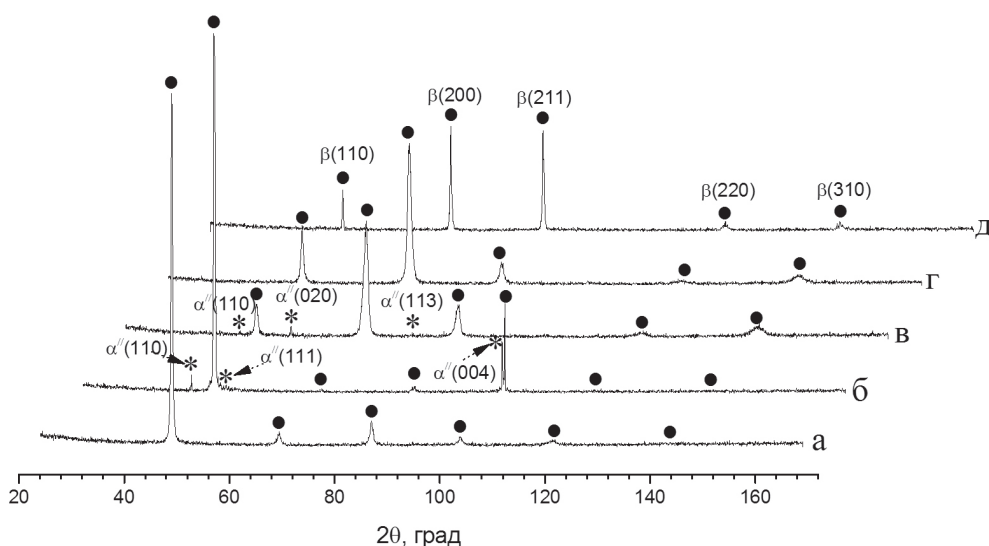


Рис. 5. Рентгеновская дифрактограмма сплава Ti-42Nb-7Zr в различных состояниях:

литое (а); закаленное (б); УМЗ, прокатка (в); УМЗ, *abc*-прессование с прокаткой (г); КК (д)

Fig. 5. X-ray diffraction pattern of Ti-42Nb-7Zr alloy in different states: cast (а); quenched (б); UFG, rolling (в); UFG, *abc*- pressing with rolling (г); CG (д)

присутствуют рефлексы, принадлежащие только β -фазе (рис. 5, *з*). При этом наблюдается заметное увеличение ширины рентгеновских линий после деформации сплава, что указывает на формирование развитой дислокационной субструктуры. В рекристаллизованном КК-состоянии на рентгенограмме наблюдаются рефлексы β -фазы (рис. 5, *д*). Отметим, что методом РСА ω -фазу не удалось идентифицировать, вероятно, вследствие ее малой объемной доли.

Таким образом, согласно приведенным результатам после воздействия деформационной обработки прокаткой образцов сплава формируется полосовая УМЗ-микроструктура, представленная β -субзернами, дисперсно-упрочненными наноразмерной ω -фазой, и небольшого количества α'' -мартенсита. Применение многоходовой прокатки после *abc*-прессования приводит к формированию более диспергированной УМЗ-структуры, представленной β -субзернами, дисперсно-упрочненными наночастицами ω -фазы.

На рис. 6 показаны инженерные кривые образцов сплава Ti-42Nb-7Zr при статических испытаниях на растяжение для исследованных состояний. Отметим, что в связи с малым размером образцов в исходном литом состоянии и

состоянии после закалки оценить их механические свойства при растяжении не удалось. Поэтому сравнение механических свойств образцов УМЗ-сплава проводилось относительно сплавов КК в рекристаллизованном состоянии.

Испытания на растяжение показали, что после многоходовой прокатки образцов сплава в закаленном состоянии достигаются следующие механические свойства: $\sigma_{02} = 390$ МПа, $\sigma_B = 710$ МПа, $\epsilon_f = 5,7$ %. Видно, что для УМЗ-сплава, сформированного в результате многоходовой прокатки, предел прочности в 1,3 раза больше по сравнению с КК-состоянием. Отметим, что в данном случае величина предела текучести для УМЗ-сплава не отличается от КК-сплава, что связано с его дисперсионным упрочнением частицами ω -фазы. После комбинированной ИПД образцы сплава имеют максимальные механические характеристики, а именно $\sigma_{02} = 480$ МПа и $\sigma_B = 1100$ МПа при предельной пластической деформации до разрушения $\epsilon_f = 4,6$ %. Измельчение зерна в результате двухэтапной ИПД приводит к увеличению предела текучести более чем в 1,3 раза и предела прочности в 2 раза по сравнению с КК-состоянием. Существенное упрочнение сплава в результате комбинированной ИПД по сравнению с многоходовой прокаткой связано с дополнительным измельчением структурных элементов.

Механические свойства и структурно-фазовые характеристики сплава Ti-42Nb-7Zr с УМЗ-структурой приведены в таблице.

Для сравнения в таблице приведено значение микротвердости для КК-состояния сплава. Формирование УМЗ-структуры в сплаве в результате многоходовой прокатки и комбинированного метода ИПД приводит к увеличению уровня микротвердости до 2570 и 2800 МПа, что больше в 1,6 и в 1,8 раза соответственно по сравнению с КК-состоянием (1700 МПа).

Величина модуля упругости для УМЗ-сплава, сформированного комбинированным методом ИПД, составляет 36 ГПа, а для КК-состояния – 42 ГПа, что значительно ниже, чем для среднепрочных титановых сплавов Ti-6Al-4V ELI, Ti-6Al-4V и чистого титана (100...110 ГПа), широко применяемых в медицине [21].

Таким образом, УМЗ ($\beta + \omega$)-структура со средним размером структурных элементов, равным 0,3 мкм, полученная при комбинированном

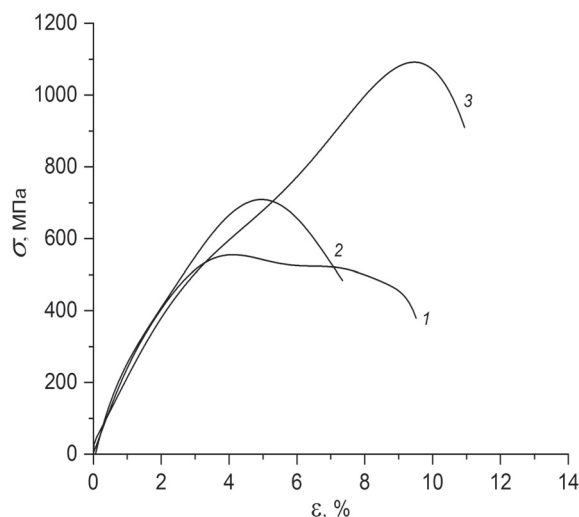


Рис. 6. Инженерные кривые для образцов сплава Ti-42Nb-7Zr в различных состояниях:
1 – КК; 2 – УМЗ (прокатка); 3 – УМЗ (*abc*-прессование с прокаткой)

Fig 6. Engineering curves for Ti-42Nb-7Zr alloy samples in different states:
1 – CG; 2 – UFG (rolling); 3 – UFG (*abc*-pressing with rolling)

Механические и структурно-фазовые характеристики сплава в различных состояниях

Mechanical and structural phase characteristics of the alloy in different states

Состояние / State	Средний размер элементов основной β -фазы, мкм / Average size of main β -phase elements, μm	Фазовый состав / Phase composition	$\sigma_{0,2}$, МПа/ $\sigma_{0,2}$, MPa	$\sigma_{\text{в}}$, МПа / $\sigma_{\text{в}}$, MPa	ε_f % / ε_f %	H_{μ} , МПа / H_{μ} , MPa
Литое / Cast	Дендриты длиной до 500 мкм; равноосные зерна 350 ± 100 / Dendrites up to 500 μm in long; equiaxed grains 350 ± 100	β	—	—	—	1900 ± 200
Закалка / Quenching	Равноосные зерна 100 ± 30 / Equiaxed grains 100 ± 30	$\beta + \alpha''$	—	—	—	1540 ± 100
КК / CG	Равноосные зерна 0 ± 5 / Equiaxed grains 20 ± 5	$(\beta + \omega)$	350 ± 20	550 ± 30	$8,7 \pm 0,2$	1700 ± 100
УМЗ (прокатка) / UFG (rolling)	Полосы: длина (0,2...0,8) ширина (0,2...0,7) / Bands: length (0.2...0.8) width (0.2...0.7)	$(\beta + \omega)$ $+\alpha''$	390 ± 30	710 ± 50	$5,7 \pm 0,3$	2570 ± 100
УМЗ (abc- прессование + прокатка) / UFG (abc- pressing + rolling)	Неравноосные субзерна $0,3 \pm 0,2$ / Non-equiaxed grains 0.3 ± 0.2	$(\beta + \omega)$	480 ± 30	1100 ± 50	$4,6 \pm 0,3$	2800 ± 100

методе ИПД, позволяет достичь более высокого уровня механических свойств в сплаве по сравнению со структурой после прокатки. Значительное повышение пределов текучести и прочности, микротвердости после деформационного воздействия в УМЗ-сплаве связано с субструктурным и дисперсионным упрочнением.

Закключение

Многоходовая холодная прокатка сплава в Ti-42Nb-7Zr в закаленном состоянии приводит к формированию УМЗ-структуры, имеющей полосовой характер, в которой основной фазой является β -фаза, дисперсно-упрочненная ω -частицами, а также присутствует незначительное количество выделений α'' -фаза мартенсита.

Комбинированный метод ИПД в сплаве Ti-42Nb-7Zr способствует более эффективному измельчению зерна и формированию более диспергированной УМЗ-структуры со средним размером структурных элементов 0,3 мкм, представленной β -субзернами, дисперсно-упрочненными наночастицами ω -фазы. Мартенситная α'' -фаза трансформируется в β -фазу по механизму $\alpha'' \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ и не наблюдается при комбинированной ИПД.

Сформированное УМЗ-состояние в сплаве Ti-42Nb-7Zr с $(\beta + \omega)$ -структурой в результате комбинированного метода ИПД обеспечивает значительное повышение механических свойств – $\sigma_{0,2} = 480$ МПа и $\sigma_{\text{в}} = 1100$ МПа, $H_{\mu} = 2800$ МПа %, что связано с субструктурным и дисперсионным упрочнением при максимальной пластической деформации до разрушения $\varepsilon_f = 4,6$.

Список литературы

1. *Niinomi M.* Recent metallic materials for biomedical applications // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2002. – Vol. 33. – P. 477–486. – DOI: 10.1007/s11661-002-0109-2.
2. Development of a new β Ti alloy with low modulus and favorable plasticity for implant material / S.X. Liang, X.J. Feng, L.X. Yin, X.Y. Liu, M.Z. Ma, R.P. Liu // *Materials Science and Engineering: C.* – 2016. – Vol. 61. – P. 338–343. – DOI: 10.1016/j.msec.2015.12.076.
3. Osteoblast cellular activity on low elastic modulus Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy / K.C. Nune, R.D. Misra, S.J. Li, Y.L. Hao, R. Yang // *Dental Materials.* – 2017. – Vol. 33. – P. 152–165. – DOI: 10.1016/j.dental.2016.11.005.
4. Cold rolling deformation characteristic of a biomedical beta type Ti-25Nb-3Zr-2Sn-3Mo alloy plate and its influence on α precipitated phases and room temperature mechanical properties during aging treatment / J. Cheng, J. Li, S. Yu, Z. Du, X. Zhang, W. Zhang, J. Gai, H. Wang, H. Song, Z. Yu // *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology.* – 2020. – Vol. 8. – P. 598529. – DOI: 10.3389/fbioe.2020.598529.
5. Precipitation of the α -phase in an ultrafine grained beta-titanium alloy processed by severe plastic deformation / T. Li, D. Kent, G. Sha, M.S. Dargusch, J.M. Cairney // *Materials Science and Engineering: A.* – 2014. – Vol. 605. – P. 144–150. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.044.
6. Manufacturing, structure control, and functional testing of Ti-Nb-based SMA for medical application / S. Prokoshkin, V. Bralovski, S. Dubinskiy, Y. Zhukova, V. Sheremetyev, A. Konopatsky, K. Inaekyan // *Shape Memory and Superelasticity.* – 2016. – Vol. 3. – P. 130–144. – DOI: 10.1007/s40830-016-0059-y.
7. A thermo-mechanical treatment to improve the superelastic performances of biomedical Ti-26Nb and Ti-20Nb-6Zr (at.%) alloys / F. Sun, Y.L. Hao, S. Nowak, T. Gloriant, P. Laheurte, F. Prima // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials.* – 2011. – Vol. 4. – P. 1864–1872. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2011.06.003.
8. Microstructure and metallic ion release of pure titanium and Ti-13Nb-13Zr alloy processed by high pressure torsion / I. Dimic, I. Cvijovic-Alagic, B. Volker, A. Hohenwarter, R. Pipan, D. Veljovic, M. Rakin, B. Bugarski // *Materials and Design.* – 2016. – Vol. 91 (5). – P. 340–347. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.11.088.
9. Mechanical properties and cytotoxic evaluation of the Ti-3Nb-13Zr alloy / S.G. Chneider, C.A. Nunes, S.O. Rogero, O.Z. Higa, J.C. Bressiani // *Biomechanica.* – 2000. – Vol. 8 (1). – P. 84–87. – DOI: 10.5821/sibb.v8i1.1653.
10. Deformation mechanism and mechanical properties of a thermomechanically processed β Ti-28Nb-35.4Zr alloy / S. Ozan, J. Lin, Yu. Li, K. Munir, H. Jiang, C. Wen // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials.* – 2018. – Vol. 78. – P. 224–234. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.11.025.
11. Cold rolling deformation and annealing behavior of a β -type Ti-34Nb-25Zr titanium alloy for biomedical applications / S. Ozan, J. Lin, Y. Zhang, Yu. Li, C. Wen // *Journal of Materials Research and Technology.* – 2020. – Vol. 9 (2). – P. 2308–2318. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.12.062.
12. Effect of electron beam power density on the structure of titanium under non-vacuum electron-beam treatment / I.V. Ivanov, A. Thoemmes, V.Yu. Skiba, A.A. Ruktuev, I.A. Bataev // *Metal Science and Heat Treatment.* – 2019. – Vol. 60. – P. 625–632. – DOI: 10.1007/s11041-019-00329-x.
13. Microstructure and mechanical properties of Ti40Nb alloy after severe plastic deformation / Yu.P. Sharkeev, A.Yu. Eroshenko, I.A. Glukhov, A.I. Tolmachev, Q. Zhu // *AIP Conference Proceedings.* – 2014. – Vol. 1623. – P. 567–570. – DOI: 10.1063/1.4899008.
14. ASTM E1382-97. Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. – 24 p.
15. *Collings E.W.* Physical metallurgy of titanium alloys. – Metals Park, OH: American Society for Metals, 1984. – 261 p. – ISBN 9780871701817.
16. Composition dependent crystallography of α'' -martensite in Ti-Nb-based β -titanium alloy / T. Inamura, J.I. Kim, H.Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima, S. Miyazaki // *Philosophical Magazine.* – 2007. – Vol. 87, iss. 23. – P. 3325–3350. – DOI: 10.1080/14786430601003874.
17. Plastic Deformation of Nanostructured Materials / A.M. Glezer, E.V. Kozlov, N.A. Koneva, N.A. Popova, I.A. Kurzina. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 334 p. – ISBN 9780367573201.
18. Thermal stability and latent heat of Nb-rich martensitic Ti-Nb alloys / M. Bonisch, A. Panigrahi, M. Calin, T. Waitz, M. Zehetbauer, W. Skrotzki, J. Eckert // *Journal of Alloys and Compounds.* –

2017. – Vol. 697. – P. 300–309. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.108.

19. *Banerjee S., Mukhopadhyay P.* Phase transformations. – Amsterdam: Elsevier, 2007. – 813 p. – ISBN 9780080548791.

20. Effect of thermomechanical treatment on the mechanical and microstructural evolution of a β -type Ti-40.7Zr–24.8Nb alloy / S. Ozan, J. Lin, W. Weng,

Y. Zhang, Yu. Li, C. Wen // *Bioactive Materials.* – 2019. – Vol. 4. – P. 303–311. – DOI: 10.1016/j.bioactmat.2019.10.007.

21. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone / M. Niinomi, Y. Liu, M. Nakai, H. Lui, H. Li // *Regenerative Biomaterials.* – 2016. – Vol. 3. – P. 173–185. – DOI: 10.1093/rb/rbw016.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Effect of deformation processing on microstructure and mechanical properties of Ti-42Nb-7Zr alloy

Anna Eroshenko^{1, a, *}, Elena Legostaeva^{1, b}, Ivan Glukhov^{1, c}, Pavel Uvarin^{1, d}, Alexey Tolmachev^{1, e},
 Nikita Luginin^{1, 2, f}, Vladimir Bataev^{3, g}, Ivan Ivanov^{3, h}, Yurii Sharkeev^{1, 2, i}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4 Akademicheskii Av., 634055, Tomsk, Russia Federation

² Tomsk polytechnic university, 30 Lenin Av., 634050, Tomsk, Russia Federation

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, lego@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>, nikishek90@gmail.com,
^g <https://orcid.org/0000-0003-1721-2002>, bataev@corp.nstu.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>, i.ivanov@corp.nstu.ru,
ⁱ <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 September 2022

Revised: 14 October 2022

Accepted: 03 November 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Ti-Nb-Zr alloy

Severe plastic deformation

Ultrafine-grained structure

Mechanical properties

Phase composition

Funding

The work was performed according to the Government Research Assignment for the Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), project No. FWRW-2021-0004 (2021–2024). Experimental research was conducted using the equipment of the Common Use Center “Nanotech” at the Institute of Strength, Physics, and Materials Science, SB RAS (ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia).

ABSTRACT

Introduction. The interest of modern medical materials science is focused on the development of beta-alloys of ternary systems (TNZ) based on titanium, niobium and zirconium with the low Young's modulus, which is comparable with the elastic modulus of the bone. A wide application of the above alloys in medicine is limited by its insufficiently high strength properties, such as yield strength, ultimate strength, fatigue strength, fatigue life, etc. The formation of bulk ultrafine-grained structure in the alloys via deformation processing, including severe plastic deformation, ensures a considerable increase in the mechanical properties of alloys without toxic alloying elements. **The aim of the work** is to analyze the influence of deformation (multipass rolling and *abc*-pressing in combination with rolling) on the microstructure and mechanical properties of the alloy of the Ti-Nb-Zr system. **The research methods.** The Ti-42Nb-7Zr alloy cast blanks were made from pure titanium, niobium, and zirconium iodides by arc melting with a tungsten electrode in the protective argon atmosphere. It is shown that the cast blanks obtained have a high degree of uniformity in the distribution of niobium and zirconium alloying elements. To form an ultrafine-grained (UFG) structure, the cast blanks were subjected to deformation according to two schemes: 1) multipass rolling and 2) a combined method of severe plastic deformation, consisting in *abc*-pressing and subsequent multipass groove rolling. **Results and discussion.** As a result of deformation processing by rolling, an ultrafine-grained (UFG) structure is formed, which is represented by non-equiaxed β -subgrains with cross-sectional dimensions 0.2...0.8 μm and length 0.2...0.7 μm , dispersion strengthened nanosized ω -phase, as well as subgrains of the α'' -phase. Application of combined severe plastic deformation has promoted formation of a more dispersed UFG ($\beta+\omega$)-structure with an average size of structural elements equal to 0.3 μm . The UFG structure formed as a result of two-stage SPD has provided a high level of mechanical properties: yield strength – 480 MPa, ultimate strength – 1.100 MPa, microhardness – 2.800 MPa, with a low modulus of elasticity equal to 36 GPa.

For citation: Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Glukhov I.A., Uvarin P.V., Tolmachev A.I., Luginin N.A., Bataev V.A., Ivanov I.V., Sharkeev Yu.P. Effect of deformation processing on microstructure and mechanical properties of Ti-42Nb-7Zr alloy. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 206–218. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-206-218. (In Russian).

* Corresponding author

Eroshenko Anna Yu., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 Institute of Physics of Strength and Materials Science, SB of RAS,
 2/4 Akademicheskii Ave.
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (3822) 28-69-11, e-mail: eroshenko@ispms.ru



References

1. Niinomi M. Recent metallic materials for biomedical applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, vol. 33, pp. 477–486. DOI: 10.1007/s11661-002-0109-2.
2. Liang S.X., Feng X.J., Yin L.X., Liu X.Y., Ma M.Z., Liu R.P. Development of a new β Ti alloy with low modulus and favorable plasticity for implant material. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, vol. 61, pp. 338–343. DOI: 10.1016/j.msec.2015.12.076.
3. Nune K.C., Misra R.D., Li S.J., Hao Y.L., Yang R. Osteoblast cellular activity on low elastic modulus Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy. *Dental Materials*, 2017, vol. 33, pp. 152–165. DOI: 10.1016/j.dental.2016.11.005.
4. Cheng J., Li J., Yu S., Du Z., Zhang X., Zhang W., Gai J., Wang H., Song H., Yu Z. Cold rolling deformation characteristic of a biomedical beta type ti-25nb-3zr-2sn-3mo alloy plate and its influence on α precipitated phases and room temperature mechanical properties during aging treatment. *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*, 2020, vol. 8, p. 598529. DOI: 10.3389/fbioe.2020.598529.
5. Li T., Kent D., Sha G., Dargusch M.S., Cairney J.M. Precipitation of the α -phase in an ultrafine grained beta-titanium alloy processed by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 605, pp. 144–150. DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.044.
6. Prokoshkin S., Bralovski V., Dubinskiy S., Zhukova Y., Sheremetyev V., Konopatsky A., Inaekyan K. Manufacturing, structure control, and functional testing of Ti-Nb-based SMA for medical application. *Shape Memory and Superelasticity*, 2016, vol. 3, pp. 130–144. DOI: 10.1007/s40830-016-0059-y.
7. Sun F., Hao Y.L., Nowak S., Gloriant T., Laheurte P., Prima F. A thermo-mechanical treatment to improve the superelastic performances of biomedical Ti-26Nb and Ti-20Nb-6Zr (at.%) alloys. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2011, vol. 4, pp. 1864–1872. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2011.06.003.
8. Dimic I., Cvijovic-Alagic I., Volker B., Hohenwarter A., Pipan R., Veljovic D., Rakin M., Bugarski B. Microstructure and metallic ion release of pure titanium and Ti-13Nb-13Zr alloy processed by high pressure torsion. *Materials and Design*, 2016, vol. 91 (5), pp. 340–347. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.11.088.
9. Chneider S.G., Nunes C.A., Rogero S.O., Higa O.Z., Bressiani J.C. Mechanical properties and cytotoxic evaluation of the Ti-3Nb-13Zr alloy. *Biomecánica*, 2000, vol. 8 (1), pp. 84–87. DOI: 10.5821/sibb.v8i1.1653.
10. Ozan S., Lin J., Li Yu., Munir K., Jiang H., Wen C. Deformation mechanism and mechanical properties of a thermomechanically processed β Ti-28Nb-35.4Zr alloy. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2018, vol. 78, pp. 224–234. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.11.025.
11. Ozan S., Lin J., Zhang Y., Li Yu., Wen C. Cold rolling deformation and annealing behavior of a β -type Ti-34Nb-25Zr titanium alloy for biomedical applications. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9 (2), pp. 2308–2318. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.12.062.
12. Ivanov I.V., Thoemmes A., Skiba V.Yu., Ruktuev A.A., Bataev I.A. Effect of electron beam power density on the structure of titanium under non-vacuum electron-beam treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 60, pp. 625–632. DOI: 10.1007/s11041-019-00329-x.
13. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Tolmachev A.I., Zhu Q. Microstructure and mechanical properties of Ti40Nb alloy after severe plastic deformation. *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1623, pp. 567–570. DOI: 10.1063/1.4899008.
14. ASTM E1382-97. *Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis*. West Conshohocken, PA, ASTM International, 2016. 24 p.
15. Collings E.W. *Physical metallurgy of titanium alloys*. Metals Park, OH, American Society for Metals, 1984. 261 p. ISBN 9780871701817.
16. Inamura T., Kim J.I., Kim H.Y., Hosoda H., Wakashima K., Miyazaki S. Composition dependent crystallography of α'' -martensite in Ti-Nb-based β -titanium alloy. *Philosophical Magazine*, 2007, vol. 87, iss. 23, pp. 3325–3350. DOI: 10.1080/14786430601003874.
17. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic deformation of nanostructured materials*. Boca Raton, CRC Press, 2017. 334 p. ISBN 9780367573201.
18. Bonisch M., Panigrahi A., Calin M., Waitz T., Zehetbauer M., Skrotzki W., Eckert J. Thermal stability and latent heat of Nb-rich martensitic Ti-Nb alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 697, pp. 300–309. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.108.

19. Banerjee S., Mukhopadhyay P. *Phase transformations*. Amsterdam, Elsevier, 2007. 813 p. ISBN 9780080548791.
20. Ozan S., Lin J., Weng W., Zhang Y., Li Yu., Wen C. Effect of thermomechanical treatment on the mechanical and microstructural evolution of a β -type Ti-40.7Zr–24.8Nb alloy. *Bioactive Materials*, 2019, vol. 4, pp. 303–311. DOI: 10.1016/j.bioactmat.2019.10.007.
21. Niinomi M., Liu Y., Nakai M., Lui H., Li H. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone. *Regenerative Biomaterials*, 2016, vol. 3, pp. 173–185. DOI: 10.1093/rb/rbw016.

Conflicts of Interest

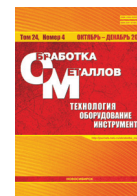
The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Использование метода синхротронной компьютерной ламинаграфии при изучении особенностей строения металлических сплавов (обзор исследований)

Олег Кутькин^{1, а, *}, Иван Батаев^{1, б}, Глеб Довженко^{2, в}, Зинаида Батаева^{3, д}

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

² ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Никольский пр., 1, Кольцово, 630559, Россия

³ Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-1277-388X>, kutkino@list.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0003-2871-0269>, i.bataev@corp.nstu.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0003-0615-0643>, g.dovjenko@skif.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>, bataevazb@ngs.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.1.08

История статьи:

Поступила: 04 октября 2022

Рецензирование: 02 ноября 2022

Принята к печати: 03 ноября 2022

Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

Компьютерная томография
Компьютерная ламинаграфия
Рентгеновские методы исследования
Синхротронное излучение

Финансирование:

Работа выполнена в соответствии с Федеральным заданием Министерства образования и науки Российской Федерации (проект FSUN-2020-0014 (2019-0931)): «Исследования метастабильных структур, формируемых на поверхностях и границах раздела материалов при экстремальном внешнем воздействии».

АННОТАЦИЯ

Статья содержит обзор исследований, связанных с использованием синхротронной компьютерной ламинаграфии при изучении особенностей строения металлических сплавов, подвергнутых различным методам внешнего воздействия. **Введение.** Отражена важная роль рентгеновского излучения в области исследования материалов. Сопоставлены возможности стандартных рентгеновских приборов, оснащенных рентгеновскими трубками, и современных источников синхротронного излучения (СИ), характеризующихся уникальными параметрами. **Методы изучения плоских образцов. Томография и синхротронная ламинаграфия.** Информативным методом, основанным на использовании синхротронного рентгеновского излучения, является компьютерная томография (SRCT), позволяющая получать изображения сечений изучаемых объектов путем обработки множества абсорбционных рентгенограмм. Представлена краткая классификация томографов пяти поколений. Проблем, возникающих при получении данных от некомпактных (неизометричных) образцов, удается избежать при использовании метода синхротронной компьютерной ламинаграфии (SRCL), который сочетает в себе принципы ламинаграфии с преимуществами синхротронной визуализации. В настоящее время метод применяется для неразрушающего контроля неизометричных объектов на ряде источников синхротронного излучения (ESRF, ANKA, Spring-8). **Разрешение компьютерной синхротронной ламинаграфии.** Использование монохроматического излучения при реализации метода компьютерной ламинаграфии является фактором, обеспечивающим высокое пространственное разрешение, вплоть до микронного и субмикронного масштаба. Не менее важный фактор связан с характеристиками используемого детектора. При использовании наноламинаграфии получены изображения с разрешением ~ 100 нм. **Сравнение методов ламинаграфии и томографии.** Метод дополненной ламинаграфии (Augmented laminography). Метод дополненной ламинаграфии (Augmented laminography) позволяет повысить качество изображений за счет дополнения пространства Фурье, анализируемого при реализации ламинаграфии, информации, полученной при использовании компьютерной томографии с более низким разрешением. Реконструкция, выполненная с использованием метода Augmented laminography, характеризуется отсутствием существенных артефактов и высоким разрешением. **Реализация метода ламинаграфии.** Угол наклона поворотной оси θ при реализации метода SRCL связан с геометрией образцов и в каждом случае определяется экспериментально. С целью достижения необходимого разрешения величина θ должна обеспечить оптимальное среднее значение интенсивности прошедшего излучения. Энергию рентгеновского излучения рассчитывают исходя из характеристик материала, а именно с учетом показателя поглощения излучения. Для реконструкции изображений исследуемых объектов используют программные комплексы, реализующие метод фильтрованной обратной проекции, основанный на преобразовании Радона. **Примеры использования ламинаграфии для анализа образцов из металлических сплавов.** Метод ламинаграфии может быть использован при выполнении *in situ* исследований, что позволяет в режиме реального времени контролировать процессы, развивающиеся в различных условиях внешнего воздействия, например, при пластической деформации металлических пластин. Интерес представляют данные о формировании в процессе нагружения металлических заготовок дефектов типа пор. В литературе описаны многочисленные примеры применения *post-mortem* исследований металлических сплавов различного назначения. Важная информация получена при изучении усталостных трещин, а также дефектов, возникающих в процессе контактно-усталостного нагружения материалов. **Заключение.** Реализация методов SRCT и SRCL рациональна на строящемся в Новосибирске источнике синхротронного излучения поколения 4+ «СКИФ».

Для цитирования: Использование метода синхротронной компьютерной ламинаграфии при изучении особенностей строения металлических сплавов (обзор исследований) / О.М. Кутькин, И.А. Батаев, Г.Д. Довженко, З.Б. Батаева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 219–242. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-219-242.

Введение

Считается, что с открытием в 1895 году рентгеновского излучения и дифракции рентгеновских лучей в 1912 году началась «новая эра» в области исследования материалов. Этот тип лучей

*Адрес для переписки

Кутькин Олег Максимович, студент, лаборант
Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (962) 811-59-27, e-mail: kutkino@list.ru

оказался мощнейшим инструментом, позволяющим выявлять особенности строения материалов на разных масштабных уровнях. За период чуть больше 100 лет специалистами предложены десятки методов исследований, основанных на использовании рентгеновского излучения. В большинстве аналитических приборов в качестве источников излучения используются рентгеновские трубки. Таких приборов, выпущенных в различных странах, огромное количество, оценить которое весьма проблематично.

Особый вид дорогостоящего и по многим параметрам уникального аналитического оборудования составляют ускорители частиц и специализированные источники синхротронного излучения. Синхротронное излучение (СИ) представляет собой электромагнитные колебания, создаваемые ультрарелятивистскими электронами при их движении по криволинейной траектории под действием магнитного поля. При движении по круговой орбите излучение имеет распределение интенсивности в виде конуса с углом расхождения $\gamma^{-1} = E/mc^2$ рад. Максимум мощности испускаемого излучения приходится на частоту:

$$\nu_{\max} = \frac{3}{2} \left(\frac{E}{mc^2} \right)^3 \Gamma_{\text{ц}},$$

где $\nu_{\max}$ – частота излучения; E – полная энергия электрона; m – масса электрона; c – скорость света.

Изменением траектории движения электрона можно варьировать максимум излучения в широком диапазоне электромагнитной шкалы. Синхротронное излучение обладает высокой степенью линейной поляризации в плоскости орбиты электрона и большей интенсивностью по сравнению с излучением рентгеновских трубок [1].

Первыми источниками СИ были ускорители заряженных частиц, при работе которых синхротронное излучение является «паразитным». По мере выявления достоинств синхротронного излучения и увеличения числа задач, решаемых с его использованием, оказалось, что имеет смысл создавать специализированные источники СИ, в которых анализируемое излучение является не «паразитным», а основным, полезным.

Уникальные параметры СИ определяют его огромные преимущества по сравнению с други-

ми источниками, в том числе с рентгеновскими трубками. Большие значения потока фотонов обеспечивают более высокое разрешение при эквивалентном времени экспозиции путем уменьшения размеров пикселей рентгеновских детекторов либо за счет изменения размеров пучка рентгеновского излучения.

Одним из методов, основанных на использовании синхротронного или рентгеновского излучения, является компьютерная томография (КТ), позволяющая получать изображения сечений изучаемых объектов обработкой множества абсорбционных рентгенограмм. При реализации анализируемого метода компьютер обеспечивает работу источника рентгеновского излучения и обработку данных, зафиксированных детектором. К преимуществам использования синхротронного источника при данном способе визуализации изображений относятся параллельность лучей и высокие значения яркости излучения, что приводит к сокращению времени сбора данных и улучшению контраста при монохроматическом излучении.

С использованием томографии можно получать трехмерные картины объектов для дальнейшего их анализа. Компьютерная томография показывает очень хорошие результаты при изучении компактных (изометричных) образцов. В то же время при реализации этого метода исследований проявляются некоторые ограничения. Во-первых, для обеспечения качества получаемых изображений необходим максимально возможный доступ к изучаемому объекту. Второе ограничение связано с тем, что для предотвращения чрезмерного поглощения излучения размеры объекта должны быть небольшими. При невыполнении указанных условий на изображениях проявляются артефакты в виде искажений, не соответствующих реальному объекту. С целью уменьшения количества артефактов, возникающих при реализации метода компьютерной томографии, образец должен быть вытянут на величину, меньшую чем эффективное поле зрения 2D-детектора во всех направлениях, перпендикулярных оси вращения. С учетом этого обстоятельства наиболее рациональным является анализ образцов цилиндрической формы [2].

Указанные проблемы могут быть решены при использовании метода ламинографии, а также томографии с ограниченным углом. В свою оче-

редь, метод томографии с ограниченным углом обладает недостатками, которые были рассмотрены в работе *L. Helfen* и др. [3].

Представленный далее обзор сфокусирован на методе синхротронной ламинографии для анализа металлических сплавов.

Методы изучения плоских образцов

Томография и синхротронная ламинография

Один из возможных подходов к проблеме изучения некомпактных (неизометричных) образцов основан на идее синхронного перемещения источника рентгеновского излучения вместе с детектором вокруг неподвижного предмета. Такой подход был предложен в 1932 году *Ziedses des Plantes* и метод на его основе назван планиграфией (*planigraphies*) [4]. В соответствии с этим методом для получения изображения одного сечения объекта, находящегося в фокальной плоскости, используется совокупность рентгенограмм, полученных за один цикл сканирования. Отмеченный принцип лежит в основе метода классической томографии (также называемый методом ламинографии), при реализации которого для получения изображений разных сечений необходимо изменять положение объекта исследования по вертикали. Несмотря на простоту, метод является быстрым, изображения характеризуются хорошим качеством (разрешением).

В 1970-х годах такой подход [5] стали применять в медицине для изучения человека. Адаптированный принцип классической томографии (ламинографии) применялся в медицинских томографах первого поколения (рис. 1). Объектом исследования первых приборов был мозг (рис. 2). Следует подчеркнуть, что размер пикселя в них составлял 3 мм (в современных приборах – 30...200 мкм). По сравнению с современными томографами приведенное на рисунке изображение характеризуется достаточно низким качеством. Его анализ не позволяет получить полноценную информацию о состоянии пациента.

Специалистами предложены различные классификации томографов. В соответствии с одной из них выделяют пять поколений томографов (рис. 1, б и 3) [7], различающихся конструктивными решениями и количеством проекций, фиксируемых детекторами. При использовании сканеров первого поколения изображения получали послойно передвижением одной остроуправленной рентгеновской трубки и одного детектора вдоль рамы. После 160 измерений рама поворачивалась на угол 1° в осевом направлении и анализировалось состояние следующего слоя. Измерение интенсивности излучения при анализе каждого слоя длилось ~ 4,5 мин, а построение изображения занимало ~ 2,5 часа.

В сканере второго поколения (середина 1970-х годов) (рис. 3, а) использовалась трубка,

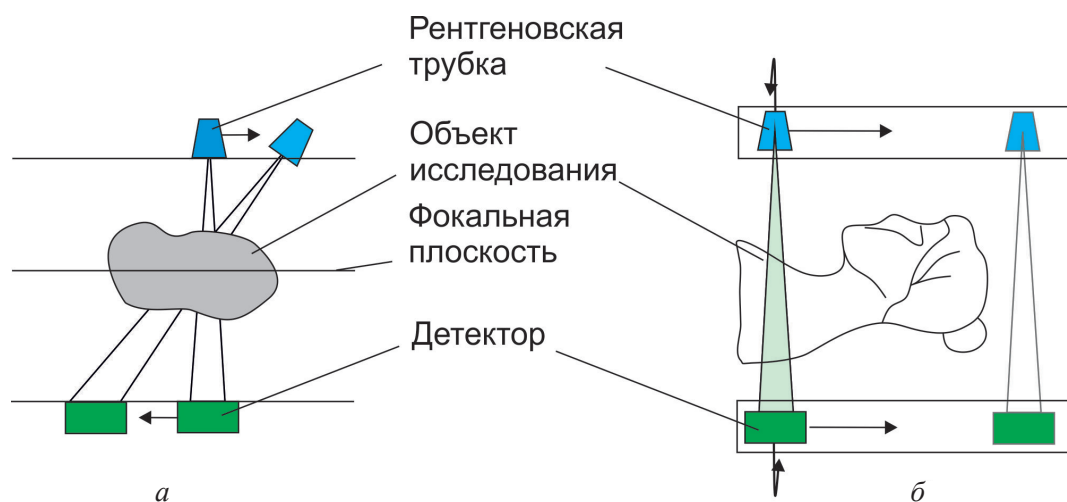


Рис. 1. Схема классической томографии (а) [6] и схема томографа первого поколения (б) [7]

Fig. 1. Schematic of classical tomography (a) [6] and schematic of the first generation tomograph (b) [7]



Рис. 2. Первое изображение мозга, полученное методом томографии [8]

Fig. 2. The first image of the brain obtained by tomography [8]

формирующая веерный рентгеновский пучок в сочетании с несколькими детекторами, которые, вращаясь вокруг пациента, находились напротив друг друга. Благодаря веерному лучу и нескольким детекторам угол поворота в приборах этого типа увеличился до 30° . При этом, так же как и в приборах первого поколения, был использован принцип параллельного сканирования. Время измерений, необходимое для получения одного изображения, в данном случае составляло ~ 18 с.

В приборах третьего поколения начали использовать принцип спирального перемещения рентгеновской трубки и детекторов излучения, прошедшего через пациента. Один шаг соответствовал линейному перемещению стола на определенную величину. При этом трубка и детекторы синхронно осуществляли вращение на один полный оборот вокруг лежащего на столе пациента. Такое техническое решение позволило значительно уменьшить время исследования. Увеличилось и количество детекторов (до ~ 700 штук). При использовании приборов третьего поколения

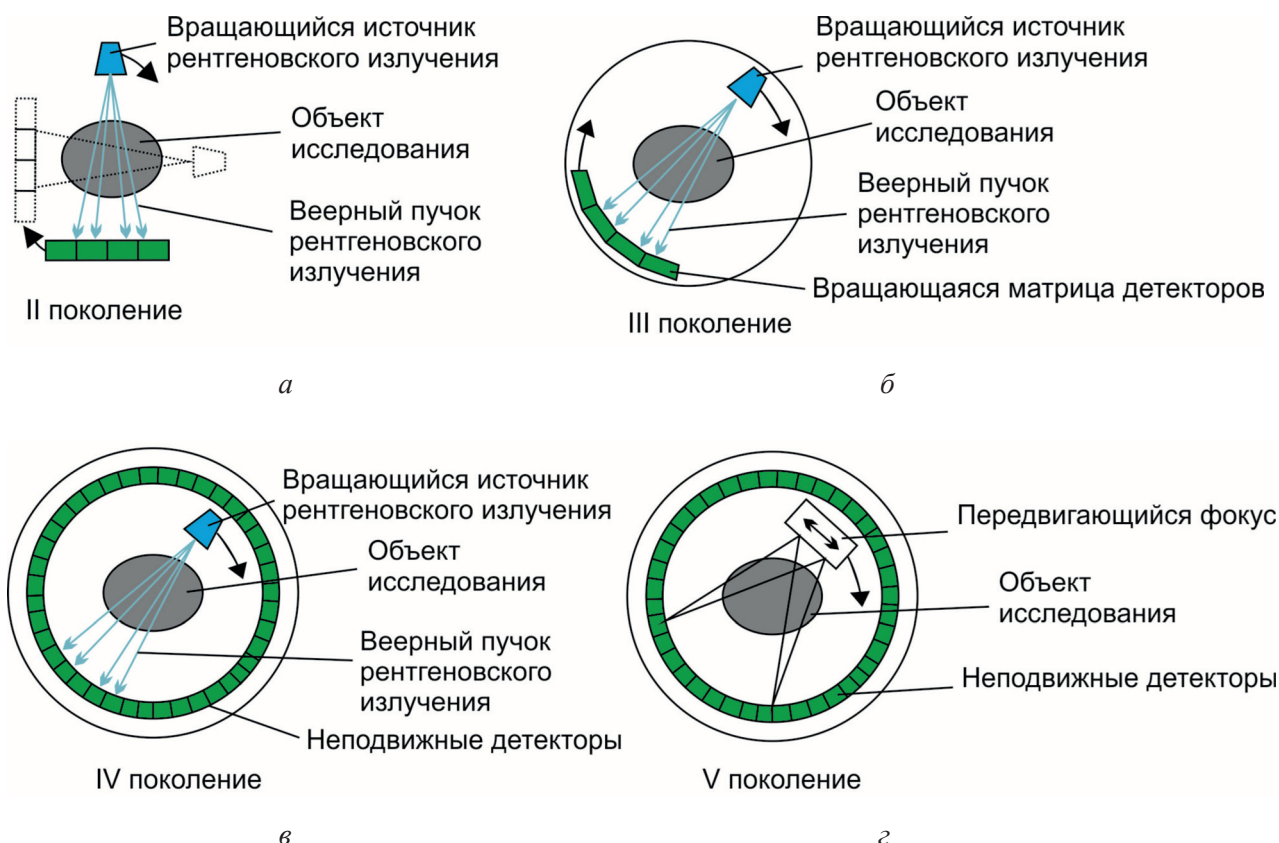


Рис. 3. Схемы томографов нескольких поколений [7]

Fig. 3. Schematics of several generations of tomographs [7]

появилась возможность для исследования брюшной полости и легких пациента.

В конструкции томографов, соответствующих четвертому поколению, совокупность неподвижных детекторов (1088 люминесцентных датчиков) располагается в виде кольца (вокруг пациента). Время сканирования (при получении одного снимка) уменьшилось до 0,7 с [7].

Главной особенностью приборов пятого поколения (начало 1980-х годов) стало использование неподвижной электронно-лучевой пушки. В процессе съемки поток электронов фокусируется и направляется на вольфрамовую мишень, находящуюся под столом пациента. Быстродействующие твердотельные детекторы располагаются напротив мишеней в форме дуги с углом 216° . Существенных отличий в качестве изображений по сравнению с предыдущим поколением оборудования нет. При этом время сканирования уменьшилось до 33 мс. Такие томографы могут быть применены для исследования сердца.

J. Zhou с соавторами в работе [6] представили новый подход к использованию ламинаграфии для исследования материалов. В соответствии с ним анализируемый объект линейно перемещается относительно веерного пучка, созданного микрофокусной рентгеновской трубкой (рис. 4). Такое решение позволяет получать данные, соответствующие повороту на угол α для объекта, находящегося в параллельном пучке.

Предложенный *J. Zhou* с соавторами метод имеет ряд преимуществ по сравнению с классической томографией. За одно сканирование он

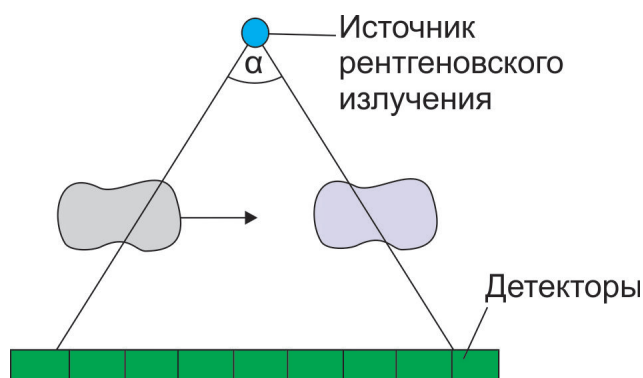


Рис. 4. Реализация процесса ламинаграфии по схеме, предложенной *J. Zhou* и др. [6]

Fig. 4. Implementation of the laminography process according to the scheme proposed by *J. Zhou* [6]

позволяет получить изображение всего объема образца. Его практическая реализация обеспечивает улучшенное качество изображения сечений (без эффекта размытия).

Принципы формирования излучения при использовании синхротронных источников и рентгеновских трубок существенно отличаются. По этой причине для источников СИ предложены иные технические решения, позволяющие получать томографические изображения. Метод синхротронной компьютерной томографии (*Synchrotron radiation computed tomography – SRCT*) предполагает, что образец вращается вокруг оси, перпендикулярной потоку рентгеновского излучения (рис. 5, а).

Проблем, возникающих при получении данных от некомпактных (неизометричных) образцов, удастся избежать с помощью метода синхротронной компьютерной ламинаграфии (*Synchrotron radiation computed laminography – SRCL*), предложенного в 2005 году *L. Helfen* с соавторами [9]. На установке, совместимой со стационарным синхротронным источником (*ESRF*, станция *ID19*), ими была разработана

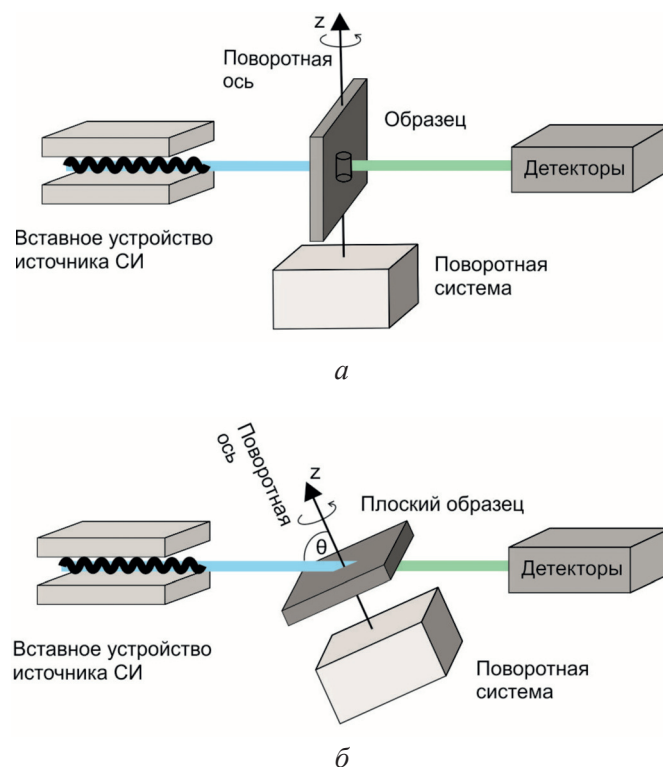


Рис. 5. Схемы установок, реализующих принцип томографии (а) и ламинаграфии (б) [12]

Fig. 5. Schematics of setups, implementing the principle of tomography (a) and laminography (b) [12]

методика сбора данных о строении анализируемого объекта.

Метод *SRCL* сочетает в себе принципы ламинографии с преимуществами синхротронной визуализации. В настоящее время он применяется для неразрушающего контроля неизометричных объектов на ряде источников синхротронного излучения (*ESRF, ANKA, Spring-8*).

При реализации метода *SRCL* поворотная ось отклонена на угол θ по отношению к направлению рентгеновского луча (рис. 5, б). Такое решение, влияющее на качество изображения, позволяет уменьшить расстояние от образца до детектора. Угол наклона θ определяется экспериментально. При этом максимальный разворот оси обычно ограничен конструктивными возможностями гониометра, удерживающего и вращающего образец. Результаты исследований, получаемые при использовании методом *SRCL*, сопоставимы с данными, которые могут быть зафиксированы методом цифрового томосинтеза [10, 11].

L. Helfen с соавторами полагают, что метод *SRCL* можно воспринимать как более обобщенную версию метода *SRCT* [2]. Исходя из этого и схожести в конструкции оборудования методы компьютерной ламинографии и томографии могут быть реализованы на одной установке. В работе *S.L. Fisher* и др. [13] такая возможность была продемонстрирована при использовании лабораторного источника рентгеновского излучения. Показано, что томографические методы исследования, в том числе основанные на фазовом контрасте [14], могут быть применены и к ламинографии.

Метод компьютерной ламинографии предполагает необходимость использования оборудования, в состав которого входит источник рентгеновского излучения, поворотный стол с наклонной осью, система детекторов и компьютер с программным комплексом для обработки данных. В зависимости от поставленной задачи могут быть реализованы технические решения, обеспечивающие какое-либо дополнительное воздействие (растяжение, кручение, нагрев образца, пропитка волокнистого композита и др.). В последующих разделах статьи приведены примеры с применением подобных установок.

Разрешение компьютерной синхротронной ламинографии

Ранее упоминалось, что при использовании томографии необходим полный доступ к изучаемому объекту, размер которого меньше размера детектора. В противном случае происходит ухудшение качества получаемого изображения. Это обстоятельство ограничивает применение метода *SRCT* для исследования больших, неизометричных образцов, например пластин. Причиной размытия (ухудшения качества) изображения и появления артефактов является недостаток данных, которые требуются для точного восстановления сечения. Восстановление изображений при отсутствии некоторой доли данных может быть выполнено с использованием обратного пространства (трехмерного пространства Фурье) (рис. 6) [2]. Следует, однако, иметь в виду, что синхротронная компьютерная ламинография осуществляет лучшее пространственное разрешение в тех направлениях, вдоль которых потерь данных не происходит, т. е. вне отсутствующих конусов.

Выделенное на рис. 6 направление оси образца k_z ориентировано параллельно падающему лучу рентгеновского излучения. Область обратного пространства, полученная после преобразования Фурье одной двумерной проекции и выделенная на рис. 6, б серым цветом, представляет собой плоскость, параллельную векторам k_u и k_v . При построении большого числа проекций анализируемая область образует вращательно-симметричное тело, внешний контур которого имеет форму гиперболической поверхности, описываемой уравнением

$$k_{xy}^2(k_z) = k_{\max}^2 + k_z^2 \operatorname{tg} 2\theta,$$

где $k_{\max} = \frac{1}{2s_p}$, s_p – размер пикселя.

В представленном на рис. 6, б объеме отсутствуют два конуса с углом раскрытия 2θ . Объясняется это наклоном оси вращения при реализации метода *SRCL*. Потеря информации в одном направлении из-за отсутствия некоторой доли данных может быть компенсирована увеличением пространственного разрешения в других направлениях. Использование монохроматического излучения при реализации метода

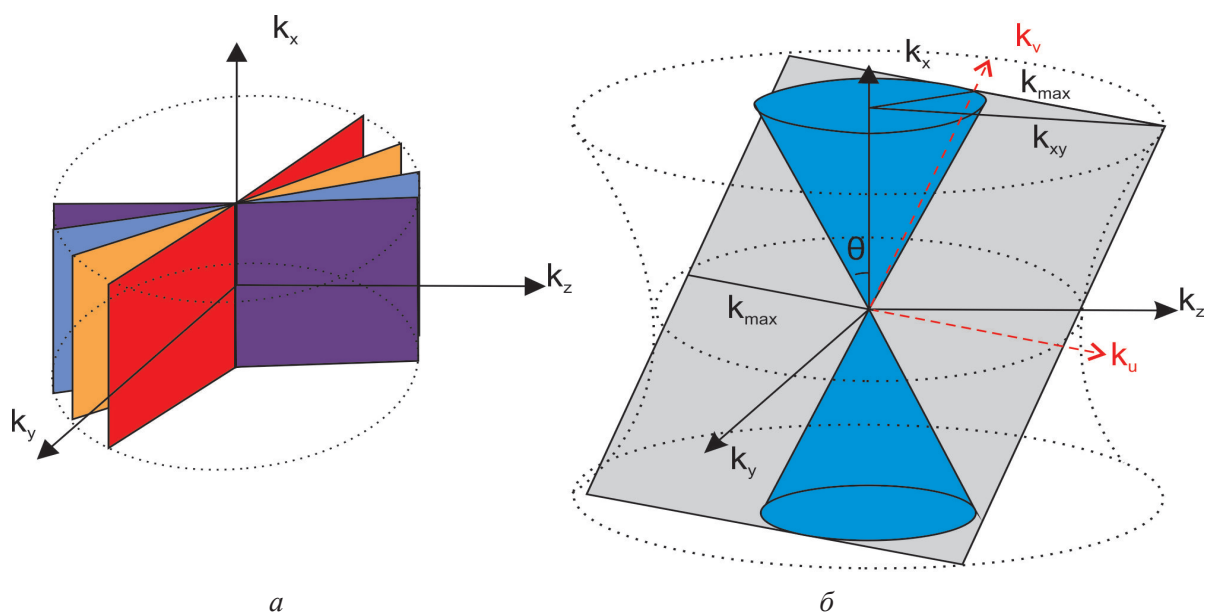


Рис. 6. Области обратного пространства, полученные с использованием преобразования Фурье:

a – SRCT-сканирование; *б* – SRCL-сканирование. Конусы недостающей информации обозначены синим цветом [2]

Fig. 6. Reciprocal space regions obtained using the Fourier transform:
a – SRCT-scan; *б* – SRCL-scan. Cones of missing information are marked in blue [2]

SRCL является фактором, обеспечивающим высокое пространственное разрешение вплоть до микронного и субмикронного масштаба. Максимальное разрешение метода определяется характеристиками используемого детектора. С помощью нанолитографии получены изображения с разрешением ~ 100 нм [15].

В тех случаях, когда пространственное разрешение не является определяющим требованием, может быть применен метод нейтронной ламинаграфии, достоинством которого является чувствительность к химическим элементам, отличная от рентгеновских лучей. Особенности адаптации метода ламинаграфии для нейтронной визуализации представлены в работе [12].

Сравнение методов ламинаграфии и томографии

Метод дополненной ламинаграфии (Augmented laminography)

Посредством метода компьютерной ламинаграфии реализуется изотропная схема сканирования луча, которая осуществляет одинаковое разрешение и чувствительность (*resolution and sensitivity*) в направлениях, перпендикулярных

оси вращения. Как упоминалось ранее, эта особенность, характерная для метода КЛ, дает отличные результаты по сравнению с методом КТ с ограниченным углом.

Преимущества схемы компьютерной ламинаграфии заключаются в следующем:

- 1) полный поворот на 360° доступен даже для крупногабаритных образцов;
- 2) постоянный наклон образца при выполнении анализа обеспечивает близкое среднее значение интенсивности прошедшего излучения;
- 3) вращательная симметрия доступной области Фурье является фактором, способствующим дальнейшему восстановлению изображения.

Отмеченные преимущества продемонстрированы в работе *Feng Xu* с соавторами [3]. В тех случаях, когда при реализации метода КТ возникает предельный угол, после которого изображение образца получить не удастся, может быть использован метод КЛ. Отмечается, что артефакты изображения поверхности образца в направлении нормали к движению рентгеновского излучения при реализации метода КТ ограничивают достижимое разрешение в большей степени, чем в методе КЛ. Кроме того, при реализации компьютерной томографии неизотропные артефакты

ты в данных плоскостях создают на изображениях более заметные искажения по сравнению с изотропными артефактами от КТ.

Одно из преимуществ метода синхротронной компьютерной томографии перед синхротронной компьютерной ламинаографией заключается в возможности выбора оптимального соотношения «сигнал/шум – количество артефактов» после сканирования объекта. Если с помощью метода КТ удастся провести сканирование образца при повороте на 360° , то в этом случае имеется возможность выбрать такое количество экспериментальных данных, которое позволит выполнить реконструкцию изображения с большим значением отношения сигнал/шум и меньшим количеством артефактов. Преимущества метода КЛ делают его пригодным в тех случаях, когда диапазон отсутствующего угла, ограниченный геометрией образца или конструктивными особенностями оборудования, для метода КТ велик.

Marcus Zuber и др. разработали метод *Augmented laminography* (метод дополненной ламинаографии – ДЛ) [16], при реализации которого в качестве источников излучения используют рентгеновские трубки. Его достоинства были продемонстрированы на примере исследования окаменелостей. Указанный метод является комбинацией обоих типов сканирования: КТ и КЛ. Идея его заключается в дополнении пространства Фурье ламинаографии информацией, полученной посредством компьютерной томографии с более низким разрешением (рис. 7). Однако при исследовании удлиненных образцов некоторые области пространства Фурье по-прежнему отсутствуют из-за большего поля зрения и, как следствие, низкого разрешения, характерного для компьютерной томографии такого рода объектов. Реализация метода *Augmented laminography* предполагает необходимость увеличения поля зрения при сканировании образца с нулевым наклоном. Связано это с условием КТ-сканирования.

На рис. 8 для демонстрации качества изображений, получаемых с помощью различных методов исследования, приведены результаты анализа тестовых образцов, которые состояли из нескольких слоев, различных по форме и материалам [16]. Изображение плоскости x - y , полученное методом КЛ, характеризуется хорошим разрешением и качеством. Разрешение

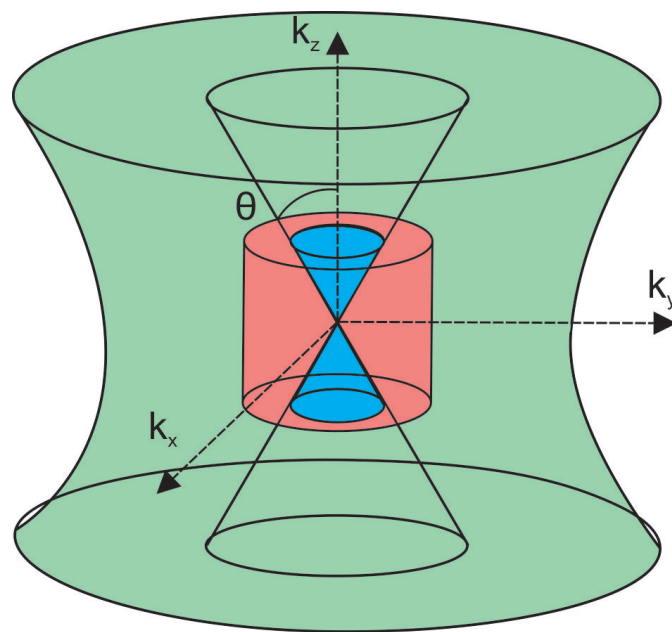


Рис. 7. Области пространства Фурье реконструированного объема. Зеленый объем, находящийся за пределами двух внутренних конусов с углами 2θ , относится к компьютерной ламинаографии, а красный объем – к компьютерной томографии с низким разрешением. Синий объем соответствует области, где недостающая информация в данных ламинаографии может быть восстановлена при использовании метода КТ [16]

Fig. 7. Sampled areas in the Fourier space of the reconstructed volume. The green volume outside the two inner 2θ cones refers to CT laminography and the red volume refers to low-resolution CT. The blue volume corresponds to the area where missing information in the laminography data can be reconstructed using CT [16]

анализируемой плоскости, реконструированное методом КТ, заметно хуже. Наиболее качественный результат демонстрирует метод *Augmented laminography*.

При рассмотрении плоскости x - z методом компьютерной ламинаографии заметны артефакты, существенно искажающие особенности строения анализируемого объекта. Изображение, полученное методом компьютерной томографии, свободно от этого недостатка. При этом для него, так же как и для изображения в плоскости x - y , характерно низкое пространственное разрешение. Реконструкция, полученная методом *Augmented laminography* (рис. 8), характеризуется отсутствием существенных артефактов и высоким разрешением. Основные характеристики трех методов приведены в табл. 1.

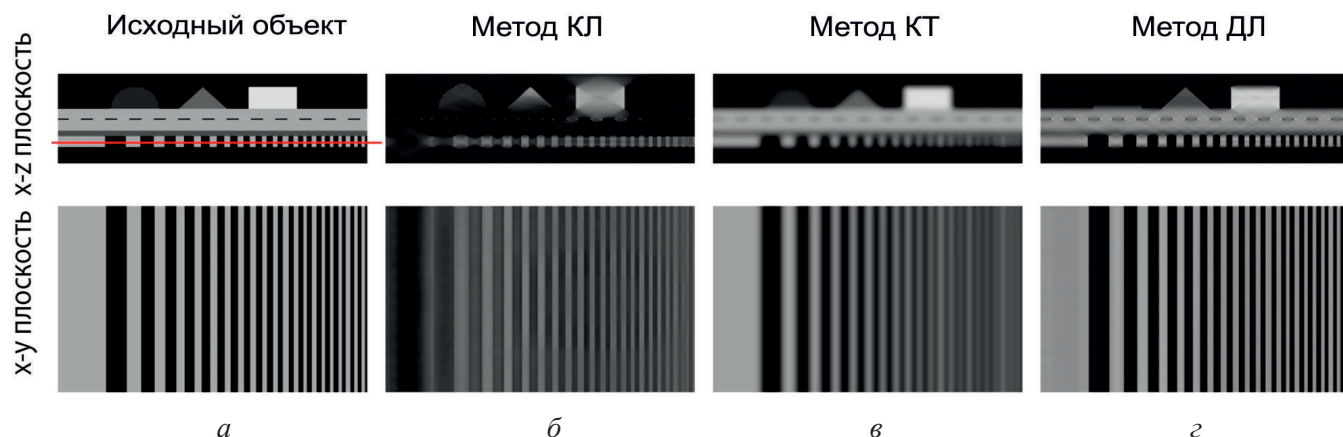


Рис. 8. Сравнение различных методов сканирования объекта, форма которого приведена на схеме а. Ламинография реализована при угле наклона образца $\theta = 29,8^\circ$. На схеме а плоскость x-y обозначена красной линией [16]

Fig. 8. Comparison of different object scanning methods. The laminography is implemented at an inclination angle of the sample $\theta = 29.8^\circ$. In diagram a the x-y plane is marked with a red line [16]

Таблица 1

Table 1

Сравнение методов томографии, ламинографии и дополненной ламинографии [16]

Comparison of tomography, laminography, and augmented laminography methods [16]

Компьютерная томография	Дополненная ламинография	Компьютерная ламинография
+ Высокое разрешение в плоскости xy	+ Высокое разрешение в плоскости xy	+ Одинаковое разрешение вдоль осей x, y, z
+ Может быть достигнуто значительное геометрическое увеличение	+ Типичные артефакты КЛ в значительной степени подавлены (промежуточное между КЛ и КТ разрешение в направлении z)	– Образец должен соответствовать полю зрения
– Размытие в направлении z	– Увеличено время сканирования	– Сильное затухание для больших объектов

Реализация метода ламинографии

Угол наклона поворотной оси θ при реализации метода SRCL связан с геометрией образцов и в каждом случае определяется экспериментально. С целью достижения необходимого разрешения величина θ должна обеспечить оптимальное среднее значение интенсивности прошедшего излучения.

Энергию рентгеновского излучения рассчитывают исходя из характеристик материала, а именно с учетом показателя поглощения излучения. Монохроматическое рентгеновское излучение, проходя через какую-либо среду, при взаимодействии с атомами или молекулами затухает согласно закону Бугера – Ламберта – Бера:

$$I = I_0 e^{-k_\lambda l}, \quad (1)$$

где I_0 – интенсивность до прохождения среды толщиной l ; I – интенсивность на выходе из среды. Зависимость показателя поглощения k_λ от длины волны поглощаемого излучения называется спектром поглощения вещества.

В тех случаях, когда образец состоит из нескольких материалов и исходя из значений поглощательной способности, необходимо подобрать уровень энергии, обеспечивающий оптимальный контраст изображения. При этом показатель поглощения определяется выражением

$$k_\lambda l = \int_L f(x, l) dl, \quad (2)$$

где $f(x, l)$ – линейный коэффициент поглощения материала; dl – элемент пути поглощения вдоль луча L .

Исходя из зависимостей (1) и (2), определив на основе экспериментальных данных функцию поглощения, можно восстановить изображение объема изучаемого тела. Для этого необходимо решить уравнение вида

$$\ln \frac{I_0}{I} = \int_L f(x, l) dl. \quad (3)$$

В настоящее время для решения данного уравнения используют программные комплексы, позволяющие по данным томографии или ламинаграфии методами фильтрованной обратной проекции [17], основанной на преобразовании Радона, *Algebraic Reconstruction Technique* и др., реконструировать изображения исследуемых объектов.

Примеры использования ламинаграфии для анализа образцов из металлических сплавов

Первоначально компьютерную ламинаграфию применяли в качестве метода исследования элементов микросистемной техники, а именно печатных плат. Применение его для решения отмеченной задачи актуально и в настоящее время. Позже метод стали применять при изучении объектов культурного наследия [18, 19], в палеонтологии [20], материаловедении [21] и других областях исследования.

В материаловедении метод ламинаграфии востребован при решении задач, связанных с изучением объектов из полимерных композитов [22] и металлических сплавов. Эффект, обусловленный фазовым контрастом, может быть использован для выделения границ раздела между различными материалами со слабой поглощательной способностью. Суть предлагаемого решения заключается в изменении расстояния от источника излучения до образца, что обеспечивает проявление на детекторе интерференционных эффектов. Такой подход способствует улучшению резкости границ компонентов образца.

Ниже рассмотрены примеры использования метода ламинаграфии для анализа ряда сплавов.

In situ исследования при пластической деформации металлических пластин

Метод компьютерной ламинаграфии дает уникальную возможность представления механизмов распространения трещин в листовых материалах и фиксации внутренних повреждений в трех измерениях образца. В ряде работ синхротронную компьютерную ламинаграфию применяли для изучения процессов формирования трещин и разрушения металлических пластин [23–27]. Схема одного из устройств, применяемых для нагружения образцов с концентраторами напряжений, представлена на рис. 9.

Схема станции ID19, расположенной в Европейском центре синхротронных исследований ESRF (Франция), оборудованная устройствами для реализации метода ламинаграфии, представлена на рис. 10 [28]. С помощью нагружающего устройства на ней была выполнена работа по изучению механизмов разрушения и развития трещин в образцах из алюминиевого сплава (табл. 2) [29]. Схема деформируемых образцов представлена на рис. 11. В процессе испытаний оценивали объем образующихся дефектов, их переориентацию и размеры по Ферету (*Feret's shape factor*).

При исследовании материалов методом ламинаграфии ось вращения образца была наклонена по отношению к направлению рентгеновского луча на угол $\sim 65^\circ$ (рис. 12). Для проведения исследований использовали розовый пучок от ондулятора (период 13 мм) с пиковой энергией рентгеновского излучения ~ 26 кэВ, отфильтрованный с помощью алюминиевой пластины толщиной 5,6 мм. Указанные параметры обеспечивали компромисс между проникающей способностью рентгеновских лучей и контрастностью формируемого изображения [31]. При проведении исследований образец, установленный в захватах машины растяжения, вращался на 360° . Единичный шаг поворота составлял $0,1^\circ$. Таким образом, процесс сканирования одного образца предполагал получение и последующую обработку 3599 рентгенограмм. Время экспозиции при получении каждой рентгенограммы составляло 50 мс. Для реконструкции 3D-изображения рентгенограммы обрабатывали с использованием алгоритма фильтрованной обратной проекции [32].

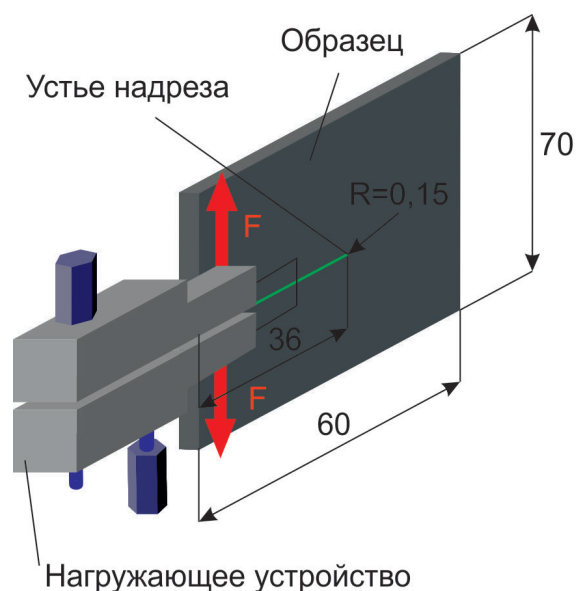


Рис. 9. Схема устройства, используемого для нагружения образца с концентратором напряжений [27]

Fig. 9. Schematic of the device used for loading a specimen with a stress concentrator [27]

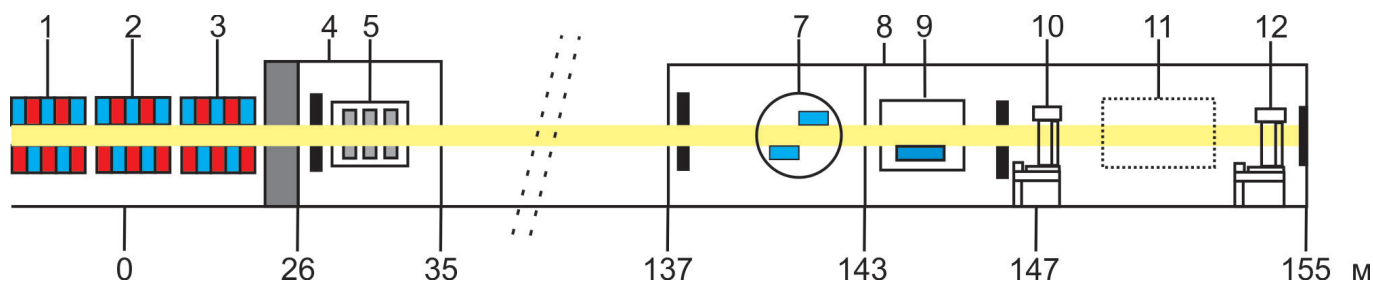


Рис. 10. Основные элементы станции ID19:

1 – ондулятор U32; 2 – вигглер W150; 3 – revolver U32/U17.6; 4 – первый оптический хатч; 5 – аттенюаторы; 6 – второй оптический хатч; 7 – двухкристальный монохроматор; 8 – экспериментальный хатч; 9 – многослойный монохроматор; 10 – зона томографии высокого разрешения; 11 – зона дополнительных инструментов (ламинографии, горизонтальной дифрактометрии и т. д.); 12 – зона томографии среднего разрешения [28]. Нижний ряд цифровых значений соответствует расстоянию в метрах от источника излучения

Fig. 10. Main elements of ID19:

1 – undulator U32; 2 – wiggler W150; 3 – revolver U32/U17; 4 – Optics Hutch 1; 5 – attenuators; 6 – Optics Hutch 2; 7 – double-crystal monochromator; 8 – Experimental Hutch; 9 – multilayer monochromator; 10 – high-resolution tomograph; 11 – Custom space for additional instruments, such as a laminograph, horizontal diffractometer, etc; 12 – medium-resolution tomography [28]. The lower row of numerical values corresponds to the distance from the radiation source, in meters

Таблица 2

Table 2

Состав алюминиевого сплава (масс. %)

Composition of aluminum alloy (wt. %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	Остальное
≤0,5	≤0,5	3,8...4,9	0,3...0,9	1,2...1,8	0,1	0,25	0,15	90,7...94,7	0,05...0,15

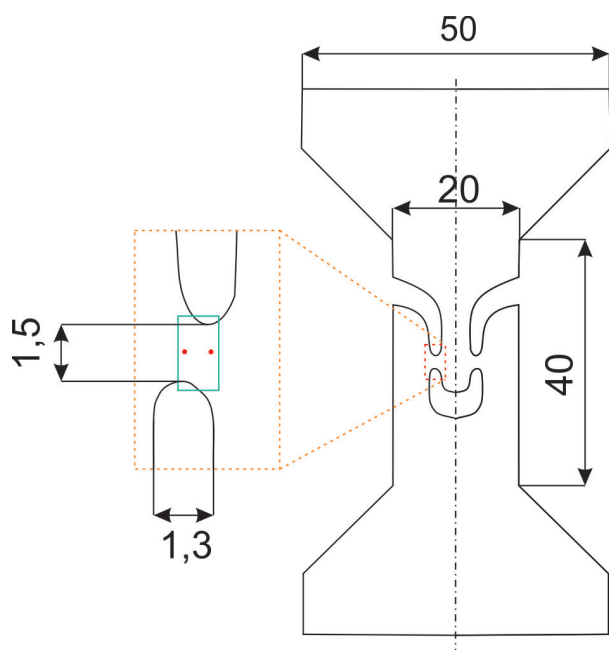


Рис. 11. Эскиз образца с выделенной областью. Красные точки обозначают положение экстензометра, используемого для измерения смещения деформируемых зон [30]

Fig. 11. Sketch of the specimen with the selected area. The red dots denote the position of the extensometer used to measure the displacement of the deformable zones [30]

Помимо статистической обработки дефектов строения материала в работе был выполнен углубленный анализ механизмов повреждений, приводящих к окончательному разрушению нагруженных образцов. Установлено, что процесс разрушения материала связан с поведением содержащихся в нем интерметаллидных частиц. Посредством метода ламинаграфии авторы работы выделили два этапа развития процесса разрушения. На начальном этапе в процессе деформации внутри частицы образуются трещина, перпендикулярная направлению максимального главного напряжения (*maximum principal stress*). Далее в процессе нагружения образца эти трещины раскрываются и приводят к появлению больших полос. По результатам исследований, полученных методами ламинаграфии и фрактографии образцов, были сделаны выводы о механизме разрушения сплава в условиях внешнего нагружения. Результаты дополнительного моделирования методом *RVE* (*representative elementary volume*) показали, что раскрытие

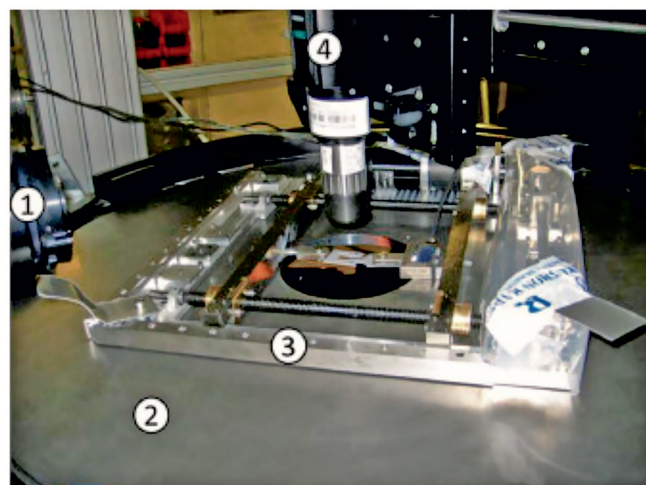


Рис. 12. Экспериментальная установка для ламинаграфии плоских образцов в процессе растяжения:

1 – детектор рентгеновского излучения; 2 – вращающаяся платформа; 3 – электромеханическая машина растяжения *in situ*; 4 – оптический микроскоп; 5 – образец (после разрушения); 6 – тензодатчик (5 кН); 7 – штифт [29]

Fig. 12. Experimental setup for laminography of flat samples during stretching:

1 – X-ray detector; 2 – Rotating laminography platform; 3 – Electro-mechanical in-situ tensile machine; 4 – Optical microscope; 5 – Shear specimen (broken); 6 – Load cell (5 kN); 7 – Loading pin [29]

предварительно растрескавшихся частиц приводит к концентрации деформации на мезоскопическом уровне, что в конечном итоге ведет к образованию полос деформации.

Визуализация пор, развивающихся в процессе пластической деформации

В качестве примера визуализации пор, возникающих в процессе пластической деформации материала, можно привести работу *Isshin Ando* и др. [33], выполненную на станции *BL20XU* источника *Spring-8* (Япония) [34]. Объектами исследования служили образцы, полученные при спекании порошка чистого железа (*JFE Steel Co.*,

ЛР301А). Пористость объектов исследования (включая открытые и закрытые поры) составляла 11,7 %. Образцы размерами $3 \times 2 \times 1$ мм³ деформировали по схеме растяжения.

Оборудование станции BL20XU позволяло проводить исследования с максимальным пространственным разрешением 1 мкм для последующей реконструкции объема при минимальном размере вокселя 0,3 мкм. Энергия фотонов монохроматического рентгеновского пучка, генерируемого охлаждаемым жидким азотом двухкристальным монохроматором Si (111), составляла 37,7 кэВ. Ось вращения образца была наклонена под углом 45° к рентгеновскому лучу. Детектор располагался на расстоянии 18,0 мм от центра вращения, находящегося на поверхности образца. Рентгенограммы диаметром 1000 мкм получены с экспозицией 300 мс при повороте на 0,1° (для каждого снимка). Изображения реконструированы путем обработки множества рентгенограмм с применением алгоритма фильтрованной обратной проекции и визуализированы в виде 3D-изображений с использованием программного обеспечения Avizo 9.1.1 (FEI Co.).

Методом SRCL анализировали исходный (недеформированный), а также образцы, деформированные по схеме растяжения со скоростью 10^{-3} с⁻¹. Изучали пять пластически деформированных образцов, находящихся в различном структурном состоянии (после деформации с различной степенью). В процессе исследований была проведена количественная оценка конфигурации пор. Преобразования пор, происходящие при повышенных значениях деформации, отслеживались методом алгебраической топологии и постоянной гомологии (*persistent homology*) [35]. Подход, основанный на использовании метода ламинаграфии, позволил описать процесс объединения пор в образцах железа, полученных методом порошковой металлургии.

Post-mortem исследования сплавов

Метод ламинаграфии может быть использован для исследования материалов, которые предварительно были подвергнуты различным видам внешнего воздействия. В этих случаях нет необходимости в установке на станции какого-либо дополнительного оборудования.

Деформация и разрушение магниевого сплава

В работе Kondori и др. [36] приведены результаты исследования методом ламинаграфии сплава магния AZ31B. Вырезанные из горячекатаной пластины толщиной 32 мм образцы (рис. 13, а, б) были подвергнуты одноосному растяжению на сервогидравлической машине. Один образец деформировали до разрушения, другой – до стадии, соответствующей значительному падению нагрузки. Полученные на электроэрозионной установке срезы стержней (рис. 14, в) исследовали методом ламинаграфии на станции ID19 ESRF. Изучали механизмы накопления постзародышевых повреждений и их роль в формировании и росте макроскопических трещин.

Угол наклона оси вращения объектов исследования составлял ~25°. Исследования проводены с использованием монохроматического излучения с энергией фотонов 25 кэВ. Минимальное расстояние от образца до детектора составляло 70 мм, что привело к улучшению качества границ объектов за счет проявления фазового контраста. Сканируемая область имела объем 1 мм³ с размером вокселя 0,7 мкм. Время экспозиции каждой проекции составляло 250 мс. Исследуемые объемы были восстановлены на основании анализа 1500 рентгенограмм.

С целью количественной оценки размеров и формы дефектов, сопутствующих зарождению трещин, с использованием программного обе-

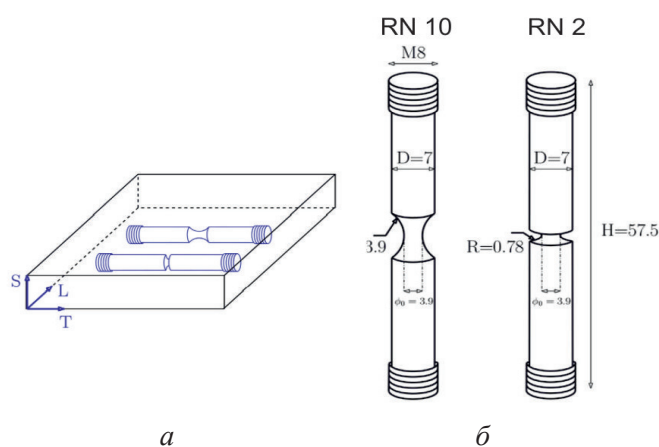


Рис. 13. Пластина (а), из которой были вырезаны образцы типа RN10 и RN2 для испытаний на растяжение (б) [36]

Fig. 13. Samples (RN10 and RN2) (a) orientation in the plate and its geometry (b) [36]

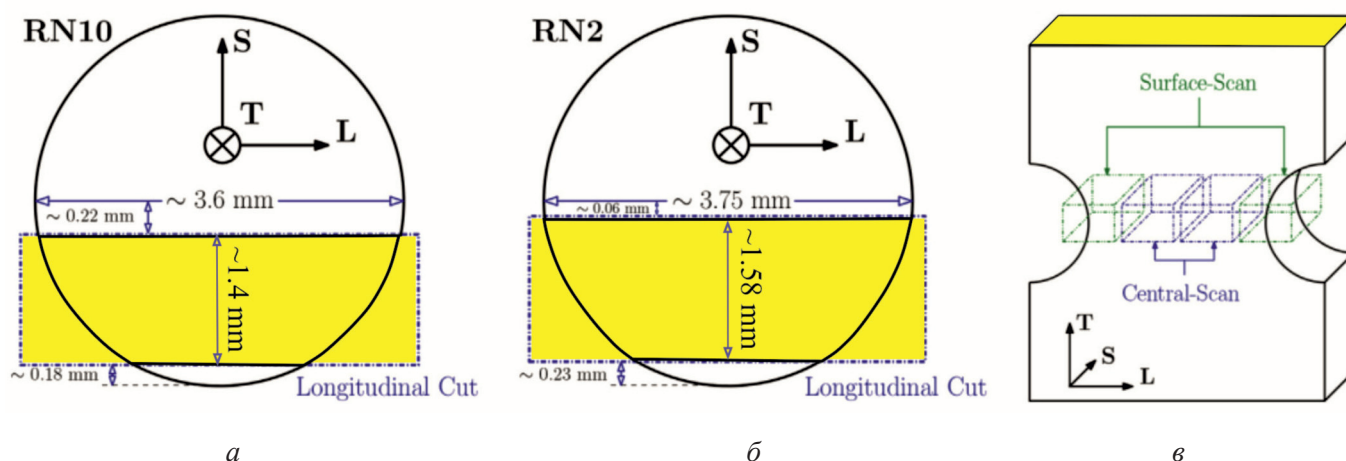


Рис. 14. Схема вырезки объектов, подвергнутых исследованию методом ламинаграфии, из деформированных растяжением образцов:

a, б – виды сверху, показывающие размеры и относительное расположение двух продольно вырезанных пластин; *в* – вид отдельной пластины с четырьмя областями исследования, помеченными как *Surface-Scan* и *Central-Scan* [36]

Fig. 14. Schematic of cutting out objects from tensile deformed specimens studied by the laminography:

a, б – top views showing the dimensions and relative location of two longitudinally cut plates; *в* – view of a single plate with four study areas labeled as *Surface-Scan* and *Central-Scan* [36]

спечения «ImageJ» был проведен анализ ~1000 пустот, соответствующих каждому изображению, зафиксированному методом ламинаграфии. Все измерения проводились на изображениях, параллельных плоскости *T-L*, на разной толщине образца. Анализируемая площадь составляла 31 мм² для образцов *RN10* и 36 мм² – для образцов *RN2* (геометрия образцов описана в работе [37]). Площадь, занимаемая каждой пустотой, рассчитывалась с учетом ее эллиптической формы. Общая доля дефектов была определена как отношение площади пустот к общей проанализированной площади (за исключением макротрещин). Геометрические параметры макротрещин были определены индивидуально.

Анализ результатов, полученных методом ламинаграфии, позволил выявить ряд особенностей разрушения сплава *AZ31B*, которые, как полагают авторы работы [36], могут проявляться при нагружении и других сплавов на основе магния. Анализ поведения материала в процессе растяжения свидетельствует о его пластичности. Пустоты, возникшие в процессе нагружения, распределены по всей деформируемой области образца. Повреждения возникают в виде плоских пустот, размер которых определяется пространственным положением, уровнем локальной деформации, а также характером напряженно-деформированного состояния мате-

риала. Переход от стадии, соответствующей образованию мелкогазовых, распределенных в объеме пустот, к окончательному разрушению образца происходит путем возникновения макроскопических трещин при слиянии пустот в направлении прокатки пластины. Когда несколько параллельных макротрещин в конечном итоге возникают вдали от устья надреза и сливаются воедино, образуется ступенчатая (гофрированная) поверхность. На основании проведенных исследований сделан вывод о целесообразности дальнейшего изучения кристаллографических аспектов развития повреждений в образцах из магниевого сплава при более высоком пространственном разрешении.

Визуализация усталостных трещин

Метод синхротронной компьютерной ламинаграфии может быть использован также для изучения усталостных трещин, возникающих в деформируемых материалах. В качестве примера приведены результаты исследований такого рода дефектов, возникших в сварном шве, полученном методом сварки трением с перемешиванием заготовок из алюминиевого сплава, состав которого приведен в табл. 3 [38]. Исследования проведены на станции *BL19B2* источника *SPring-8*.

Исследуемые в работе материалы были подвержены малоциклового усталостному нагру-

Таблица 3

Table 3

Состав алюминиевого сплава (масс. %)

Composition of aluminum alloy (wt. %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,65	0,2	0,30	0,06	1,04	0,13	0,04	0,02	Остальное

жению ($3,37 \times 10^5$ и $4,8 \times 10^4$ циклов). Функцию концентраторов напряжений, способствующих зарождению усталостных трещин, выполняли отверстия диаметром 0,3 мм. Размеры анализируемых образцов указаны на рис. 15.

В процессе исследований материалов методом ламинаграфии оси вращения образцов были наклонены на 30° по отношению к рентгеновскому пучку. На выходе из монохроматора энергия рентгеновского излучения составляла 28 кэВ. Рентгеновский детектор (охлаждаемая CCD-камера) фиксировал проекционные данные через каждые $0,5^\circ$ (при общем повороте на 360°) со временем экспозиции 400 мс на снимок. Для того чтобы компенсировать ослабление рентгеновского излучения, обусловленное влиянием акриловой трубы, на которой закреплялся анализируемый объект, через каждые 20 экспозиций образец убирали и фиксировали отклик, вызванный присутствием полимера.

Размер проекции, фиксируемой детектором, составлял 1984×7680 пикселей (после бинирования 2×2). При этих условиях обеспечивался

компромисс между разрешением изображения и простотой обработки данных. Эффективный размер пикселя детектора составил 5,7 мкм (после биннинга). Размер поля зрения был равен 11,3 мм (по горизонтали) $\times$ 4,4 мм (по вертикали). На длине между поворотным магнитом и образцом (52 м) рентгеновский луч был параллельным. Расстояние между образцом и детектором, составляющее 0,8 м, обеспечивало проявление эффекта фазового контраста. Изображения трещин (рис. 16) были восстановлены с использованием алгоритма фильтрованной обратной проекции и 3D-визуализации (рис. 17) семисот двадцати двумерных проекций, развернутых относительно друг друга на угол $0,5^\circ$.

Изображения трещин, возникших в процессе внешнего нагружения, были успешно восстановлены. Наблюдается хорошее соответствие расчетных данных с фактическими. Полученные в работе результаты позволили авторам на примере сварных соединений сделать вывод о высокой эффективности метода компьютерной ламинаграфии для изучения процессов усталостного разрушения материалов. Получаемая этим методом информация важна с позиции разработки материалов, характеризующихся высоким уровнем усталостных свойств.

Исследование контактно-усталостных трещин

Одно из приложений метода синхротронной компьютерной ламинаграфии связано с изучением дефектов, возникших в процессе контактно-усталостного нагружения [39–41]. Для решения этой задачи используют также и другие методы синхротронных исследований, в том числе дифракционные [42, 43]. В работе [41], выполненной Nakai с соавторами, материалом исследования была подшипниковая сталь с содержанием элементов, представленным в табл. 4. Нагружение осуществлялось по схеме качения «неподвиж-

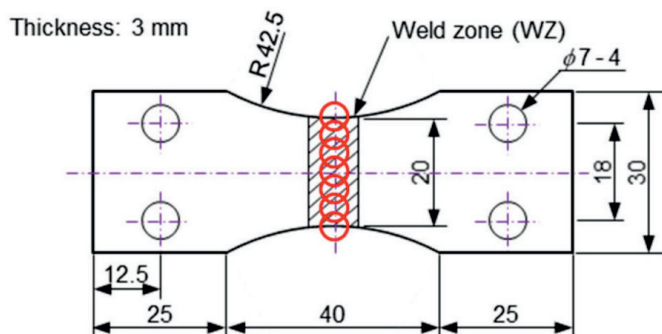


Рис. 15. Образец, вырезанный из сварного соединения, полученного методом сварки трением с перемешиванием. Красными окружностями выделены зоны, исследуемые методом ламинаграфии [38]

Fig. 15. Sample cut from a welded joint obtained by friction stir welding. The red circles are the fields of view of laminography [38]

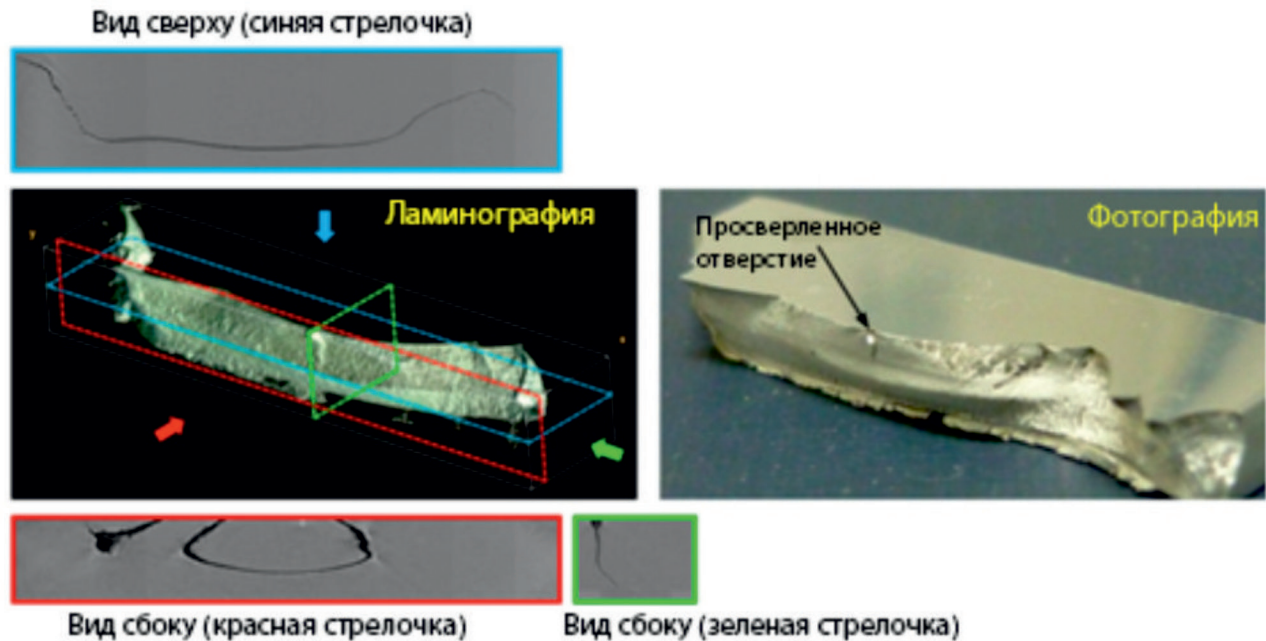


Рис. 16. Изображение, реконструированное методом синхротронной 3D-компьютерной ламинаграфии, и снимок поверхности усталостной трещины на разрушенном образце [38]

Fig. 16. The reconstructed synchrotron radiation computed laminography 3D image and a photograph of the fatigue crack [38]

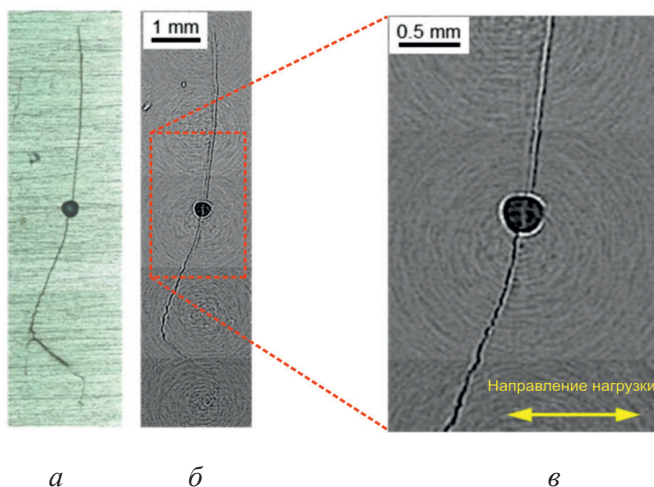


Рис. 17. Усталостная трещина на поверхности образца:

a – снимок, полученный методом световой микроскопии; *б, в* – изображения, полученные методом синхротронной компьютерной ламинаграфии [38]

Fig. 17. The fatigue crack on the sample surface:

a – image obtained by light microscopy; *б, в* – images obtained by synchrotron radiation computed laminography [38]

ная пластина – вращающийся шарик» (*rolling contact fatigue – RCF*) (рис. 18). Образец размером $24 \times 10 \times 1$ мм был вырезан из прокованного и подверженного сфероидизирующему отжигу слитка диаметром 65 мм. Повышенное содер-

жание серы в стали обеспечивало возможность исследования трещин, возникших вблизи включений MnS. Включения сульфида марганца ориентированы перпендикулярно или параллельно поверхности образца. Перед испытаниями образцы подвергались закалке с нагревом при 1103 К в течение 0,5 ч и последующему отпуску при 453 К в течение 2 ч.

В качестве инденторов использовали керамические шарики диаметром 6,0 мм с модулем Юнга 300 ГПа. Индентор совершал многократные возвратно-поступательные перемещения по поверхности образца. Длина получаемой дорожки трения составляла 3,0 мм (рис. 19) [39]. В приведенной работе представлены результаты, зафиксированные при максимальном «герцевском» напряжении $p_{\max} = 5,39$ ГПа.

Исследования проведены на станции BL46XU источника синхротронного излучения *SPring-8*. Энергия излучения на выходе из монохроматора находилась на уровне 37 кэВ, угол наклона оси образца составлял 30° . Для реконструкции изображений была записана серия из 720 рентгенограмм с шагом $0,5^\circ$ (при вращении образца на 360°). Каждая рентгенограмма получена при экспозиции длительностью 4 с. Эффективный размер вокселя в реконструированном трехмер-

Состав подшипниковой стали (масс. %)

Composition of bearing steel (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
1	0,35	0,47	0,006	0,02/0,049	1,5	Остальное

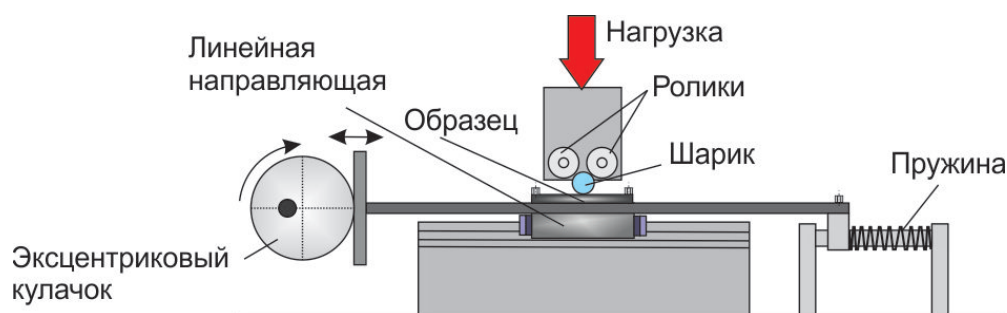


Рис. 18. Схема установки для проведения контактно-усталостных испытаний материалов [40]

Fig. 18. Schematic of a contact-fatigue test setup [40]

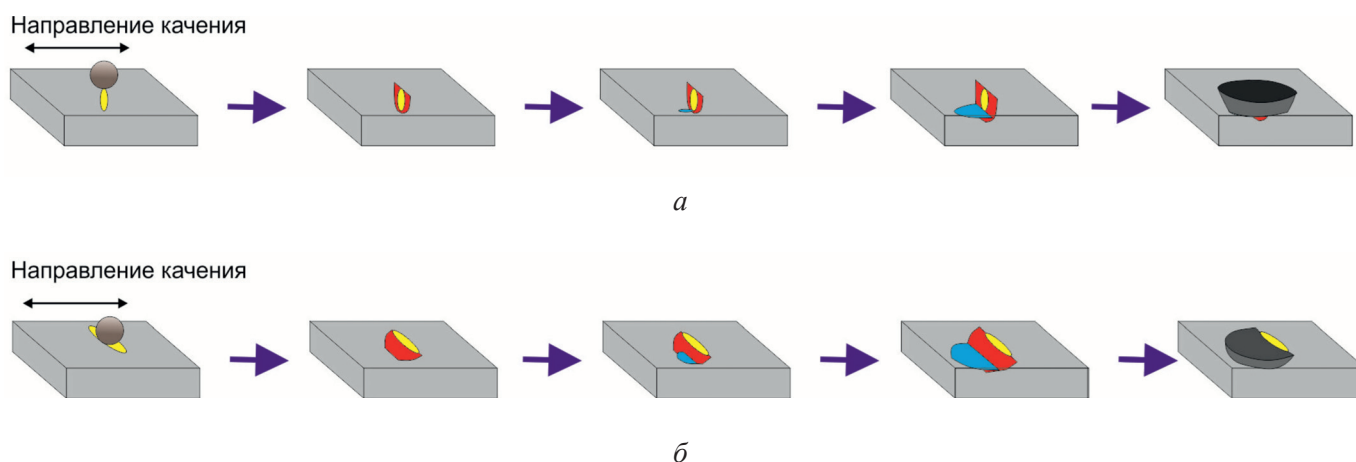


Рис. 19. Модель возникновения контактно-усталостных трещин (по работе [39]):

a – образец с короткими вертикальными включениями (малая концентрация S); *б* – образец с горизонтальными включениями

Fig. 19. Models of flaking mechanism from extended inclusion [39]:

a – sample with short vertical inclusions (low concentration of S); *б* – sample with horizontal inclusions

ном изображении составил 0,74 мкм. Эффект фазового контраста обеспечивался при расположении детектора рентгеновского излучения на расстоянии 0,30 м от образца.

На основании проведенных исследований были сделаны выводы о длительности процессов возникновения и распространения вертикальных и горизонтальных трещин, а также о

влиянии размеров и ориентации включений MnS на процессы питтингообразования в шарикоподшипниковой стали. Изображения дефектов, зафиксированные методом ламинаграфии, позволили оценить характер разрушения материала на различных стадиях испытания образцов. Анализ, проведенный авторами работ [39–41], свидетельствует об эффективности применения

метода компьютерной ламинаграфии с использованием синхротронного излучения при изучении процессов контактно-усталостного нагружения металлических материалов.

Закключение

Анализ экспериментальных работ, выполненных с использованием источников синхротронного излучения, свидетельствует об эффективности методов синхротронной компьютерной томографии (*SRCT*) и синхротронной компьютерной ламинаграфии (*SRCL*) при проведении исследований в области современного материаловедения. Метод *SRCL* дает возможность контролировать структурное состояние материалов при реализации различных схем нагружения, в том числе при изучении процессов усталостного и контактно-усталостного разрушения. Реализация методов *SRCT* и *SRCL* рациональна на строящемся в Новосибирске источнике синхротронного излучения «СКИФ». Планируемые параметры этого источника позволят с высоким пространственным разрешением получать изображения структуры конструкционных и функциональных материалов.

Список литературы

1. Тернов И.М., Михайлин В.В. Синхротронное излучение: теория и эксперимент. – М.: Энергоатомиздат, 1986. – 296 с.
2. On the implementation of computed laminography using synchrotron radiation / L. Helfen, A. Myagotin, P. Mikulík, P. Pernot, A. Voropaev, M. Elyyan, M. Di Michiel, J. Baruchel, T. Baumbach // Review of Scientific Instruments. – 2011. – Vol. 82. – P. 063702. – DOI: 10.1063/1.3596566.
3. Comparison of image quality in computed laminography and tomography / F. Xu, L. Helfen, T. Baumbach, H. Suhonen // Optics Express. – 2012. – Vol. 20. – P. 794–806. – DOI: 10.1364/OE.20.000794.
4. Ziedses des Plantes B.G. Eine neue methode zur differenzierung in der rontgenographie (planigraphies) // Acta Radiologica. – 1932. – Vol. 13. – P. 182–192. – DOI: 10.3109/00016923209135135.
5. Hounsfield G.M. A method and apparatus for the examination of a body by radiation such as X or gamma radiation. Patent Specifications, 1283915. – London: Patent office, 1972.
6. Computed laminography for materials testing / J. Zhou, M. Maisl, H. Reiter, W. Arnold // Applied Physics Letters. – 1996. – Vol. 68. – P. 3500. – DOI: 10.1063/1.115771.
7. Марусина М.Я., Казначеева А.О. Современные виды томографии. – СПб.: СПбГУ ИТМО, 2006. – 132 с.
8. Hounsfield G.M. Computed medical imaging. Nobel lecture, December 8, 1979 // Journal of Computer Assisted Tomography. – 1980. – Vol. 4. – P. 665–674. – DOI: 10.1097/00004728-198010000-00017.
9. High-resolution three-dimensional imaging of flat objects by synchrotron-radiation computed laminography / L. Helfen, T. Baumbach, P. Mikulík, D. Kiel, P. Pernot, P. Cloetens, J. Baruchel // Applied Physics Letters. – 2005. – Vol. 86. – P. 071915. – DOI: 10.1063/1.1854735.
10. Grant D.G. Tomosynthesis: a three-dimensional radiographic imaging technique // IEEE Transactions on Biomedical Engineering. – 1972. – Vol. BME-19. – P. 20–28. – DOI: 10.1109/TBME.1972.324154.
11. Lauritsch G., Härer W.H. Theoretical framework for filtered back projection in tomosynthesis // Proceedings of SPIE. – 1998. – Vol. 3338: Medical Imaging 1998: Image Processing, San Diego, CA, 1998. – P. 1127–1137. – DOI: 10.1117/12.310839.
12. Synchrotron and neutron laminography for three-dimensional imaging of devices and flat material specimens / L. Helfen, T.F. Morgeneyer, F. Xu, M.N. Mavrogordato, I. Sinclair, B. Schillinger, T. Baumbach // International Journal of Materials Research. – 2012. – Vol. 103. – P. 170–173. – DOI: 10.3139/146.110668.
13. Laminography in the lab: imaging planar objects using a conventional x-ray CT scanner / S.L. Fisher, D.J. Holmes, J.S. Jørgensen, P. Gajjar, J. Behnsen, W.R.B. Lionheart, P.J. Withers // Measurement Science and Technology. – 2019. – Vol. 30. – P. 035401. – DOI: 10.1088/1361-6501/aafcae.
14. Holotomography: quantitative phase tomography with micrometer resolution using hard synchrotron radiation x rays / P. Cloetens, W. Ludwig, J. Baruchel, D. Van Dyck, J. Van Landuyt, J.P. Guigay, M. Schlenker // Applied Physics Letters. – 1999. – Vol. 75. – P. 2912–2914. – DOI: 10.1063/1.125225.
15. Nano-laminography for three-dimensional high-resolution imaging of flat specimens / L. Helfen, F. Xu, H. Suhonen, L. Urbanelli, P. Cloetens, T. Baumbach // Journal of Instrumentation. – 2016. – Vol. 8. – DOI: 10.1088/1748-0221/8/05/C05006.
16. Augmented laminography, a correlative 3D imaging method for revealing the inner structure of compressed fossils / M. Zuber, M. Laaß, E. Hamann, S. Kretschmer, N. Hauschke, Th. Van de Kamp, T. Baumbach, T. Koenig // Scientific Reports. – 2017. – Vol. 7. – DOI: 10.1038/srep41413.
17. Kak A.C., Slaney M. Principles of computerized tomographic imaging. – Philadelphia:

Society of Industrial and Applied Mathematics, 2001. – 327 p. – (Classics in applied mathematics; 33). – DOI: 10.1137/1.9780898719277.

18. Relics in medieval altarpieces? Combining X-ray tomographic, laminographic and phase-contrast imaging to visualize thin organic objects in paintings / K. Krug, L. Porra, P. Coan, A. Wallert, J. Dik, A. Coerdts, A. Bravin, M. Elyyan, P. Reischig, L. Helfen, T. Baumbach // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2008. – Vol. 15. – P. 55–61. – DOI: 10.1107/S0909049507045438.

19. Three-dimensional Imaging of paint layers and paint substructures with synchrotron radiation computed μ -laminography / J. Dik, P. Reischig, K. Krug, A. Wallert, A. Coerdts, L. Helfen, T. Baumbach // *Journal of the American Institute for Conservation*. – 2009. – Vol. 48. – P. 185–197. – DOI: 10.1179/019713612804514260.

20. Three-dimensional pelvis and limb anatomy of the Cenomanian hind-limbed snake *Eupodophis descouensi* (Squamata, Ophidia) revealed by synchrotron-radiation computed laminography / A. Houssaye, F. Xu, L. Helfen, V.D. Buffrénil, T. Baumbach, P. Tafforeau, J. Vertebr // *Journal of Vertebrate Paleontology*. – 2011. – Vol. 31. – P. 2–7. – DOI: 10.1080/02724634.2011.539650.

21. In situ synchrotron computed laminography of damage in carbon fibre-epoxy [90/0]_s laminates / A.J. Moffat, P. Wright, L. Helfen, T. Baumbach, G. Johnson, S.M. Spearing, I. Sinclair // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 62. – P. 97–100. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.09.027.

22. In situ local imaging and analysis of impregnation during liquid moulding of composite materials using synchrotron radiation computed laminography / J. Castro, F. Sket, L. Helfen, C. Gonzalez // *Composites Science and Technology*. – 2021. – Vol. 215. – DOI: 10.1016/j.compscitech.2021.108999.

23. Ueda T., Helfen L., Morgeneyer T.F. In situ laminography study of three-dimensional individual void shape evolution at crack initiation and comparison with Gurson–Tvergaard–Needleman-type simulations // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 78. – P. 254–270. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.06.029.

24. In situ 3-D observation of early strain localization during failure of thin Al alloy (2198) sheet / T.F. Morgeneyer, T. Taillandier-Thomas, L. Helfen, T. Baumbach, I. Sinclair, S. Roux, F. Hild // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 69. – P. 78–91. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.01.033.

25. Ductile crack initiation and propagation assessed via in situ synchrotron radiation-computed laminography / T.F. Morgeneyer, L. Helfen, I. Sinclair, H. Proudhon, F. Xu, T. Baumbach // *Scripta Materialia*. – 2011. – Vol. 65. – P. 1010–1013. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.09.005.

26. Three-dimensional quantitative in situ study of crack initiation and propagation in AA6061 aluminum alloy sheets via synchrotron laminography and finite-element simulations / Y. Shen, T.F. Morgeneyer, J. Garnier, L. Allais, L. Helfen, J. Crépin // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 2571–2582. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.035.

27. 3D digital volume correlation of synchrotron radiation laminography images of ductile crack initiation: an initial feasibility study / T.F. Morgeneyer, L. Helfen, H. Mubarak, F. Hild // *Experimental Mechanics*. – 2012. – Vol. 53. – P. 543–556. – DOI: 10.1007/s11340-012-9660-y.

28. Parallel-beam imaging at the ESRF beamline ID19: current status and plans for the future / T. Weitkamp, P. Tafforeau, E. Boller, P. Cloetens, J.-P. Valade, P. Bernard, F. Peyrin, W. Ludwig, L. Helfen, J. Baruchel // *AIP Conference Proceedings*. – 2010. – Vol. 1234. – DOI: 10.1063/1.3463345.

29. Ductile damage of AA2024-T3 under shear loading: mechanism analysis through in-situ laminography / T. Tancogne-Dejeana, C.C. Roth, T.F. Morgeneyer, L. Helfen, D. Mohr // *Acta Materialia*. – 2021. – Vol. 205. – P. 116556. – DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116556.

30. Roth C., Mohr D. Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories // *International Journal of Plasticity*. – 2015. – Vol. 79. – P. 328–354. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2015.08.004.

31. Synchrotron-radiation computed laminography for high-resolution three-dimensional imaging of flat devices / L. Helfen, A. Myagotin, A. Rack, P. Pernot, P. Mikulík, M. Di Michiel, T. Baumbach // *Physica Status Solidi (A)*. – 2007. – Vol. 204. – P. 2760–2765. – DOI: 10.1002/pssa.200775676.

32. Efficient volume reconstruction for parallel-beam computed laminography by filtered backprojection on multi-core clusters / A. Myagotin, A. Voropaev, L. Helfen, D. Hänschke, T. Baumbach // *IEEE Transactions on Image Processing*. – 2013. – Vol. 32. – P. 5348–5361. – DOI: 10.1109/TIP.2013.2285600.

33. Elucidation of pore connection mechanism during ductile fracture of sintered pure iron by applying persistent homology to 4D images of pores: role of open pore / I. Ando, Y. Mugita, K. Hirayama, S. Munetoh, M. Aramaki, F. Jiang, T. Tsuji, A. Takeuchi, M. Uesugi, Y. Ozaki // *Materials Science and Engineering A*. – 2021. – Vol. 828. – P. 142112. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.142112.

34. Development of an x-ray micro-laminography system at SPring-8 / M. Hoshino, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki, N. Yagi // *AIP Conference Proceedings*. – 2011. – Vol. 1365. – P. 250–253. – DOI: 10.1063/1.3625351.

35. *Obayashi I.* Volume-optimal cycle: tightest representative cycle of a generator in persistent

homology // SIAM Journal on Applied Algebra and Geometry. – 2018. – Vol. 2. – P. 508–534. – DOI: 10.1137/17M1159439.

36. Void growth and coalescence in a magnesium alloy studied by synchrotron radiation laminography / B. Kondori, T.F. Morgeneyer, L. Helfen, A.A. Benzergera // Acta Materialia. – 2018. – Vol. 155. – P. 80–94. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.026.

37. Kondori B., Benzergera A.A. Effect of stress tri-axiality on the flow and fracture of Mg alloy AZ31 // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – Vol. 45. – P. 3292–3307. – DOI: 10.1007/s11661-014-2211-7.

38. Effect of laser peening on the mechanical properties of aluminum alloys probed by synchrotron radiation and x-ray free electron laser / Y. Sano, K. Masaki, K. Akita, K. Kajiware, T. Sano // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 1490. – DOI: 10.3390/met10111490.

39. Effects of inclusion size and orientation on rolling contact fatigue crack initiation observed by laminography using ultra-bright synchrotron radiation / Y. Nakai, D. Shiozawa, S. Kikuchi, T. Obama, H. Saito, T. Makino, Y. Neishi // Procedia Structural Integrity. – 2016. – Vol. 2. – P. 3117–3124. – DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.389.

40. Observation of rolling contact fatigue cracks by laminography using ultra-bright synchrotron radiation / D. Shiozawa, T. Makino, Y. Neishi, Y. Nakai // Procedia Materials Science. – 2014. – Vol. 3. – P. 159–164. – DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.030.

41. 4D observations of rolling contact fatigue processes by laminography using ultra-bright synchrotron radiation / Y. Nakai, D. Shiozawa, S. Kikuchi, T. Obama, H. Saito, T. Makino, Y. Neishi // Engineering Fracture Mechanics. – 2017. – Vol. 183. – P. 180–189. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2017.03.021.

42. Synchrotron and neural network analysis of the influence of composition and heat treatment on the rolling contact fatigue of hypereutectoid pearlitic steels / W. Solano-Alvarez, M.J. Peet, E.J. Pickering, J. Jaiswal, A. Bevan, H.K.D.H. Bhadeshia // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 707. – P. 259–269. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.045.

43. Rail rolling contact fatigue formation and evolution with surface defects / S.Y. Zhang, M. Spiriyagin, H.H. Ding, Q. Wu, J. Guo, Q.Y. Liu, W.J. Wang // International Journal of Fatigue. – 2022. – Vol. 158. – P. 106762. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.106762.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



The study of characteristics of the structure of metallic alloys using synchrotron radiation computed laminography (Research Review)

Oleg Kutkin^{1, a, *}, Ivan Bataev^{1, b}, Gleb Dovzhenko^{2, c}, Zinaida Bataeva^{3, d}

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

² Siberian Circular Photon Source "SKIF" Borekov Institute of Catalysis of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (SRF "SKIF"), 1 Nikol'skii pr., Kol'tsovo, 630559, Russian Federation

³ Siberian State University of water transport, 33 Schetinkina str., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-1277-388X>,  kutkino@list.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2871-0269>,  i.bataev@corp.nstu.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-0615-0643>,  g.dovzenko@skif.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>,  bataevazb@ngs.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 October 2022

Revised: 02 November 2022

Accepted: 03 November 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

Computed tomography

Computed laminography

X-ray visualization methods

Synchrotron radiation

Funding

This research was funded by the Federal Task of Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project FSUN-2020-0014 (2019-0931): "Investigations of Metastable Structures Formed on Material Surfaces and Interfaces under Extreme External Impacts").

ABSTRACT

The paper contains a review of research related to the use of synchrotron radiation computed laminography in the study of the structure features of metal alloys subjected to various methods of external action. **Introduction.** The important role of X-rays in the field of materials research is discussed. The capabilities of standard X-ray devices equipped with X-ray tubes and modern synchrotron radiation (SR) sources with unique parameters are compared. **Methods for studying flat samples. Tomography and synchrotron laminography.** An informative method based on the use of synchrotron X-rays is synchrotron radiation computed tomography (SRCT), which allows obtaining cross-section images of objects by processing multiple absorption radiographs. A brief classification of five generations of tomographs is presented. The problems encountered in obtaining data from non-compact (non-isometric) samples are avoided by using the method of synchrotron radiation computed laminography (SRCL), which combines the principles of laminography with the advantages of synchrotron imaging. Currently the method is used for non-destructive testing of non-isometric objects by a number of synchrotron radiation sources (ESRF, ANKA, Spring-8). **Resolution of synchrotron radiation computed laminography.** The use of monochromatic radiation in realization of computed laminography method is a factor, which provides high spatial resolution down to micron and submicron scale. An equally important factor is related to the characteristics of the detector. Images with a resolution of ~100 nm were obtained using nanolaminography. **Comparison of laminography and tomography methods. Augmented laminography.** Augmented laminography allows improving image quality by augmenting the Fourier space analyzed by laminography with information obtained from lower resolution CT. Reconstruction performed using Augmented laminography is characterized by the absence of significant artifacts and high resolution. **Implementation of the laminography method.** The angle of inclination of the rotary axis θ (SRCL method) is related to the geometry of samples and is determined experimentally in each case. In order to achieve the necessary resolution, the value θ should provide an optimal average value of the intensity of the passed radiation. The energy of X-rays is calculated on the basis of material characteristics. To reconstruct images of the objects, software complexes that implement the filtered back projection method based on the Radon transform are used. **Examples of laminography application for analysis of metal alloys samples.** The laminography method can be used for in-situ investigations allowing real time monitoring of processes occurring under different conditions of external action, e.g. during plastic deformation of metal plates. Data on formation of pore-type defects in the process of loading of metal workpieces are interesting. Numerous examples of post-mortem studies of metal alloys for various purposes are described in the literature. Important information is obtained in the study of fatigue cracks, as well as defects arising in the process of contact-fatigue loading of materials. **Conclusion.** The SRCT and SRCL methods are rationally implemented at the generation 4+ synchrotron radiation source "SKIF" under construction in Novosibirsk.

For citation: Kutkin O.M., Bataev I.A., Dovzhenko G.D., Bataeva Z.B. The study of characteristics of the structure of metallic alloys using synchrotron radiation computed laminography (Research Review). *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 219–242. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-219-242. (In Russian).

* Corresponding author

Kutkin Oleg M., Student, Laboratory assistant
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (962) 811-59-27, e-mail: kutkino@list.ru

References

1. Ternov I.M., Mikhailin V.V. *Sinkhrotronnoe izluchenie: teoriya i eksperiment* [Synchrotron radiation. Theory and Experiment]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1986. 296 p.
2. Helfen L., Myagotin A., Mikulík P., Pernot P., Voropaev A., Elyyan M., Di Michiel M., Baruchel J., Baumbach T. On the implementation of computed laminography using synchrotron radiation. *Review of Scientific Instruments*, 2011, vol. 82, p. 063702. DOI: 10.1063/1.3596566.
3. Xu F., Helfen L., Baumbach T., Suhonen H. Comparison of image quality in computed laminography and tomography. *Optics Express*, 2012, vol. 20, pp. 794–806. DOI: 10.1364/OE.20.000794.
4. Ziedses des Plantes B.G. Eine neue methode zur differenzierung in der rontgenographie (planigraphies). *Acta Radiologica*, 1932, vol. 13, pp. 182–192. DOI: 10.3109/00016923209135135.
5. Hounsfield G.M. *A method and apparatus for the examination of a body by radiation such as X or gamma radiation*. Patent Specifications, 1283915. London, Patent office, 1972.
6. Zhou J., Maisl M., Reiter H., Arnold W. Computed laminography for materials testing. *Applied Physics Letters*, 1996, vol. 68, p. 3500. DOI: 10.1063/1.115771.
7. Marusina M.Ya., Kaznacheeva A.O. *Sovremennyye vidy tomografii* [Modern tomography types]. St. Petersburg, ITMO University, 2006. 132 p.
8. Hounsfield G.M. Computed medical imaging. Nobel lecture, December 8, 1979. *Journal of Computer Assisted Tomography*, 1980, vol. 4, pp. 665–674. DOI: 10.1097/00004728-198010000-00017.
9. Helfen L., Baumbach T., Mikulík P., Kiel D., Pernot P., Cloetens P., Baruchel J. High-resolution three-dimensional imaging of flat objects by synchrotron-radiation computed laminography. *Applied Physics Letters*, 2005, vol. 86, p. 071915. DOI: 10.1063/1.1854735.
10. Grant D.G. Tomosynthesis: a three-dimensional radiographic imaging technique. *IEEE Transactions on Biomedical Engineering*, 1972, vol. BME-19, pp. 20–28. DOI: 10.1109/TBME.1972.324154.
11. Lauritsch G., Härer W.H. Theoretical framework for filtered back projection in tomosynthesis. *Proceedings of SPIE*, 1998, vol. 3338, pp. 1127–1137. DOI: 10.1117/12.310839.
12. Helfen L., Morgeneyer T.F., Xu F., Mavrogordato M.N., Sinclair I., Schillinger B., Baumbach T. Synchrotron and neutron laminography for three-dimensional imaging of devices and flat material specimens. *International Journal of Materials Research*, 2012, vol. 103, pp. 170–173. DOI: 10.3139/146.110668.
13. Fisher S.L., Holmes D.J., Jørgensen J.S., Gajjar P., Behnsen J., Lionheart W.R.B., Withers P.J. Laminography in the lab: imaging planar objects using a conventional x-ray CT scanner. *Measurement Science and Technology*, 2019, vol. 30, p. 035401. DOI: 10.1088/1361-6501/aafcae.
14. Cloetens P., Ludwig W., Baruchel J., Van Dyck D., Van Landuyt J., Guigay J.P., Schlenker M. Holotomography: Quantitative phase tomography with micrometer resolution using hard synchrotron radiation x rays. *Applied Physics Letters*, 1999, vol. 75, pp. 2912–2914. DOI: 10.1063/1.125225.
15. Helfen L., Xu F., Suhonen H., Urbanelli L., Cloetens P., Baumbach T. Nano-laminography for three-dimensional high-resolution imaging of flat specimens. *Journal of Instrumentation*, 2016, vol. 8. DOI: 10.1088/1748-0221/8/05/C05006.
16. Zuber M., Laab M., Hamann E., Kretschmer S., Hauschke N., Van de Kamp Th., Baumbach T., Koenig T. Augmented laminography, a correlative 3D imaging method for revealing the inner structure of compressed fossils. *Scientific Reports*, 2017, vol. 7. DOI: 10.1038/srep41413.
17. Kak A.C., Slaney M. Principles of computerized tomographic imaging. Philadelphia, *Society of Industrial and Applied Mathematics*, 2001. 327 p. DOI: 10.1137/1.9780898719277.
18. Krug K., Porra L., Coan P., Wallert A., Dik J., Coerdts A., Bravin A., Elyyan M., Reischig P., Helfen L., Baumbach T. Relics in medieval altarpieces? Combining X-ray tomographic, laminographic and phase-contrast imaging to visualize thin organic objects in paintings. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2008, vol. 15, pp. 55–61. DOI: 10.1107/S0909049507045438.
19. Dik J., Reischig P., Krug K., Wallert A., Coerdts A., Helfen L., Baumbach T. Three-dimensional imaging of paint layers and paint substructures with synchrotron radiation computed μ -laminography. *Journal of the American Institute for Conservation*, 2009, vol. 48, pp. 185–197. DOI: 10.1179/019713612804514260.
20. Houssaye A., Xu F., Helfen L., Buffrénil V.D., Baumbach T., Tafforeau P., Vertébré J. Three-dimensional pelvis and limb anatomy of the Cenomanian hind-limbed snake *Eupodophis descouensi* (Squamata, Ophidia) revealed by synchrotron-radiation computed laminography. *Journal of Vertebrate Paleontology*, 2011, vol. 31, pp. 2–7. DOI: 10.1080/02724634.2011.539650.



21. Moffat A.J., Wright P., Helfen L., Baumbach T., Johnson G., Spearing S.M., Sinclair I. In situ synchrotron computed laminography of damage in carbon fibre–epoxy [90/0]_s laminates. *Scripta Materialia*, 2010, vol. 62, pp. 97–100. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.09.027.
22. Castro J., Sket F., Helfen L., Gonzalez C. In situ local imaging and analysis of impregnation during liquid moulding of composite materials using synchrotron radiation computed laminography. *Composites Science and Technology*, 2021, vol. 215. DOI: 10.1016/j.compscitech.2021.108999.
23. Ueda T., Helfen L., Morgeneyer T.F. In situ laminography study of three-dimensional individual void shape evolution at crack initiation and comparison with Gurson–Tvergaard–Needleman-type simulations. *Acta Materialia*, 2014, vol. 78, pp. 254–270. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.06.029.
24. Morgeneyer T.F., Taillandier-Thomas T., Helfen L., Baumbach T., Sinclair I., Roux S., Hild F. In situ 3-D observation of early strain localization during failure of thin Al alloy (2198) sheet. *Acta Materialia*, 2014, vol. 69, pp. 78–91. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.01.033.
25. Morgeneyer T.F., Helfen L., Sinclair I., Proudhon H., Xu F., Baumbach T. Ductile crack initiation and propagation assessed via in situ synchrotron radiation-computed laminography. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 65, pp. 1010–1013. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.09.005.
26. Shen Y., Morgeneyer T.F., Garnier J., Allais L., Helfen L., Crépin J. Three-dimensional quantitative in situ study of crack initiation and propagation in AA6061 aluminum alloy sheets via synchrotron laminography and finite-element simulations. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 2571–2582. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.035.
27. Morgeneyer T.F., Helfen L., Mubarak H., Hild F. 3D digital volume correlation of synchrotron radiation laminography images of ductile crack initiation: an initial feasibility study. *Experimental Mechanics*, 2012, vol. 53, pp. 543–556. DOI: 10.1007/s11340-012-9660-y.
28. Weitkamp T., Tafforeau P., Boller E., Cloetens P., Valade J.-P., Bernard P., Peyrin F., Ludwig W., Helfen L., Baruchel J. Parallel-beam imaging at the ESRF beamline ID19: current status and plans for the future. *AIP Conference Proceedings*, 2010, vol. 1234. DOI: 10.1063/1.3463345.
29. Tancogne-Dejeana T., Roth C.C., Morgeneyer T.F., Helfen L., Mohr D. Ductile damage of AA2024-T3 under shear loading: mechanism analysis through in-situ laminography. *Acta Materialia*, 2021, vol. 205, p. 116556. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116556.
30. Roth C.C., Mohr D. Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. *International Journal of Plasticity*, 2015, vol. 79, pp. 328–354. DOI: 10.1016/j.ijplas.2015.08.004.
31. Helfen L., Myagotin A., Rack A., Pernot P., Mikulík P., Di Michiel M., Baumbach T. Synchrotron-radiation computed laminography for high-resolution three-dimensional imaging of flat devices. *Physica Status Solidi (A)*, 2007, vol. 204, pp. 2760–2765. DOI: 10.1002/pssa.200775676.
32. Myagotin A., Voropaev A., Helfen L., Hänschke D., Baumbach T. Efficient volume reconstruction for parallel-beam computed laminography by filtered backprojection on multi-core clusters. *IEEE Transactions on Image Processing*, 2013, vol. 32, pp. 5348–5361. DOI: 10.1109/TIP.2013.2285600.
33. Ando I., Mugita Y., Hirayama K., Munetoh S., Aramaki M., Jiang F., Tsuji T., Takeuchi A., Uesugi M., Ozaki Y. Elucidation of pore connection mechanism during ductile fracture of sintered pure iron by applying persistent homology to 4D images of pores: role of open pore. *Materials Science and Engineering A*, 2021, vol. 828, p. 142112. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142112.
34. Hoshino M., Uesugi K., Takeuchi A., Suzuki Y., Yagi N. Development of an x-ray micro-laminography system at Spring-8. *AIP Conference Proceedings*, 2011, vol. 1365, pp. 250–253. DOI: 10.1063/1.3625351.
35. Obayashi I. Volume-optimal cycle: tightest representative cycle of a generator in persistent homology. *SIAM Journal on Applied Algebra and Geometry*, 2018, vol. 2, pp. 508–534. DOI: 10.1137/17M1159439.
36. Kondori B., Morgeneyer T.F., Helfen L., Benzerga A.A. Void growth and coalescence in a magnesium alloy studied by synchrotron radiation laminography. *Acta Materialia*, 2018, vol. 155, pp. 80–94. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.026.
37. Kondori B., Benzerga A.A. Effect of stress triaxiality on the flow and fracture of Mg alloy AZ31. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 3292–3307. DOI: 10.1007/s11661-014-2211-7.
38. Sano Y., Masaki K., Akita K., Kajiwara K., Sano T. Effect of laser peening on the mechanical properties of aluminum alloys probed by synchrotron radiation and x-ray free electron laser. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 1490. DOI: 10.3390/met10111490.
39. Nakai Y., Shiozawa D., Kikuchia S., Obama T., Saito H., Makinob T., Neishi Y. Effects of inclusion size and orientation on rolling contact fatigue crack initiation observed by laminography using ultra-bright synchrotron radiation. *Procedia Structural Integrity*, 2016, vol. 2, pp. 3117–3124. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.389.

40. Shiozawa D., Makino T., Neishi Y., Nakai Y. Observation of rolling contact fatigue cracks by laminography using ultra-bright synchrotron radiation. *Procedia Materials Science*, 2014, vol. 3, pp. 159–164. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.030.
41. Nakai Y., Shiozawa D., Kikuchi S., Obama T., Saito H., Makino T., Neishi Y. 4D observations of rolling contact fatigue processes by laminography using ultra-bright synchrotron radiation. *Engineering Fracture Mechanics*, 2017, vol. 183, pp. 180–189. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2017.03.021.
42. Solano-Alvarez W., Peet M.J., Pickering E.J., Jaiswal J., Bevan A., Bhadeshia H.K.D.H. Synchrotron and neural network analysis of the influence of composition and heat treatment on the rolling contact fatigue of hypereutectoid pearlitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 707, pp. 259–269. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.045.
43. Zhang S.Y., Spiryagin M., Ding H.H., Wu Q., Guo J., Liu Q.Y., Wang W.J. Rail rolling contact fatigue formation and evolution with surface defects. *International Journal of Fatigue*, 2022, vol. 158, p. 106762. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.106762.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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/>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). **Изданию имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершённых научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру IMRAD (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):**

- Введение (*Introduction*);
- Методы / Методика исследований (*Methods*);
- Результаты (*Results*);
- Обсуждение (*Discussion*);
- Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, автор (все соавторы) должен быть [зарегистрирован на сайте журнала](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration) http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. 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.

Важно: работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.

Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](#) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытия опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается [авторский лицензионный договор](#).

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Правила оформления рукописи

«Правила оформления» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Аффилиация авторов

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). 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), РИНЦ AuthorID 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.

После регистрации ORCID необходимо **ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID'а не допустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!!!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружили такие ошибки – обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ у публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

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*).

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) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: *обоснование, предмет, цель работы, метод или методологию проведения работы, результаты работы, область применения результатов, выводы.*

В аннотации Вы должны выдержать структуру **IMRAD** и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results And Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

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

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

ВВЕДЕНИЕ / Introduction

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5 - 2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «**Введение**» формулируются **цель работы** и **обозначаются задачи**, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods

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 ГОСТ.

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

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / *Results And Discussion*

Это 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).

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

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

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. 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. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. 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 (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / *Conclusion*

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

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подписанная подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется сделать цветными.

Название таблиц (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «Правила оформления»)

Математические формулы: сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны **только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0!**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / *References*

Список цитируемой литературы включает источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть **не менее 20** с большей (**более 50 %**) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать **15–17 %**. Если работа была издана и на русском и на английском (или других) языках, то в списке литературы и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>) или (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в **англоязычном блоке статьи (в References)**.

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.

Уважаемые Авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОМНАДЗОРе и, начиная с 2021 г., перешёл на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

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

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of **IMRAD** (**I**ntroduction, **M**ethods, **R**esults, **D**iscussion, **C**onclusion).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.

The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal's website in the "Submit Paper" section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the "Send to the Editor" button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an **author's license agreement** is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("**an empty**" **ORCID profile is not allowed!**). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A huge request to all authors is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of **IMRAD** (**Introduction, Methods, Results and Discussion**):

- Title;
- Abstract;
- **Introduction**;
- **Methods**;
- **Results**;
- **Discussion**;

- *Conclusion*;
- *Acknowledgements / Funding*;
- *References*.

Abstract

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see examples in the section “Paper Submission guidelines”). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions*.

In the abstract, you should adhere to the structure of **IMRAD** and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction**; **Methods**; **Results and Discussion** (*see an example*).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rate of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc. ; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material

Science” is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables’ headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see “Paper Submission guidelines”)

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0!**

References

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2-5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed **15–17 %**. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (**GOST 7.0.5–2008**), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see <http://ru.translit.net/?account=bsi>) or (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the **English-language section of the paper (in References)**.

Dear Authors, the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. **After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”, the authors should provide a high-quality translation of their paper into English** (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. **Attention!** The English version of the paper should be sent to the journal’s mail (metal_working@mail.ru) within 2 weeks!

*Editorial board and editorial council of the journal
“Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”*

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «Системы автоматизации металлорежущих и металлообрабатывающих станков».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматизации и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее, 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. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы Антиплагиат. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: msp@chpu.ru). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Внимание авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov .

Напоминаем, что 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 и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы только в рамках указанных специальностей!

В связи с тем что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article*, стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала) (учитывается тело статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*): • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).**

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to.

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть зарегистрирован на сайте журнала. 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.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «Отправить в редакцию».

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

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

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Соучредители журнала
«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

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 № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.

Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X

Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 24 Number 4 OCTOBER – DECEMBER 2022

OB RABOTKA METALLOV

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK